

УДК 661.844

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СЛАБО ПРОВОДЯЩЕЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНАТА БАРИЯ

© 2023 г. А. А. Жданок¹, *, Л. К. Бердникова¹, З. А. Коротаева¹, Б. П. Толчко¹,
В. В. Булгаков¹, М. А. Михайленко¹

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

“Институт химии твердого тела и механохимии Сибирского отделения Российской академии наук”,
Новосибирск, Россия

*E-mail: a-zhdanok@mail.ru

Поступила в редакцию 28.11.2022 г.

После доработки 15.12.2022 г.

Принята к публикации 25.01.2023 г.

Синтезирована и исследована слабо проводящая керамика на основе алюмината бария. При обжиге в окислительной среде получена монофазная керамика с максимальной прочностью при сжатии – 678.5 МПа и плотностью – 3.78 г/см³. Введение в состав токопроводящих добавок позволяет увеличить удельную электрическую проводимость керамики до $1.05 \cdot 10^{-4}$ См/см (при 300°C).

DOI: 10.31857/S0367676522701150, EDN: KVWYXC

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время исследователи проявляют большой интерес к высокотемпературной керамике на основе алюмината бария, которая обладает комплексом уникальных свойств, таких как экологическая безопасность, термическая стабильность (температура плавления алюмината состава ВаО·6Al₂O₃ около 2000°C), интенсивное излучение и длительное время послесвечения [1–4]. Кроме того, изоморфное замещение оксида алюминия на окислы железа в алюминате бария приводит к появлению ряда новых полезных для технических приложений структурных, механических и электрофизических характеристик, в частности каталитических и электропроводящих [5, 6]. Последние позволяют считать катионзамещенную керамику перспективной в качестве элемента вакуумной системы ускорителя, а именно для снятия статического заряда с внутренних поверхностей камер. Материал, из которого изготавливается камера ускорителя, должен удовлетворять ряду требований [7]: обладать достаточной механической прочностью, препятствующей разрушению камеры от атмосферного давления; обладать хорошими вакуумными свойствами; стенки камеры не должны искажать магнитное поле в межполюсном пространстве. Внутренняя поверхность вакуумной камеры должна быть достаточно проводящей, чтобы предотвратить накопление зарядов вследствие выхода частиц из ускорителя и осаждения их на стенки камеры. В противном случае возникающие электростатические поля

привели бы к отклонению и рассеянию ускоряемого пучка [8]. Электропроводность керамических материалов для таких приложений должна находиться в диапазоне 10^{-7} – 10^{-3} См/см [9].

Свойства керамики во многом определяются способом ее получения. От состава исходной смеси, концентрации компонентов, скорости нагрева, продолжительности и температуры отдельных стадий, наличия добавок и т.п. зависят структурные характеристики веществ и фазовый состав. Для получения алюминатов металлов широко используются такие методы, как золь-гель, полимерный процесс осаждения и горения в растворе, микроволновой синтез [3, 10–12]. Однако указанные методы имеют один общий недостаток – отсутствие возможности изготовления монолитных керамических изделий высокой плотности.

Перспективным методом получения катионзамещенных алюминатов бария является твердофазный синтез [13]. При твердофазном синтезе Fe-замещенного алюмината бария в качестве исходных компонентов используется карбонат либо оксид бария и оксиды алюминия и железа. Эти реагенты обычно отдельно размельчают, после чего смешивают в стехиометрических соотношениях. Из тщательно перемешанной смеси методом прессования получают заготовки изделий, которые далее подвергают высокотемпературной обработке в интервале температур 1450–1600°C. Основной проблемой при выборе данного метода синтеза композиционных материалов с улучшенными эксплуатационными свойствами по-преж-

нему остается равномерность распределения модифицирующих добавок в объеме керамической матрицы [14].

Температурная обработка заготовок с целью получения высокоплотных и прочных керамических изделий осуществляется либо без приложения давления (метод свободного спекания), либо под давлением (метод горячего (в т.ч. изостатического) прессования). Свободное спекание является наиболее простой технологией спекания, заключающейся в нагреве предварительно спрессованного брикета в муфельных печах. Отмечается [15], что недостатком данной технологии является отсутствие возможности приложения давления в процессе спекания, в результате чего спеченный материал обладает остаточной пористостью. Горячее прессование – прессование порошка или заготовки с одновременным нагревом – позволяет снизить остаточную пористость, однако использование схемы одноосного прессования приводит к неравномерному распределению плотности по объему спекаемого образца. Проблему неоднородности позволяет решить применение технологии горячего изостатического прессования, заключающейся в нагреве сосуда, содержащего газ и спрессованный брикет. В процессе нагрева сосуда газ расширяется и оказывает всестороннее давление на брикет.

Таким образом, от выбора оптимального режима высокотемпературной обработки зависит, прежде всего, плотность керамического материала. Недостаточная плотность материала с токопроводящими добавками приводит не только к отсутствию конструкционной прочности, но и из-за ограниченного числа проводящих путей не обеспечивает необходимую электропроводность.

Настоящая работа посвящена исследованию физико-механических свойств керамики на основе алюмината бария с токопроводящими добавками с целью определения оптимальных составов и выяснения возможностей получения изделий, которые могут быть перспективны в качестве, например, элементов ускорительных трубок в импульсных линейных ускорителях для предотвращения потери энергии пучка заряженных частиц, движущегося внутри вакуумной камеры.

Принципиальной особенностью метода получения керамических материалов в работе является использование прекурсоров, подготовленных методом совместной механоактивации в высокоэнергетической планетарной мельнице, для получения однородной высокоактивной к спеканию смеси порошков.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Были получены порошковые композиции на основе оксидов бария (BaO) и алюминия

($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$) с токопроводящими добавками. В качестве добавок использовали оксид железа(III) (Fe_2O_3), многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), гидроксид лития, дисилицид молибдена). Оксидные материалы смешивали с добавками и без в активаторе АГО-3 (ЗАО “Новиц”, Россия) при 60 г. Для этого были подобраны следующие условия: загрузка в барабан обрабатываемого материала (смесь) составила 100 г, загрузка мелющих тел (стальные шары диаметром 6 и 10 мм) – 1800 г, время механической обработки – 60 с.

Изготовление лабораторных образцов керамики осуществляли методом полусухого прессования, который включает следующие операции: подготовка формовочной массы, закладка ее в формы, уплотнение, распалубка, сушка, обжиг, охлаждение до температуры окружающей среды.

Формовочную массу готовили из порошковых композиций, составы которых представлены в табл. 1. Порошковую композицию смешивали с водой, формовочная влажность – 9%. Полученную готовую массу засыпали в цилиндрические стальные формы диаметром 10 мм, предварительно смазанные маслом, и прессовали на гидравлическом прессе ПЛГ-20 при давлении 100 МПа. Далее образцы сушили на воздухе в течение 24 ч, а затем в сушильном шкафу при температуре 200°C. После сушки образцы помещали в тигель и засыпали термостойким материалом (плавным электрокорундом) для предупреждения контакта между образцами и деформации образцов. Затем проводили обжиг образцов при температуре 1600°C.

В работе исследовано влияние следующих технологических режимов одной из основных стадий твердофазного синтеза – стадии высокотемпературной обработки (обжиг) – на механические свойства керамических материалов:

Режим 1: нагревание со скоростью 600°C/ч, выдержка при 1600°C в течение 2 ч, последующее охлаждение со скоростью 200°C/ч (обжиг в среде инертного газа (аргон)).

Режим 2: нагревание со скоростью 200°C /ч, выдержка при 1600°C в течение 2 ч, последующее охлаждение со скоростью 100°C/ч (обжиг в воздушной среде).

Режим 3: предварительный обжиг образцов при температуре 1500°C в среде инертного газа (нагревание со скоростью 200°C/ч, выдержка при 1500°C в течение 2 ч, охлаждение со скоростью 200°C/ч) с последующим горячим изостатическим прессованием (ГИП). ГИП-обработку проводили в среде инертного газа (аргон): нагревание со скоростью 200°C/ч до 1600°C с одновременным увеличением давления в камере до 200 МПа, выдержка при заданных условиях в течение 2 ч, последующее охлаждение со скоростью 200°C/ч с одновременным понижением давления.

Таблица 1. Составы порошковых композиций

№	Состав порошковой композиции, мас. %					
	$\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, (ТУ 6-68-164-99)	BaO, (ГОСТ 10203-78)	Fe_2O_3 (ТУ 6-09-5346-87)	МУНТ (ОCSiAl)	MoSi_2 (ТУ 6-09-03-425-76)	LiOH (ТУ 6-09-3767-84)
1	79.96	20.04	—	—	—	—
2	61.95	18.64	19.41	—	—	—
3	61.33	18.45	19.22	1.00	—	—
4	55.76	16.77	17.47	—	10.00	—
5	61.60	18.50	19.30	—	—	0.60

Обжиг при режиме 1 осуществляли в печи SG-QF-1700-4, при режиме 2 – в электропечи сопротивления ТК.16-1750.1Ф, предварительный обжиг при режиме 3 – в печи СНВЭ-1,7.3.1,7/20, ГИП-обработку образцов проводили в атмосфере аргона на установке АР6-30Н.

Для полученных образцов керамики определяли следующие физико-механические характеристики: среднюю плотность, объемную усадку образцов после обжига, предел прочности при сжатии и электрическое сопротивление по ГОСТ 24409-80.

Для исследования фазового состава и микроструктуры конструкционных образцов применяли методы рентгенофазового анализа (РФА) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). РФА проводили на дифрактометре Bruker D8 Discover, состав кристаллографических фаз определяли по базе данных дифракционных стандартов ICDD PDF-2. Снимки микроструктуры получали с помощью микроскопов Hitachi TM1000 (Япония) и 3400S, снабженного приставкой рентгено-флуоресцентного анализа Inca (Oxford Instruments, Великобритания) с возможностью исследования пространственного распределения элементов (картированный состав в области съемки).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исследование полученной керамики на сканирующем электронном микроскопе показало, что ее морфология заметно зависит от наличия добавки и режима высокотемпературной обработки. Структура синтезированного без токопроводящих добавок алюмината бария при разных режимах показана на рис. 1а. Видно, что структура такой керамики достаточно рыхлая, представлена в основном кристаллитами, обладающими пластинчатой морфологией. Пластины при режиме 1 обжига образуются преимущественно гексагональной формы, кроме того, они имеют более низкое соотношение длины к толщине по сравнению с теми, что образовались при режимах 2 и 3.

Исследование морфологии керамики состава 2 (рис. 1б) показало, что при обжиге в среде инерт-

ного газа (режимы 1 и 3) формируются гексагональные кристаллиты в основном призмобразной формы, ориентированные под различными углами друг к другу. Причем для образцов, спеченных при режиме 1 обжига, наблюдаются частично сплавленные бесформенные образования.

При обжиге в воздушной среде (режим 2) не удалось вычлнить структурных образований с четко идентифицируемой геометрической формой. Однако, здесь необходимо отметить наличие плотной упаковки, состоящей из крупных и мелких кристаллитов.

Для образцов керамики, полученных из порошковой композиции с добавлением МУНТ (состав 3) (рис. 1в), так же, как и для образцов состава 2 без МУНТ (рис. 1б), при обжиге в среде инертного газа формируются гексагональные кристаллиты призмобразной формы. Совершенно другая картина наблюдается при обжиге образцов керамики в воздушной среде: кристаллиты удлиненной формы. Более подробно структура данного образца изучена с помощью электронного микроскопа 3400S. Полученные микрофотографии приведены на рис. 2.

Из рис. 2а–2в видно, что введение МУНТ приводит к структурированию керамической матрицы. Для микроструктуры данной керамики характерны сетчато-каркасное распределение кристаллитов. Ввиду того, что обжиг данных образцов керамики проходил в воздушной среде, вероятно, формирование такой микроструктуры происходит на ранней стадии обжига, до того, как МУНТ подвергнется термическому окислению. Окисление МУНТ на воздухе происходит в температурном диапазоне 574–816°C [16, 17].

Согласно полученным данным картирования (рис. 3) для образцов керамики состава 2 и 3, обожженных в воздушной среде (режим 2), наблюдается достаточно однородное распределение элементов Ba, Fe, Al, поэтому можно сделать вывод о монофазности полученной керамики.

Исследования керамики методом РФА (табл. 2) показало формирование гексаалюмината состава $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$ при обжиге компактированных образ-

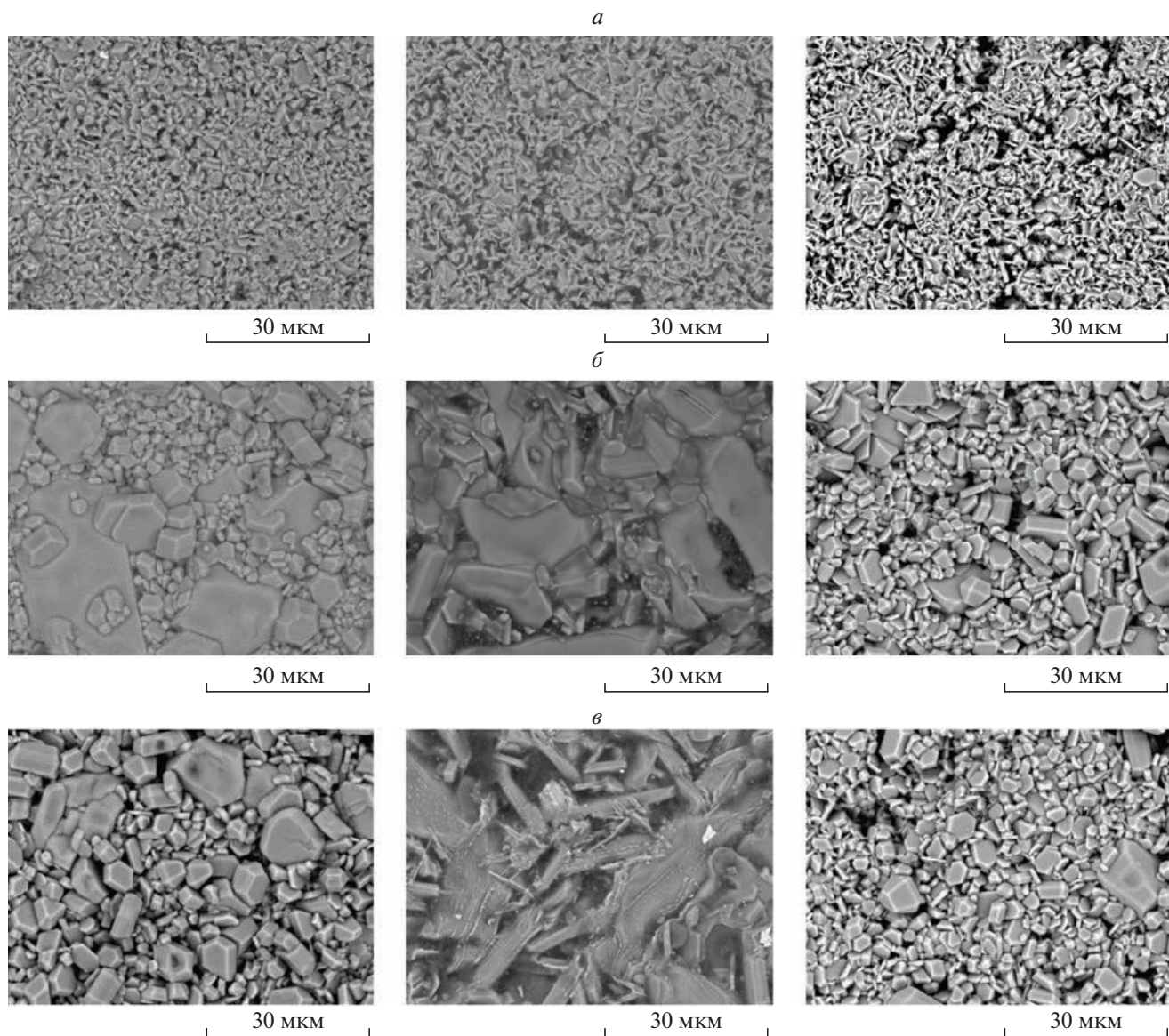


Рис. 1. Электронные микрофотографии образцов керамики составов 1 (а), 2 (б) и 3 (в), полученных при разных режимах обжига.

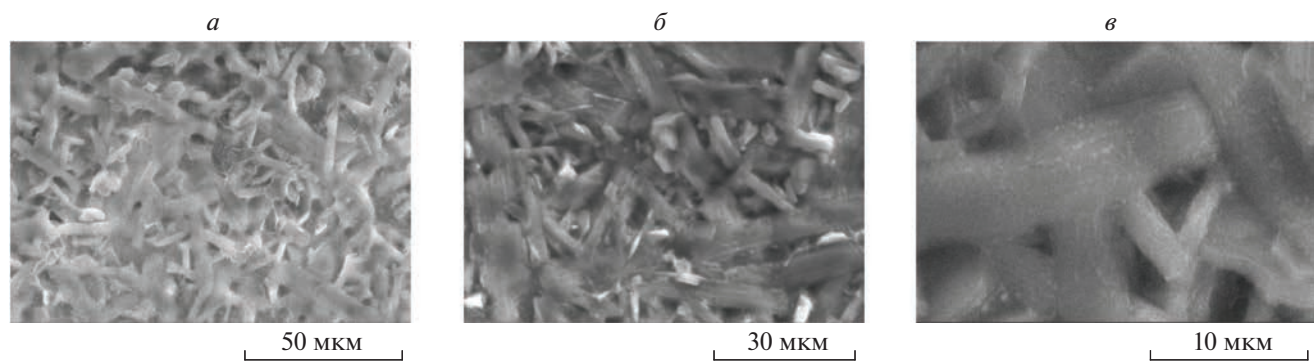


Рис. 2. Электронные микрофотографии при разной степени увеличения образцов керамики состава 3 (режим 2).

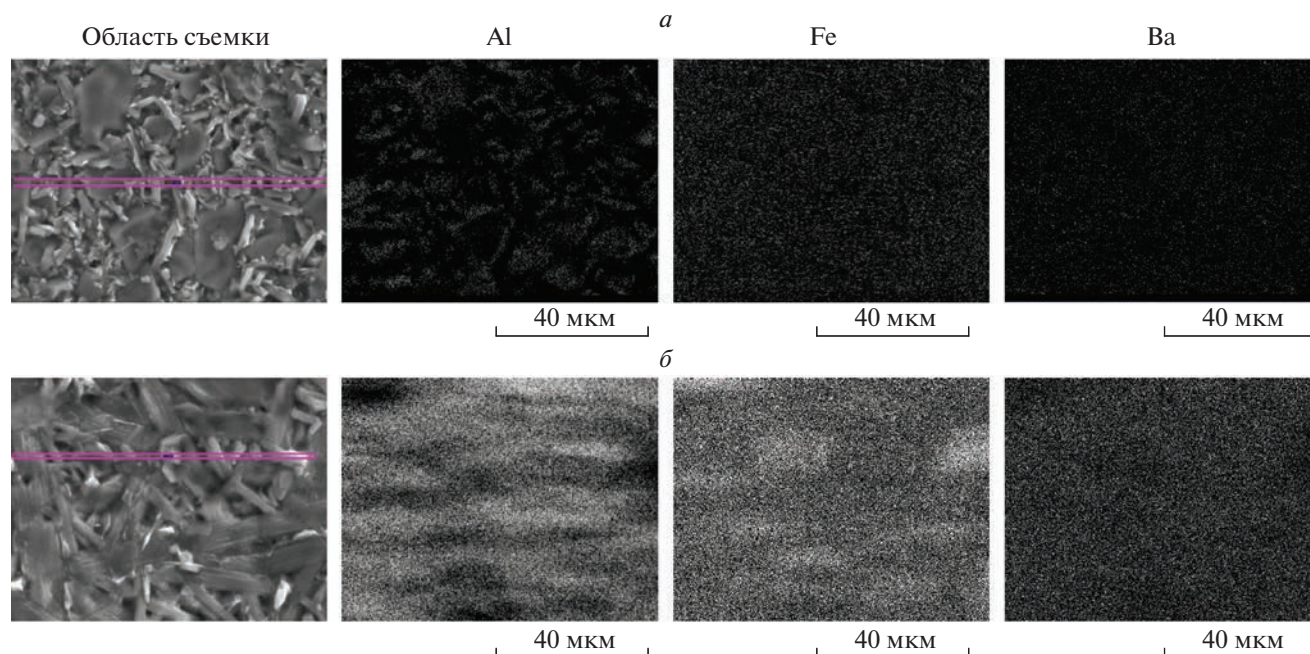


Рис. 3. Данные картирования образцов керамики составов 2 (а) и 3 (б) (режим 2).

цов состава 1 в воздушной среде. Температурная обработка в среде инертного газа приводит к образованию не только фазы $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$, но и алюмината нестехиометрического состава $\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$. Фактически, две структуры гексаалюмината $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$ и $\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$ идентичны и соответствуют небольшой разнице в концентрациях элементов. Как показано выше (рис. 1), не было обнаружено существенной разницы между микроструктурами керамики состава 1, обожженными при разных режимах. При обработке в режиме 1 также дополнительно наблюдается небольшое количество $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$.

Введение добавки оксида железа(III) с последующим обжигом при режиме 1 не приводит, как ожидалось, к формированию железо-замещенного алюмината бария. Вместо этого формируются фазы алюмината бария $\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$ и герцинита (FeAl_2O_4).

Железо-замещенный алюминат бария (согласно базе данных дифракционных стандартов

ICDD PDF-2 наиболее соответствующий состав $\text{Ba}_2\text{Fe}_{11}\text{Al}_{11}\text{O}_{34}$) без примеси посторонних фаз удалось получить при режиме 2 обжига, что согласуется с выводом о монофазности по данным картирования, представленным выше; с примесью фазы $\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$ – при режиме 3.

Добавление МУНТ не изменяет дифракционную картину: для керамики составов 2 и 3 при одном и том же режиме обжига определено наличие одинаковых фаз.

На основе анализа физико-механических характеристик (табл. 3) установлено, что введение добавки оксида железа(III) приводит к увеличению плотности и прочности образцов керамики при режиме 1 обжига на 35.2 и 28.9%, введение смешанной добавки на основе оксида железа и МУНТ (состав 3) – на 40.2 и 80.6%, соответственно. Таким образом, была получена керамика состава 3 при режиме 1 плотностью 3.70 г/см^3 и прочностью при сжатии 635.1 МПа. Наибольшую плотность (3.78 г/см^3) и прочность (678.5 МПа)

Таблица 2. Кристаллографические фазы керамики, определенные методом РФА

Состав порошковой композиции	Кристаллографические фазы		
	режим 1	режим 2	режим 3
1	$\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$; $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$; Al_2O_3	$\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$	$\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$; $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$
2	$\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$; FeAl_2O_4	$\text{Ba}_2\text{Fe}_{11}\text{Al}_{11}\text{O}_{34}$	$\text{Ba}_2\text{Fe}_{11}\text{Al}_{11}\text{O}_{34}$; $\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$
3	$\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$; FeAl_2O_4	$\text{Ba}_2\text{Fe}_{11}\text{Al}_{11}\text{O}_{34}$	$\text{Ba}_2\text{Fe}_{11}\text{Al}_{11}\text{O}_{34}$; $\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$

Таблица 3. Свойства конструкционных образцов керамики

Состав порошковой композиции	Плотность после обжига, г/см ³			Объемная усадка после обжига, %			Предел прочности при сжатии, МПа	
	1*	2	3	1	2	3	1	2
1	2.64	—	—	24.3	—	—	351.6	—
2	3.57	3.67	3.39	37.2	39.4	37.9	453.2	542.7
3	3.70	3.78	3.39	39.4	42.2	37.0	635.1	678.5
4	—	3.42	3.36	—	42.4	31.1	—	—
5	—	3.75	3.31	—	39.1	36.1	—	597.1

1*, 2, 3 – номер режима.

для керамики данного состава удалось получить при режиме 2. Ранее проведенный анализ микроструктуры (рис. 2) согласуется с полученными данными об увеличении плотности. Образцы керамики, полученные с применением ГИП-обработки, обладают меньшей плотностью.

Проведенные исследования показывают, что на свойства керамики оказывает существенное влияние не только введенная добавка, но и режим обжига. Сравнение результатов спекания, проводимого в различных средах, свидетельствует о том, что обжиг в окислительной среде позволяет достичь большей плотности, чем в нейтральной. Только в окислительной среде образуется монофазная керамика, обладающая максимальной плотностью.

Керамика на основе алюмината бария представляет собой диэлектрик [18]. Введение добавки оксида железа(III) позволяет получить керамику, обладающую электрической проводимостью. Анализ полученных данных (рис. 4) показал, что проводимость синтезированных образцов состава 2 облада-

ет сильной температурной зависимостью и варьируется в диапазоне $3.09 \cdot 10^{-8}$ – $2.14 \cdot 10^{-5}$ См/см. Сравнение данных по измерению электропроводности керамики составов 2 и 3 (режим 1) показало, что изменение проводимости не наблюдается. Данный факт указывает на то, что введение добавки МУНТ и последующий обжиг в инертной среде не приводит к образованию новых проводящих контактов.

Для увеличения электропроводности керамических материалов в работе было предложено вместо МУНТ добавить такие токопроводящие соединения, как MoSi_2 (состав 4) и LiOH (в качестве источника ионов лития) (состав 5). В известной литературе отсутствуют данные о применении указанных добавок для керамики на основе алюминатов бария. Обжиг полученных образцов проводили в окислительной среде (режим 2). В первом случае электропроводность варьируется в зависимости от температуры в диапазоне $3.16 \cdot 10^{-6}$ – $4.68 \cdot 10^{-5}$ См/см, во втором – $1.50 \cdot 10^{-7}$ – $1.05 \cdot 10^{-4}$ См/см. Следует отметить, что температурная зависимость электропроводности керамики состава 4 менее выраженная.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Разработана методика получения керамики на основе алюмината бария с токопроводящими добавками и показана возможность варьирования ее электропроводящих и механических свойств. В зависимости от режима высокотемпературной обработки возможно получение как монофазного гексаалюмината $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$ и железо-замещенного алюмината бария $\text{Ba}_2\text{Fe}_{11}\text{Al}_{11}\text{O}_{34}$ (обжиг в окислительной среде), так и многофазного продукта (обжиг в инертной среде). Железо-замещенный алюминат бария при высокой скорости нагревания не образуется, в данном случае методом РФА идентифицируемы фазы $\text{Ba}_{0.956}\text{Al}_{11}\text{O}_{17}$ и FeAl_2O_4 .

Введение в состав порошковой композиции смешанной добавки – оксида железа и МУНТ – с последующим обжигом компактированного об-

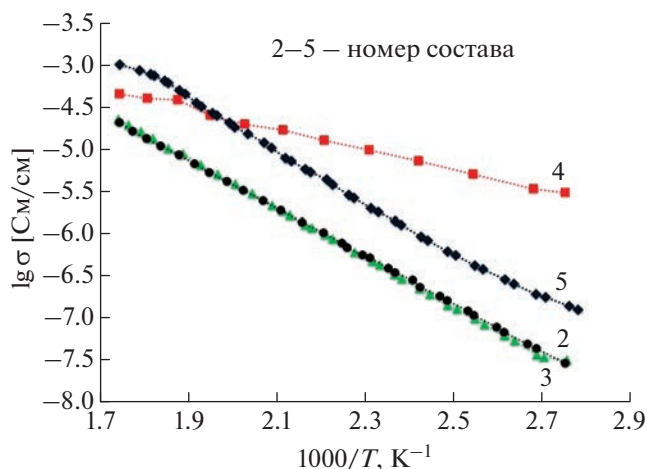


Рис. 4. Температурная зависимость удельной электрической проводимости образцов керамики составов 2–5.

разца в инертной среде (режим 1) способствует получению образцов керамического материала плотностью и прочностью при сжатии на 40.2 и 80.6% превышающих соответствующие показатели образцов без добавки. Термообработка в окислительной среде образцов данного состава способствует получению сетчато-каркасной структуры керамического материала и получению максимальной плотности (3.78 г/см^3) и прочности при сжатии (678.5 МПа)

Максимальной прочности керамического материала соответствует монофазный состав $\text{Ba}_2\text{Fe}_{11}\text{Al}_{11}\text{O}_{34}$, полученный при обжиге в окислительной среде.

Показана возможность получения слабо проводящего керамического материала на основе алюмината бария, используя токопроводящие добавки. Максимальная удельная электрическая проводимость (при 300°C) составляет $1.05 \cdot 10^{-4} \text{ См/см}$.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП по соглашению 075-15-2021-1359 от 13.10.2021 г. (внутренний номер 15.СИН.21.0015).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Mari B., Singh K.C., Verma N. et al.* // Trans. Ind. Ceram. Soc. 2015. V. 74. No. 3. P. 157.
2. *Kaur J., Jaykumar B., Dubey V. et al.* // Res. Chem. Intermed. 2015. V. 41. P. 2317.
3. *Кузнецова Е.Е., Селюнина Л.А., Мишенина Л.Н.* // Вестн. Томск. гос. ун-та. Химия. 2016. № 1(3). С. 19.
4. *Торопов Н.А.* Диаграммы состояния систем тугоплавких оксидов. Справочник. Вып. 5. Двойные системы. Ч. 1. Л.: Наука, 1985. 284 с.
5. *Naoufal D., Millet J., Garbowski E. et al.* // Catalysis Lett. 1998. V. 54. No. 3. P. 141.
6. *Machida M., Equchi K., Arai H.* // Chem. Lett. (Japan). 1987. P. 767.
7. *Власов А.Г.* // Изв. Томск. политех. инст. 1957. Т. 87. С. 301.
8. *Goward F.K., Lawson J., Wilkin J., Carrathers R.* // J. Inst. Electr. Engin. 1950. V. 97. P. 320.
9. *Shutilov R.A., Kuznetsov V.L., Moseenkov S.I. et al.* // Mater. Sci. Engin. B. 2020. V. 254. Art. No. 114508.
10. *Селюнина Л.А., Мишенина Л.Н., Кузнецова Е.Е., Козик В.В.* // Изв. Томск. политех. ун-та. 2014. Т. 324. № 3. С. 67.
11. *Mohapatra A., Anand S., Das R.P.* // Ceram. Int. 2007. V. 33. No. 4. P. 531.
12. *Qiu Z., Zhou Y., Lu M. et al.* // Acta Mater. 2007. V. 8. No. 55. P. 2615.
13. *Полубояров В.А., Коротаева З.А., Жданок А.А. и др.* // Вестн. СГУПС. 2014. № 10. С. 92.
14. *Гаврилова Л.Я.* Методы синтеза и исследование перспективных материалов. Учебное пособие. Екатеринбург: УРГУ, 2008. 74 с.
15. *Болдин М.С.* Физические основы технологии электронного плазменного спекания. Электронное учебно-методическое пособие. Нижний Новгород: Нижегородский гос. ун-т, 2012. 59 с.
16. *Хабидуллина И.А., Ситников Н.Н., Казаков В.А., Сигалаев С.К.* // Изв. вузов. Химия и хим. технол. 2016. Т. 59. № 8. С. 34.
17. *Marosfoi B.B., Szabo A., Marosi G. et al.* // J. Therm. Anal. Calorim. 2006. V. 86. P. 669.
18. *Дриц М.Е., Будберг П.Б., Бурханов Г.С. и др.* Свойства элементов. Справочное изд. М.: Металлургия, 1985. С. 119.

Production of high-strength weakly conductive ceramics based on barium aluminate

A. A. Zhdanok^{a, *}, L. K. Berdnikova^a, Z. A. Korotaeva^a, B. P. Tolochko^a,
V. V. Bulgakov^a, M. A. Mikhaylenko^a

^a Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry of the Siberian Branch of the Russian Academy of Science, Novosibirsk, 630090 Russia

*e-mail: a-zhdanok@mail.ru

Weakly conductive ceramics based on barium aluminate have been synthesized and investigated. When fired in an oxidizing medium monophase ceramics with a maximum compressive strength of 678.5 MPa and a density of 3.78 g/cm^3 were obtained. The introduction of conductive additives into the composition makes it possible to increase the specific electrical conductivity of ceramics to $1.05 \cdot 10^{-4} \text{ S/cm}$ (at 300°C).