

УДК 546.6

## НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ ВЫСОКОДИСПЕРСНОГО АЛЮМИНАТА БАРИЯ

© 2024 г. Л. О. Козлова<sup>a, \*</sup>, И. Л. Ворошилов<sup>a</sup>, Ю. В. Иони<sup>a, b</sup>,  
Ю. Д. Ивакин<sup>c</sup>, И. В. Козерожец<sup>a</sup>, М. Г. Васильев<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Институт общей и неорганической химии им. Н.С. Курнакова РАН,  
Ленинский пр-т, 31, Москва, 119991 Россия

<sup>b</sup>Институт тонких химических технологий имени М.В. Ломоносова МИРЭА — Российский Технологический  
Университет, пр-т Вернадского, 86, Москва, 119571 Россия

<sup>c</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Ленинские горы, 1, Москва, 119991 Россия

\*e-mail: kozzlova167@gmail.com

Поступила в редакцию 14.06.2024 г.

После доработки 30.07.2024 г.

Принята к публикации 31.07.2024 г.

Разработан новый подход к низкотемпературному синтезу высокодисперсного алюмината бария вермикулярной морфологии с заданными характеристиками (насыпная плотность от 0.015 г/см<sup>3</sup>, средний размер частиц в диапазоне 15–87 нм). Методика синтеза включает последовательную термическую обработку до 1200°С концентрированного водного раствора BaCl<sub>2</sub>, Al(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, (NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>CO и C<sub>6</sub>H<sub>8</sub>O<sub>7</sub>. С помощью физико-химических методов исследования: ИК-спектроскопии, рентгенофазового анализа, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, а также химического анализа охарактеризованы основные этапы синтеза BaAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>.

**Ключевые слова:** наноразмерный BaAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, термическая обработка, насыпная плотность, вермикулярная морфология

DOI: 10.31857/S0044457X24110026, EDN: JMRYDA

### ВВЕДЕНИЕ

Наночастицы являются материалом для современных технологий, поэтому синтез высокодисперсных порошков с заданными воспроизводимыми свойствами является актуальной задачей [1]. Известно, что алюминаты щелочноземельных элементов имеют широкое применение в строительной отрасли (наполнители в полимеры, панели) [2], металлургической промышленности (добавки в сплавы металлов) [3], керамической промышленности (огнеупорные материалы) [4] и др. Также наноалюминаты Ba, Ca, Sr используют в качестве люминофоров, поскольку при допировании редкоземельными элементами они обладают хорошими люминесцентными свойствами в видимой области спектра с длительным временем послесвечения [5], химической стабильностью и долгим сроком службы [6].

Наиболее широко применяется гексаалюминат бария (BaO · 6Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), обладающий хоро-

шей ионной проводимостью и высокой химической, термической и физической стабильностью, что препятствует агрегации частиц. Благодаря своим свойствам гексаалюминат бария является прекрасным материалом для создания высокотемпературной керамики (1800°С) [7]. За счет наличия кристаллов удлиненной формы со слоистой структурой алюминат бария способен повышать вязкость разрушения композитов с матрицей Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также образовывать большое количество сложных нестехиометрических алюминатов Ba–O–Al [8].

В литературе описаны различные методы получения алюминатов бария: методы сжигания [9], золь-гель метод [10], гидротермальный метод [11], микроэмульсионный синтез [12], а также метод осаждения [13]. Однако существующие методы и технологии синтеза алюмината бария не позволяют получать материалы с высокой степенью чистоты вследствие загрязнения органическими продуктами разложения, что влияет на се-

бестоимость конечного продукта [2, 14–22]. Главной задачей новых подходов к синтезу наноразмерных материалов является упрощение сложных дорогостоящих и неэффективных этапов без ухудшения свойств конечного продукта. Особый интерес в настоящее время представляет синтез соединений алюминатов бария вермикулярной морфологии, которая представляет собой округлую червеобразную форму в наноразмерном диапазоне отдельных звеньев и является перспективным конструкционным материалом.

В предыдущих работах авторского коллектива [20, 22, 23] описан способ низкотемпературного синтеза смешанных оксидов Sr и Ca, который заключается в последовательной многостадийной термической обработке концентрированного водно-углеводного раствора солей алюминия и щелочноземельных элементов. Согласно этим работам, подбор концентраций прекурсоров и условий термической обработки позволяет контролировать насыпную плотность, размер и форму частиц, а также содержание остаточного углерода в образцах.

Целью настоящей работы является определение оптимальных параметров низкотемпературного синтеза и исследование процесса фазообразования высокодисперсного алюмината бария с заданными и воспроизводимыми свойствами: формой и размером частиц, насыпной плотностью, дисперсностью.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

**Синтез алюмината бария.** Для получения алюмината бария применяли описанный ранее метод пиролиза концентрированного водно-углеводного раствора солей [2, 20, 22, 23].

В работе использовали  $\text{BaCl}_2$  (ос. ч.),  $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  (ос. ч.), а также лимонную кислоту  $\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7 \cdot \text{H}_2\text{O}$  (х. ч.) и мочевины  $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$  (х. ч.) в качестве хелатообразующего и полимеризующего агентов.

Общая схема синтеза алюмината бария ( $\text{BaAl}_2\text{O}_4$ ) представлена на рис. 1.

Растворы 15 г  $\text{Al}(\text{NO}_3)_3 \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  в 10 мл  $\text{H}_2\text{O}$ , 36 г  $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$  в 40 мл  $\text{H}_2\text{O}$ , 4.8 г  $\text{BaCl}_2$  в 15 мл  $\text{H}_2\text{O}$  и 10.5 г  $\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7 \cdot \text{H}_2\text{O}$  в 8 мл  $\text{H}_2\text{O}$  смешивали и упаривали при  $80^\circ\text{C}$  в течение 6 ч до появления концентрированного водно-углеродного ксерогеля, который подвергали термической обработке до  $1200^\circ\text{C}$  на воздухе в печи СНОЛ со скоростью

нагрева 10 град/мин в температурном интервале  $20\text{--}1200^\circ\text{C}$ .

**Исследование образцов.** Фазовый состав полученных образцов определяли с помощью дифрактометра Bruker D8 Advance в режиме отражения ( $\text{CuK}_\alpha$ -излучение, 40 кВ, 40 мА,  $\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$ ) с шагом сканирования 4 град/мин. Морфологию наночастиц исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Carl Zeiss Supra 40. Образцы алюмината бария размещали на держателе, который помещали внутрь камеры с вакуумом  $\sim 10\text{--}6$  мбар, при получении изображений во вторичных рассеянных электронах ускоряющее напряжение составляло 1–10 кВ, апертура 30 мкм. Просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) проводили на приборе JEOL Jem-1011 при ускоряющем напряжении 80 кВ. Образцы наносили на медные сетки, покрытые углеродной пленкой, путем распыления водной суспензии ультразвуком, затем помещали внутрь камеры с вакуумом  $\sim 6\text{--}10$  мбар. ИК-спектры поглощения образцов регистрировали на ИК-Фурье-спектрометре Bruker Alpha с приставкой Platinum ATR в диапазоне  $400\text{--}4000 \text{ см}^{-1}$ , шаг сканирования  $4 \text{ см}^{-1}$ . Анализ полученных ИК-спектров проводили на основании литературных и справочных данных [24–26]. Содержание С, Н, N в мас. % в образцах исследовали на анализаторе EA1108 CarloEbra Instruments (Италия). Горение образцов, полученных при разных температурах обжига, обеспечивали добавлением в капсулу  $\text{Co}_2\text{O}_3$ . Образец массой до 1 мг сжигали в автоматическом режиме в реакционной трубке анализатора при  $t = 980^\circ\text{C}$  с импульсной подачей кислорода. Полный анализ продуктов сгорания проводили с помощью детектора по теплопроводности с компьютерной обработкой полученных хроматографических данных. Насыпную плотность определяли пикнометрическим методом с погрешностью измерения 10%.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно данным [20, 23], лимонная кислота  $\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7 \cdot \text{H}_2\text{O}$  и мочевины  $(\text{NH}_2)_2\text{CO}$  обладают хелатообразующими и полимеризующими свойствами, поэтому в их присутствии в кипящем водном растворе солей  $\text{BaCl}_2$  и  $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$  происходит образование аквакомплексов. Последующее термическое разложение аквакомплексов

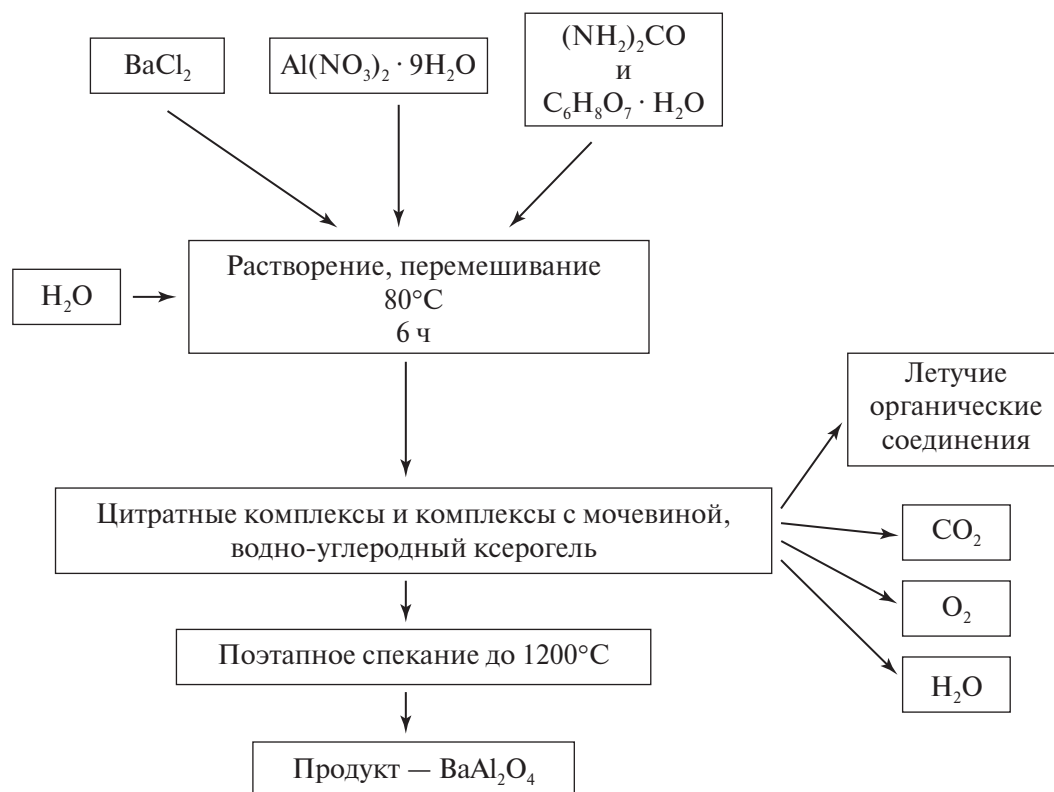


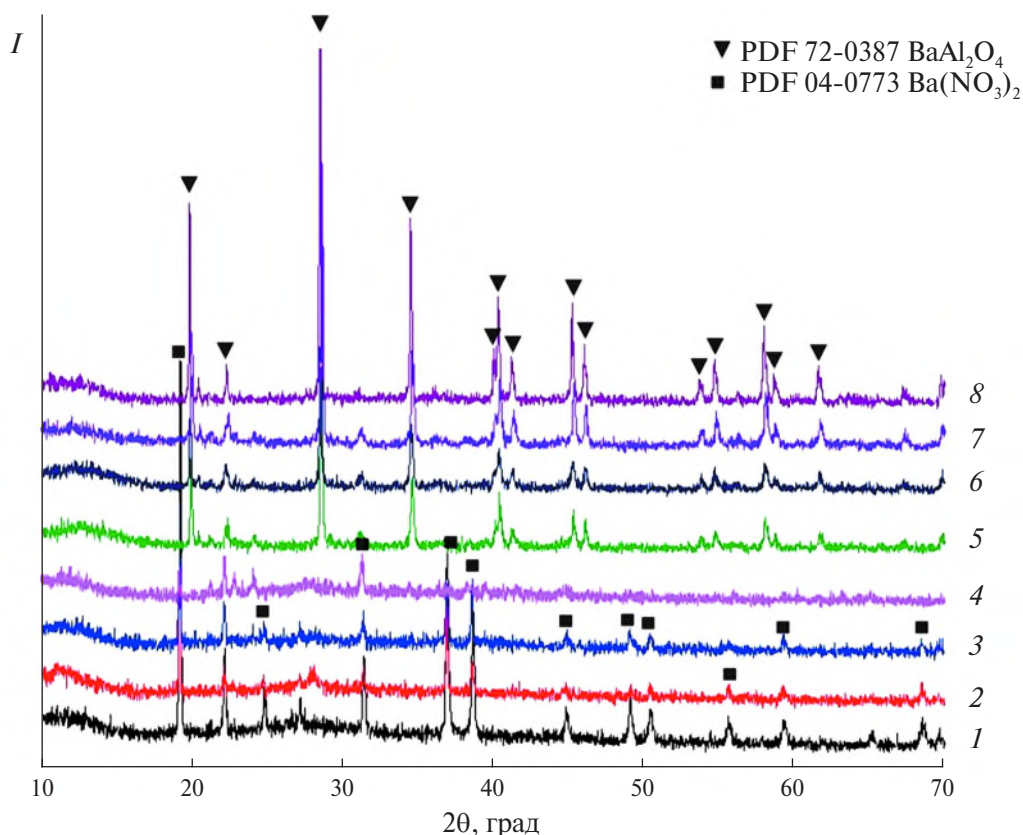
Рис. 1. Схема разработанного низкотемпературного синтеза алюмината бария ( $\text{BaAl}_2\text{O}_4$ ).

при  $350^\circ\text{C}$  приводит к формированию летучих органических соединений, таких как фураны (НМФ), муравьиная, гликолевая, леволиновая, уксусная, молочная кислоты, и нелетучего твердого остатка – солей гуминовых кислот (рис. 1). Согласно предложенному в работе [20] описанию процесса, при вспенивании реакционной массы в стенках возникающей ячеистой структуры оказывается пространство, в котором формируются оксидные частицы. Толщина стенок ячеистой структуры определяет диапазон среднего размера оксидных частиц, что указывает на актуальность проблемы подбора оптимальных параметров низкотемпературного синтеза и исследования процесса фазообразования высокодисперсного алюмината бария с заданными и воспроизводимыми свойствами.

На рис. 2 представлено изменение фазового состава образцов, полученных после термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$ , при температурах  $200\text{--}1200^\circ\text{C}$ . На начальных этапах термической обработки до  $400^\circ\text{C}$  (рис. 2–4) в образце присутствуют рентгеноаморфная составляющая и кристаллический нитрат бария, что указывает

на большее сродство  $\text{NO}_3^-$  к  $\text{Ba}^{2+}$ , чем к  $\text{Al}^{3+}$ . После обработки при  $900^\circ\text{C}$  и выше рефлексы нитрата бария на дифрактограммах не проявляются, а наблюдаемые рефлексы соответствуют образовавшейся фазе  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  (PDF 72-0387). Следует отметить, что традиционный высокотемпературный синтез  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  происходит при температурах  $>1100^\circ\text{C}$  [27].

Согласно табл. 1, параметры элементарной ячейки синтезированного высокодисперсного порошка  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  сопоставимы со стандартом  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  (PDF 72-0387). Данные РФА подтверждаются результатами ИК-спектроскопии (рис. 3). В образцах, полученных после термической обработки до  $400^\circ\text{C}$ , присутствует широкая полоса поглощения в диапазоне  $1100\text{--}1800\text{ см}^{-1}$ , отвечающая колебаниям органической составляющей гуминовых кислот (рис. 3, кривые 1, 2). Термическая обработка при  $900^\circ\text{C}$  приводит к появлению интенсивных полос поглощения в области  $420\text{--}900\text{ см}^{-1}$  (рис. 3, кривые 3, 4), соответствующих валентным колебаниям связей  $\text{Al-O}$ ,  $\text{Ba-O}$  и  $\text{Ba-O-Al}$ . Формирование в этой области более тонкой структуры полос поглощения около  $420$ ,  $630$ ,  $800$  и  $840\text{ см}^{-1}$  при



**Рис. 2.** Дифрактограммы образцов, полученных после термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$  при 200 (1), 230 (2), 330 (3), 400 (4), 900 (5), 1000 (6), 1100 (7), 1200°C (8).

**Таблица 1.** Свойства синтезированного  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  в сравнении с эталонным  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  (PDF 72-0387)

Вещество	Пр. гр.	Сингония	Параметры элементарной ячейки
Полученный $\text{BaAl}_2\text{O}_4$	$R\bar{6}_322$	Гексагональная	$a = 0.521$ нм, $c = 0.876$ нм, $V = 20.641$ нм <sup>3</sup>
PDF 72-0387 $\text{BaAl}_2\text{O}_4$	$R\bar{6}_322$	Гексагональная	$a = 0.5218$ нм, $c = 0.8781$ нм, $V = 20.705$ нм <sup>3</sup>

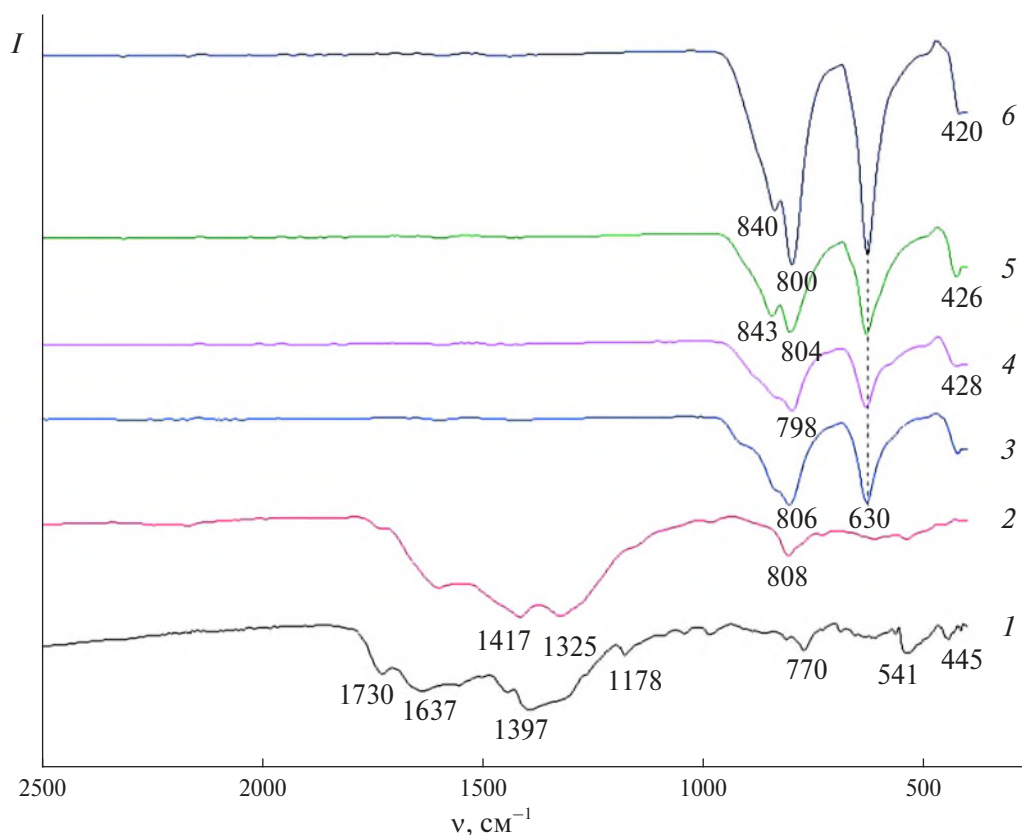
**Таблица 2.** Анализ содержания С, Н, N на разных стадиях термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$ , мас. %. Погрешность измерения  $\pm 10\%$

Элемент	$t, ^\circ\text{C}$						
	200	330	400	500	600	700	900
С	14.13	9.13	2.14	0.11	0.03	Не опр.	Не опр.
Н	2.19	0.73	0.57	0.13	0.09	0.05	Не опр.
N	27.91	18.72	9.35	3.12	Не опр.	Не опр.	Не опр.

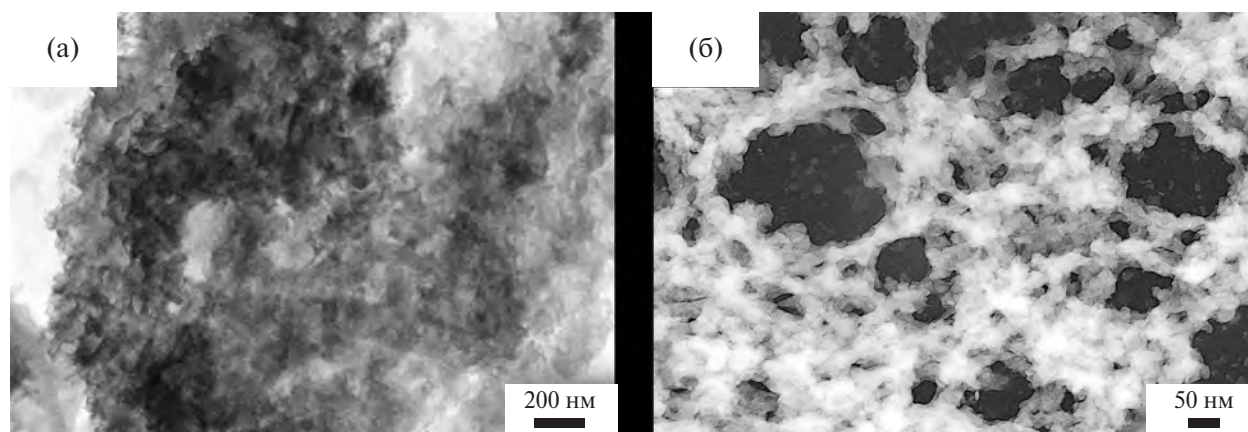
температурах термообработки 1100–1200°C (рис. 3, кривые 5, 6) свидетельствует о совершенствовании структуры образовавшегося  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$ .

Анализ содержания С, Н, N (в мас. %) на разных стадиях термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и

$\text{Al}^{3+}$  (табл. 2) показал уменьшение содержания С, Н и N по мере увеличения температуры обработки. Сохранение в структуре Н в количестве 0.05 мас. % при прогреве на 700°C обусловлено наличием небольшого количества поверхностно связанной воды в структуре образца. Согласно представленным результатам (табл. 2, рис. 1–4),



**Рис. 3.** ИК-спектры поглощения образцов, полученных на разных стадиях термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$  при 200 (1), 400 (2), 900 (3), 1000 (4), 1100 (5) и 1200°C (6).

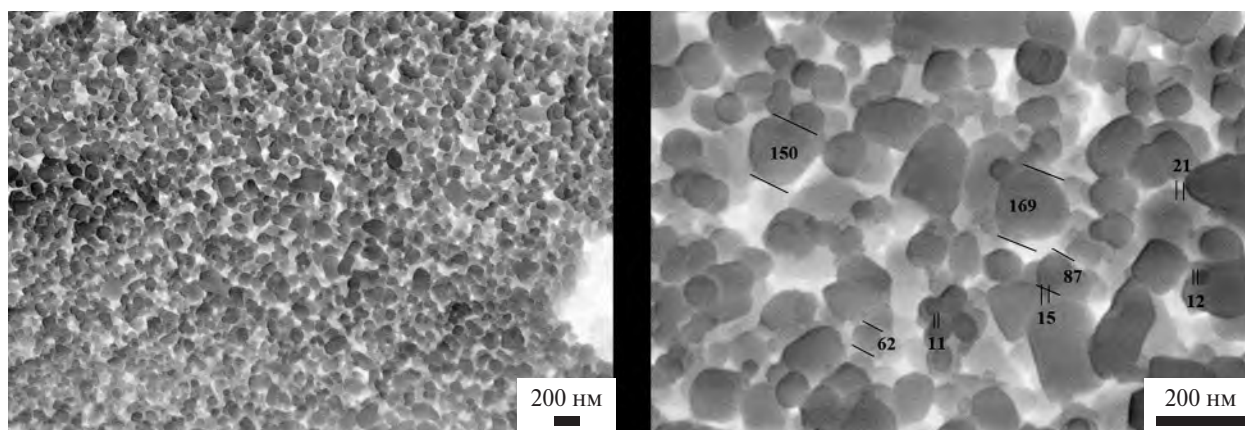


**Рис. 4.** ПЭМ- (а) и СЭМ-изображения (б) образца, полученного после термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$  при 400°C.

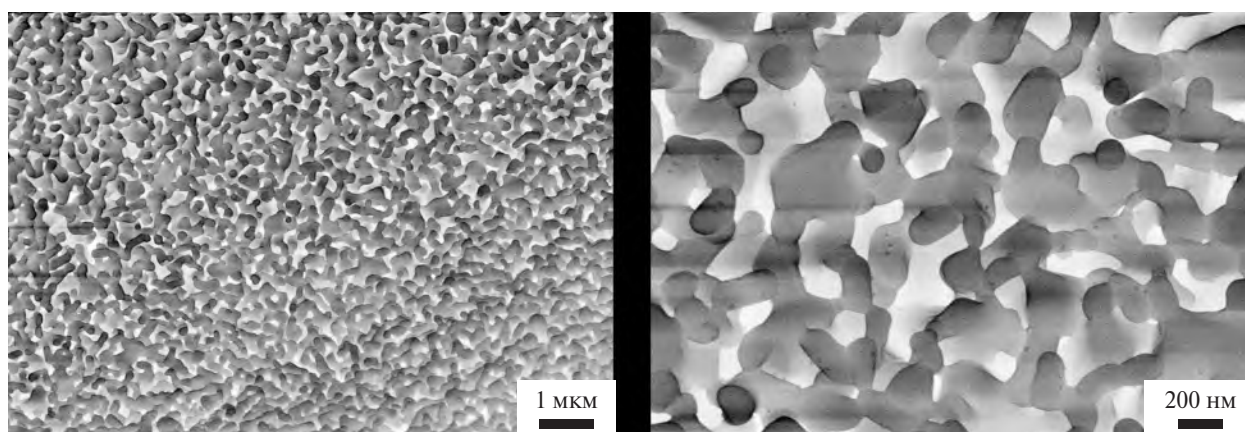
полное разложение  $\text{Ba}(\text{NO}_3)_2$  наблюдается при температуре  $\sim 600^\circ\text{C}$ , что согласуется с данными [14].

На рис. 4 представлены СЭМ- и ПЭМ-изображения образца, полученного после термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$  при температуре 400°C. Как видно из микрофотографий,

переходная форма представляет ячеистую структуру из крупных блоков с размерами от 500 нм, которые образованы агломератами наночастиц с размерами от 15 нм. Насыпная плотность переходной формы составляет  $0.015 \text{ г/см}^3$ . Увеличение температуры термической обработки до  $900^\circ\text{C}$  приводит к полному выгоранию С, Н, N (табл. 2) и формированию изометрических кри-



**Рис. 5.** СЭМ-изображения образца, полученного после термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$  при  $900^\circ\text{C}$ . Размеры некоторых кристаллов указаны в нм.



**Рис. 6.** СЭМ-изображения образца, полученного после термической обработки углеродсодержащего ксерогеля на основе солей  $\text{Ba}^{2+}$  и  $\text{Al}^{3+}$  при температуре  $1200^\circ\text{C}$ .

сталлов  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  (рис. 1–5) со средним размером частиц 87 нм и насыпной плотностью  $0.054 \text{ г/см}^3$ . Последующий прогрев до  $1200^\circ\text{C}$  (рис. 6) приводит к образованию вермикулярной структуры образца вследствие активации твердофазной подвижности решетки и начала процессов спекания аналогично тому, как это происходит при термообработке оксида алюминия [28].

В современном материаловедении одним из важнейших направлений является создание экономически обоснованных композитных материалов, исследование их свойств и разработка на их основе новых технологий и устройств. Введение  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  с контролируемыми свойствами как добавку к керамическим материалам позволяет получать элементы вакуумных систем для снятия статического заряда с внутренних поверхностей камер, изготовления терморегулирующих покрытий, применяемых при изготовлении кос-

мических аппаратов, импульсных ламп [7, 9–12] и др.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Установлено, что методом пиролиза водно-углеводного ксерогеля при  $900^\circ\text{C}$  синтезирован  $\text{BaAl}_2\text{O}_4$  со средним размером кристаллов 87 нм и насыпной плотностью  $0.054 \text{ г/см}^3$ . Повышение температуры термообработки до  $1100$ – $1200^\circ\text{C}$  приводит к совершенствованию его кристаллической структуры. Термообработка при  $1200^\circ\text{C}$  сопровождается спеканием изометрических кристаллов с изменением их морфологии на вермикулярную.

## БЛАГОДАРНОСТЬ

Исследования методом РФА проводили с использованием оборудования ЦКП ФМИ ИОНХ РАН; для проведения СЭМ использовали оборудо-

дование Учебно-методического центра литографии и микроскопии МГУ им. М. В. Ломоносова.

### ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена в рамках госзадания ИОНХ РАН в области фундаментальных научных исследований.

### КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wang Z., Wang Y., Subramanian M.A. et al. // Prog. Solid State Chem. 2022. V. 68. № 100379. <https://doi.org/10.1016/j.progsolidstchem.2022.100379>
2. Reza Rezaie M., Reza Rezaie H., Naghizadeh R. // Ceram. Int. 2009. V. 35. P. 2235. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2008.12.009>
3. Grigorovich K.V., Demin K.Y., Arsenkin A.M. et al. // Russ. Metall. 2011. V. 9. P. 912. <https://doi.org/10.1134/S0036029511090126>
4. Pollmann H. // Rev. Mineral. Geochem. 2012. V. 74. P. 1. <https://doi.org/10.2138/rmg.2012.74.1>
5. Djurić B., Pickering S., McGarry D. // J. Mater. Sci. 1999. V. 34. P. 2685. <https://doi.org/10.1023/a:1004625405083>
6. Chen G. // J. Alloys Compd. 2006. V. 416. № 1–2. P. 279. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2005.08.059>
7. Seyidoglu T. // Open Ceram. 2023. V. 16. P. 100491. <https://doi.org/10.1016/j.oceram.2023.100491>
8. Mohapatra M., Pattanaik D.M., Anand S. et al. // Ceram. Int. 2007. V. 33. № 4. P. 531. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2005.10.019>
9. Singh V., Natarajan V., Kim D.-K. // Radiat. Eff. Defects Solids. 2008. V. 163. № 3. P. 199. <https://doi.org/10.1080/10420150701365854>
10. Yue Z., Zhong M., Ma H. et al. // J. Shanghai University. 2008. V. 12. P. 216. <https://doi.org/10.1007/s11741-008-0306-1>
11. Zhuzhgov A.V., Kruglyakov V.Y., Suprun E.A. et al. // Russ. J. Appl. Chem. 2022. V. 95. P. 512. <https://doi.org/10.1134/S1070427222040061>
12. Torrez-Herrera J.J., Korili S.A., Gil A. // Catal. Rev. 2022. V. 64. № 3. P. 592. <https://doi.org/10.1080/01614940.2020.1831756>
13. Rojas-Hernandez R.E., Rubio-Marcos F., Rodriguez M.A. et al. // Renew. Sust. Energ. Rev. 2018. V. 81. P. 2759. <https://doi.org/10.1016/j.rser.2017.06.081>
14. Su Y., Chen C., Wang J. et al. // Ceram. Int. 2024. V. 50. № 11. P. 18169. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.02.300>
15. Efimov A.A., Lizunova A.A., Volkov I.A. et al. // J. Phys.: Conf. Ser. 2016. V. 741. P. 012035. <https://doi.org/10.1088/1742-6596/741/1/012035>
16. Malwal D., Packirisamy G. // Synthesis of Inorganic Nanomaterials. 2018. P. 255. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-101975-7.00010-5>
17. Kumar A., Dixit C.K. // Advances in Nanomedicine for the Delivery of Therapeutic Nucleic Acids. 2017. P. 43. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-100557-6.00003-1>
18. Benourdia S., Kaynar Umit H., Ayvaciikli M. et al. // Appl. Radiat. Isot. 2018. V. 139. P. 34. <https://doi.org/10.1016/j.apradiso.2018.04.023>
19. Lephoto M.A., Ntwaeaborwa O.M., Pitale S.S. et al. // Phys. B: Condens. Matter. 2012. V. 407. № 10. P. 1603. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2011.09.096>
20. Kozerozhets I., Semenov E., Kozlova L. et al. // Mater. Chem. Phys. 2023. V. 309. P. 128387. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.128387>
21. Ianos R., Lazau R., Boruntea R.C. // Ceram. Int. 2015. V. 41. № 2. P. 3186. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.10.171>
22. Kozerozhets I.V., Semenov E.A., Avdeeva V.V. et al. // Ceram. Int. 2023. V. 49. № 18. P. 30381. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2023.06.300>
23. Kozlova L.O., Ioni Yu.V., Son A.G. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2023. V.68. P. 1744. <https://doi.org/10.1134/S0036023623602374>
24. Perier-Camby L., Thomas G. // Solid State Ionics. 1993. V. 63–65. P. 128. [https://doi.org/10.1016/0167-2738\(93\)90095-K](https://doi.org/10.1016/0167-2738(93)90095-K)
25. Panasyuk G.P., Luchkov I.V., Kozerozhets I.V. et al. // Inorg. Mater. 2013. V. 49. P. 899. <https://doi.org/10.1134/S0020168513090136>
26. Panasyuk G.P., Azarova L.A., Belan V.N. et al. // Theor. Found. Chem. Eng. 2018. V. 52. P. 879. <https://doi.org/10.1134/S0040579518050202>
27. Селюнина Л.А., Мишенина Л.Н., Кузнецова Е.В. и др. // Изв. ТПУ. 2014. Т. 324. № 3. С. 67.
28. Wang L., Hu J., Cheng Y. et al. // Scripta Mater. 2015. V. 107. P. 59. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.05.020>

## LOW-TEMPERATURE SYNTHESIS OF HIGHLY DISPERSED BARIUM ALUMINATE

L. O. Kozlova<sup>a,\*</sup>, I. L. Voroshilov<sup>a</sup>, Yu. V. Ioni<sup>a, b</sup>, Yu. D. Ivakin<sup>c</sup>,  
I. V. Kozerzhets<sup>a</sup>, and M. G. Vasiliev<sup>a</sup>

<sup>a</sup> Kurnakov Institute of General and Inorganic Chemistry, Russian Academy of Sciences, Moscow, 119991  
Russia

<sup>b</sup> Lomonosov Institute of Fine Chemical Technologies, MIREA—Russian Technological University, Moscow,  
119571 Russia

<sup>c</sup> Moscow State University, Moscow, 119991 Russia

\*e-mail: kozzllova167@gmail.com

A new approach has been developed for the low-temperature synthesis of highly dispersed barium aluminate of vermicular morphology with specified characteristics (bulk density from 0.015 g/cm<sup>3</sup>, average particle size in the range of 15–87 nm). The synthesis technique includes sequential heat treatment up to 1200°C of a concentrated aqueous solution of BaCl<sub>2</sub>, Al(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, (NH<sub>2</sub>)<sub>2</sub>CO and C<sub>6</sub>H<sub>8</sub>O<sub>7</sub>. Using physico-chemical research methods: IR spectroscopy, X-ray phase analysis, transmission and scanning electron microscopy, as well as chemical analysis, the main stages of the synthesis of BaAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> are characterized.

*Keywords:* nanoscale BaAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>, heat treatment, bulk density, vermicular morphology