

УДК 542-06;544-22;666.9-16

## КОМПОЗИТЫ КОРУНД/ТЕТРАГОНАЛЬНЫЙ ДИОКСИД ЦИРКОНИЯ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ КАТИОНАМИ СТРОНЦИЯ

© 2023 г. Л. И. Подзорова<sup>1</sup>\*, А. А. Ильичёва<sup>1</sup>, О. И. Пенькова<sup>1</sup>, В. П. Сиротинкин<sup>1</sup>, О. С. Антонова<sup>1</sup>, М. А. Каплан<sup>1</sup>, М. Г. Фролова<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова, Российской академии наук, Ленинский пр., 49, Москва, 119334 Россия

\*e-mail: lpodzorova@imet.ac.ru

Поступила в редакцию 30.01.2023 г.

После доработки 17.05.2023 г.

Принята к публикации 18.05.2023 г.

Получены композиты на основе нанопорошков, прекурсоры которых синтезированы гидролизным золь–гель-методом из 1 М растворов солей  $ZrOCl_2$ ,  $Al(NO_3)_3$ ,  $Yb(NO_3)_3$ ,  $Sr(NO_3)_2$ , количество которых отвечало базовому составу (мол. %):  $50 Al_2O_3$ ,  $50 - n 3Yb-TZP$  (тетрагональный диоксид циркония, стабилизированный 3%  $Yb_2O_3$ ) и модификатор  $SrO$  в количестве  $n = 1, 3$  и 6%. Проведено исследование влияния количества модификатора на формирование фазового состава, микроструктуры и механические характеристики композитов. Установлено, что введение модификатора определяет смещение фазового перехода  $\theta-Al_2O_3 \rightarrow \alpha-Al_2O_3$  в область более высоких температур. Показано, что в процессе спекания исходных наноразмерных порошков *in situ* в температурном интервале 1250–1400°C происходит формирование фаз корунда и гексаалюмината стронция. Определено, что введение модификатора свыше 3% повышает закрытую пористость композитов, снижая параметр прочности с 700 до 450 МПа.

**Ключевые слова:** фазообразование, микроструктура, прочность, трещиностойкость

**DOI:** 10.31857/S0002337X2306012X, **EDN:** EUOHQF

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время керамические материалы на основе тугоплавких оксидов алюминия и циркония активно используются для изготовления деталей технического и медицинского назначения [1–3]. Физико-механические свойства диоксида циркония и оксида алюминия существенно отличаются по параметрам устойчивости к хрупкому разрушению, прочности и теплопроводности. Этот факт обусловил развитие исследований по разработке композиционных материалов на основе данных оксидов, в которых реализуются различные комбинации физико-химических параметров, что способствует расширению областей эксплуатации, например, в условиях динамических нагрузок и высоких температур [4–8]. Как правило, повышения устойчивости к хрупкому разрушению композитов достигают путем введения диоксида циркония в метастабильной тетрагональной форме, стабилизируемой различными катионами (Y, PЗЭ и др.), обладающей эффектом трансформационного упрочнения. Армирование материалов кристаллитами иного габитуса, чем матрица композитов, также способствует повыше-

нию и расширению температурного интервала сохранения высокой устойчивости к хрупкому разрушению за счет переориентации распространения микротрещин, возникающих при нагрузке, что способствует погашению приложенной энергии [9–13].

В работах [14–16] показано, что в процессе термообработки наноразмерных исходных порошков систем  $Al_2O_3-T-ZrO_2$  (тетрагональный диоксид циркония), включающих оксиды кальция и стронция, происходит кристаллизация стабильной формы оксида алюминия и гексаалюминатов стронция или кальция ( $SrAl_{12}O_{19}$  или  $CaAl_{12}O_{19}$ ).

Целью настоящей работы явилось изучение влияния введения различного количества катионов стронция на стадии золь–гель-синтеза прекурсоров порошков систем  $Al_2O_3-ZrO_2-Yb_2O_3$  на формирование фазового состава, микроструктуры и механические характеристики композитов на их основе.

### ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Синтез предшественников исходных порошков выполняли гидролизным золь–гель-методом. Предварительно готовили 1 М растворы солей

ZrOCl<sub>2</sub>, Al(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, Yb(NO<sub>3</sub>)<sub>3</sub>, Sr(NO<sub>3</sub>)<sub>2</sub>, количество которых отвечало базовому составу (мол. %) <sup>1</sup>: 50 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 50 – *n* 3Yb-TZP (тетрагональный диоксид циркония, стабилизированный 3% Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и модификатор SrO в количестве *n* = 1, 3 и 6%. Смесь растворов солей вводили при постоянном перемешивании в осадитель (раствор аммиака), содержащий ПАВ, в качестве которого использовали поливинилпирролидон [16]. Гидрогели высушивали при температуре 180°C, а затем ксерогели термообработывали при температурах 950, 1250 и 1450°C. Порошки и композиты обозначали в соответствии с содержанием SrO – 0, 1, 3 и 6.

Термический анализ ксерогелей проводили на приборе Netzsch STA 409 PC/PG, программное обеспечение которого позволяет представлять результаты в виде кривых ДСК, фиксирующей экзо- и эндоэффекты. Погрешность метода не более 5–7%. Скорость нагрева 10°C/мин.

Для измерения удельной поверхности порошков использовали метод низкотемпературной адсорбции–десорбции (БЭТ) (адсорбционно-структурный анализатор TriStar-3000, фирма Micromeritics, США).

Качественный анализ фазового состава образцов проводили на дифрактометре Ultima IV с высокоскоростным детектором D/teX фирмы Rigaku (Япония) (CuK<sub>α</sub>-излучение, никелевый фильтр), 2θ = 22°–70°, шаг сканирования 0.02°. Идентификацию фаз проводили по банку рентгенометрических данных PDF2. Соединения идентифицированы по карточкам PDF2: α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> № 035-0121; θ-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> № 079-1559; [ZrYb] O<sub>2</sub> (тетрагональный) № 075-9645; ZrO<sub>2</sub> (моноклинный) № 081-1544; SrAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub> № 080-1195.

Заготовки для обжига прессовали в виде призм размером 5 × 4 × 32 мм при удельном давлении 200 МПа. Спекание проводили в режиме непрерывного нагрева до 1650°C с выдержкой при этой температуре 1 ч. Относительную плотность и пористость композитов определяли согласно ГОСТ 2409-2014.

Линейную непрерывную усадку образцов измеряли на dilatометре DIL 402 с вакуум-плотной печью (NETZSCH, Германия). Съемка проводилась со скоростью нагрева 10°C/мин до температуры 1700°C в непрерывном токе аргона (70 мл/мин).

Микроструктуру композитов оценивали по снимкам, полученным на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) Tescan Vega II SBU в режиме BSE – обратно отраженных электронов. Предел прочности при изгибе определяли методом трехточечного изгиба в соответствии с ГОСТ Р 57749-2017

“Композиты керамические. Метод испытания на изгиб при нормальной температуре”, используя испытательную машину Instron 5581. Трещиностойкость (параметр  $K_{Ic}$ ) рассчитывали, используя величину максимальной нагрузки при изгибе образцов с предварительно нанесенными надрезами. Микротвердость по Виккерсу определяли при нагрузке 2 Н.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Исходные порошки для формования заготовок композитов были получены при температуре 950°C [16]. Порошки имели высокую удельную поверхность, не ниже 50 м<sup>2</sup>/г, что отвечает индивидуальным размерам частиц не более 25 нм.

Результаты термического анализа ксерогелей образцов 0, 1, 3 и 6 представлены на рис. 1. В температурной области от 20 до 300°C наблюдаются эндоэффекты, обусловленные удалением слабосвязанных радикалов. Интенсивный экзотермический эффект, отмечаемый в этой области, соответствует перекристаллизации Al(OH)<sub>3</sub>, что подробно описано в работах [17, 18]. В образце 0 при температуре 937°C фиксируется экзоэффект, отвечающий кристаллизации сложного твердого раствора на основе ZrO<sub>2</sub>, включающего катионы Yb<sup>3+</sup> и Al<sup>3+</sup> [19, 20]. На ДСК-кривых модифицированных составов экзоэффектов, отвечающих кристаллизации твердого раствора на основе ZrO<sub>2</sub>, в явной форме не наблюдается. Однако восходящий подъем кривой может указывать на протекающие экзотермические процессы формирования кристаллических фаз. Данное предположение подтверждается результатами дифрактометрии образцов, полученных при температуре 950°C (рис. 2).

Основной кристаллической фазой всех порошков, полученных при температуре 950°C, является диоксид циркония в псевдокубической форме, на что указывают сильно уширенные дифракционные пики ZrO<sub>2</sub>. Также идентифицируется моноклинная форма ZrO<sub>2</sub>. Содержание этой формы уменьшается в ряду 1, 3, 6, что связано с частичным вхождением катионов стронция в кристаллическую решетку ZrO<sub>2</sub> со стабилизацией ее тетрагональной формы [21].

На кривых ДСК (рис. 1) при температуре выше 1250°C для всех образцов фиксируются слабовыраженные экзоэффекты, которые можно соотнести с кристаллизацией стабильной формы оксида алюминия – корунда (α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) и гексаалюмината стронция. Интегральная величина экзоэффекта у образца 6 гораздо больше, чем у других, что связано с большим содержанием гексаалюмината стронция. Это определяет смещение соответствующего термоэффекта для образца 6 к температуре

<sup>1</sup> Далее везде мол. %.

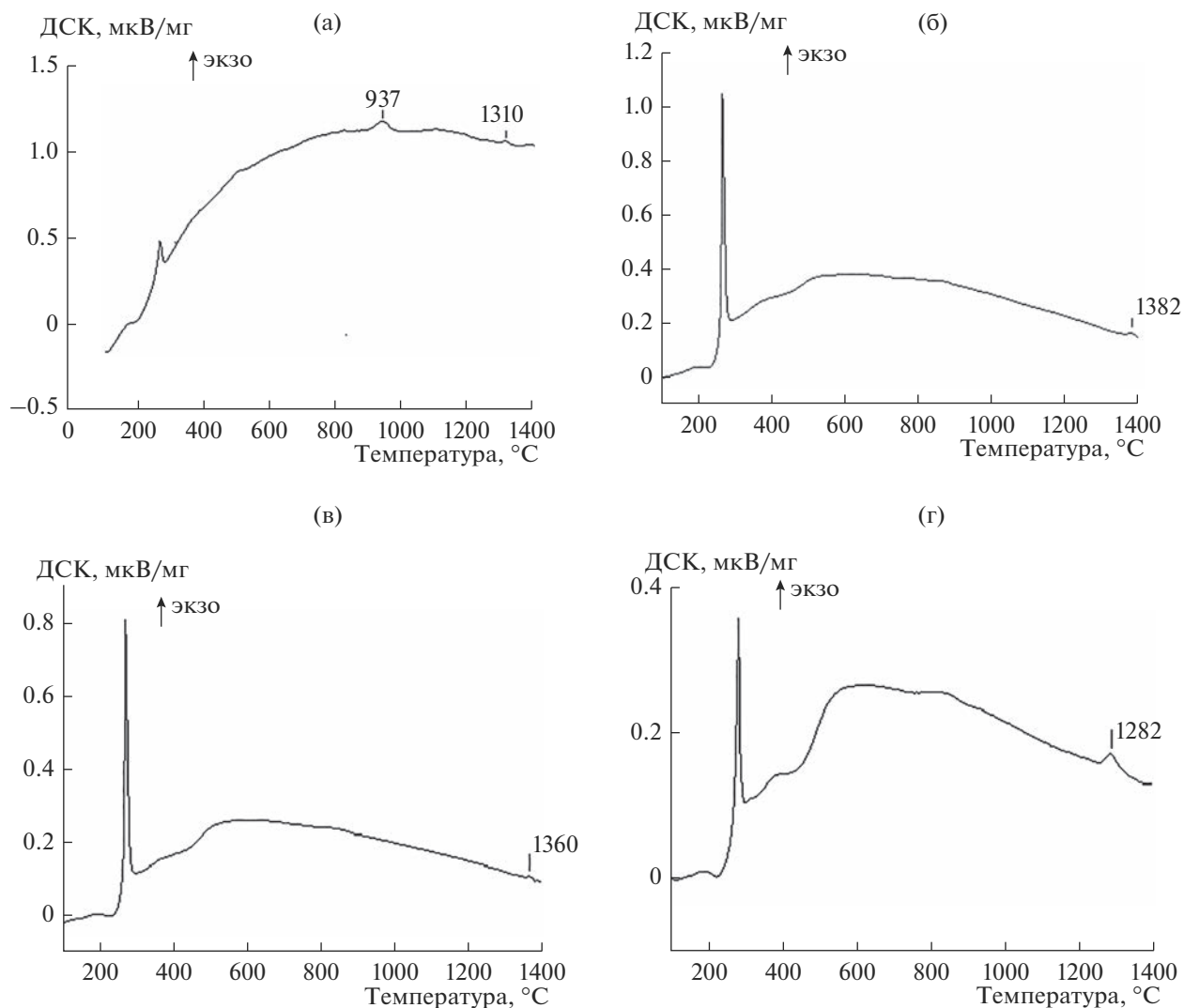


Рис. 1. Результаты ДСК образцов 0 (а), 1 (б), 3 (в), 6 (г).

1282°C. Для образцов 1 и 3 экзоэффекты наблюдаются соответственно при температурах 1382 и 1360°C. Для конкретизации процессов, отвечающих за данные экзоэффекты, были проанализированы фазовые составы порошков, полученных при температурах 1250 и 1450°C. Первая температура соответствует известным данным о переходе метастабильных форм оксида алюминия в стабильную форму [2, 3, 17, 18, 22, 23], а температура 1450°C отвечает завершению процессов кристаллизации всех алюмосодержащих фаз [12, 13, 15, 16, 24].

Результаты дифрактометрического анализа образцов 0, 1, 3 и 6, полученных при температуре 1250°C, представлены на рис. 3. Для всех образцов идентифицируется тетрагональный диоксид циркония.

Поскольку интенсивность рефлексов алюмосодержащих фаз мала из-за низкого коэффициента

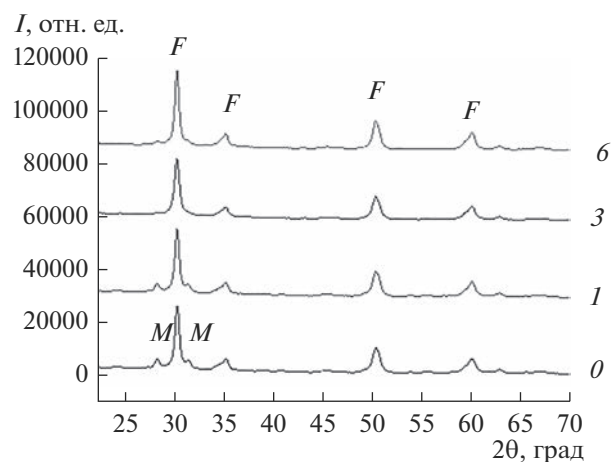


Рис. 2. Дифрактограммы порошков 0, 1, 3 и 6, полученных при температуре 950°C: F –  $ZrO_2$  псевдокубическая форма, M –  $ZrO_2$  моноклинная форма.

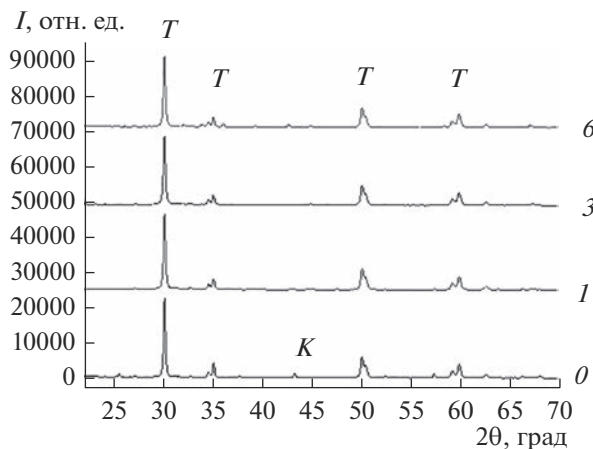


Рис. 3. Дифрактограммы порошков 0, 1, 3 и 6, полученных при температуре 1250°C: T – ZrO<sub>2</sub>, K – α-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

поглощения  $\mu$  [25], необходимо детальное рассмотрение дифрактограмм в области углов  $2\theta = 32^\circ - 36.5^\circ$ , в которой сосредоточены рефлексы, относящиеся к искомым фазам. На рис. 4 представлены фрагменты дифрактограмм, где находятся рефлексы с 100%-ной интенсивностью для фаз  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SrAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub>. В образцах 0, 1, 3, 6 идентифицируются слабые рефлексы  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, интенсивность которых ослабевают в ряду 1, 3, 6. Это связано с вхождением катионов стронция в дефектную структуру  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> [2, 18, 23, 26], что способствует постепенной трансформации в гексаалюминат стронция. При повышении содержания катионов Sr преобладающим процессом становится формирование SrAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub>. Косвенным подтверждением этому служит то, что фаза корунда в ошугимой форме фиксируется лишь в базовом составе, что иллю-

стрирует фрагмент дифрактограммы в области  $2\theta = 25^\circ - 26^\circ$ , в которой находится рефлекс  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с относительной интенсивностью 75%, представленный на рис. 4б.

Результаты дифрактометрического анализа образцов всех составов, полученных при температуре 1450°C, представлены на рис. 5. Преобладающей фазой во всех образцах остается тетрагональный диоксид циркония, также идентифицируется стабильная форма корунда Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. В образцах 1, 3, 6 определяется фаза SrAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub>, присутствие которой хорошо иллюстрируют фрагменты дифрактограмм в области углов  $2\theta = 32^\circ - 36.5^\circ$  (рис. 5б).

Таким образом, фиксируемый экзоэффект в высокотемпературной области на кривой ДСК отвечает кристаллизации как корунда, так и SrAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub>. Фазовый состав порошков, полученных при температуре 1450°C, соответствует фазовому составу композитов [2, 15, 16].

С целью уточнения режима спекания проведены дилатометрические исследования образцов 0 и 3 (рис. 6).

На кривых непрерывной усадки видно, что в интервале температур до 1100°C усадочные эффекты не наблюдаются, основные изменения длины образцов происходят в области 1100–1700°C. Изменение длины исходных компактов в интервале 1100–1300°C составляет ~7%, в интервале 1100–1700°C – более 20%. Наиболее ответственным участком для оптимального проведения режима спекания является интервал от 1100°C до конечной температуры 1650°C. Это определило выбор невысокой скорости подъема температуры (1.8°C/мин) в этой области.

После спекания получены образцы с относительной плотностью, близкой к теоретической,

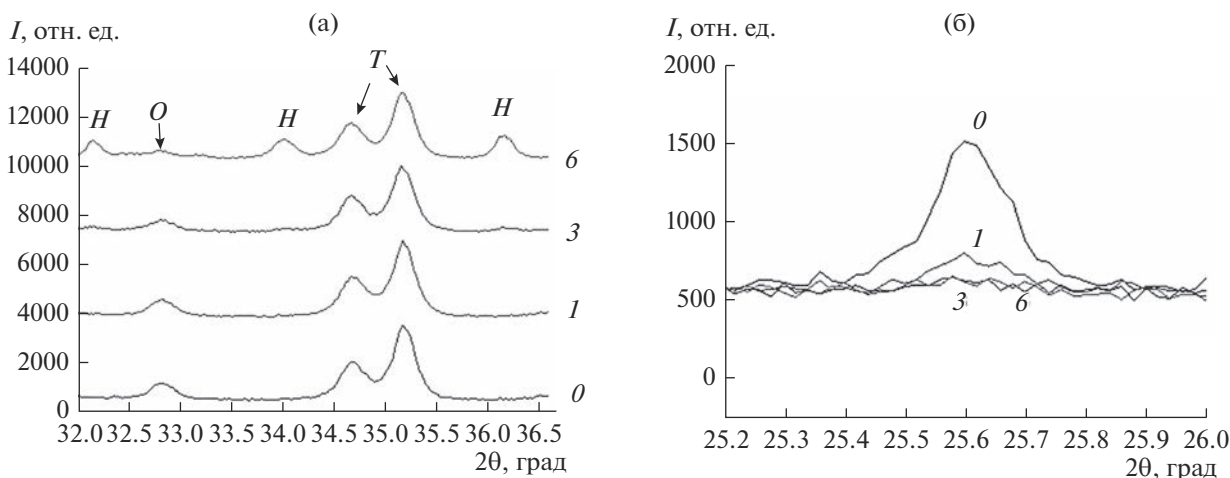
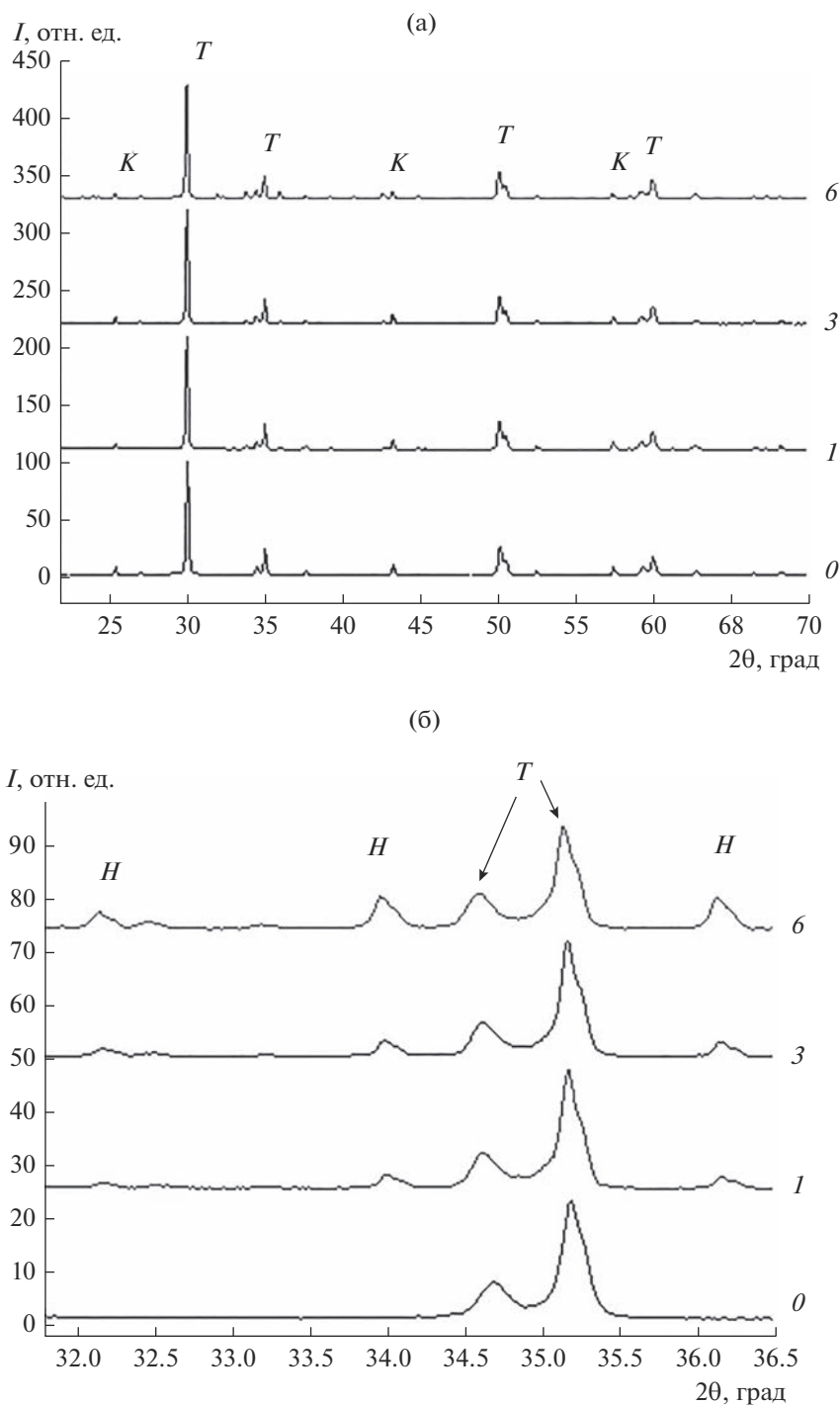


Рис. 4. Фрагменты дифрактограмм образцов 0, 1, 3, 6, полученных при температуре 1250°C, в области углов, отвечающих основным рефлексам  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и SrAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub> (а) и  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (б): T – ZrO<sub>2</sub>, O –  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, H – SrAl<sub>12</sub>O<sub>19</sub>.



**Рис. 5.** Дифрактограммы порошков 0, 1, 3 и 6, полученных при температуре 1450°C (а), и фрагменты дифрактограмм в области углов, отвечающих основным рефлексам  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$  (б):  $T$  –  $\text{ZrO}_2$ ,  $K$  –  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ ,  $H$  –  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$ .

кроме образцов с высоким содержанием фазы  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$ , что подтверждают результаты, представленные в табл. 1.

Увеличение содержания гексаалюмината стронция определило повышение закрытой пористости композитов. Данное обстоятельство связано с боль-

шим отличием габитусов кристаллизующихся алюмосодержащих фаз – корунда и  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$  [11–15].

Микроструктура модифицированных композитов свидетельствует о присутствии фазы  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$ , кристаллизующейся в виде зерен призматического габитуса (рис. 7). Количество зерен  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$

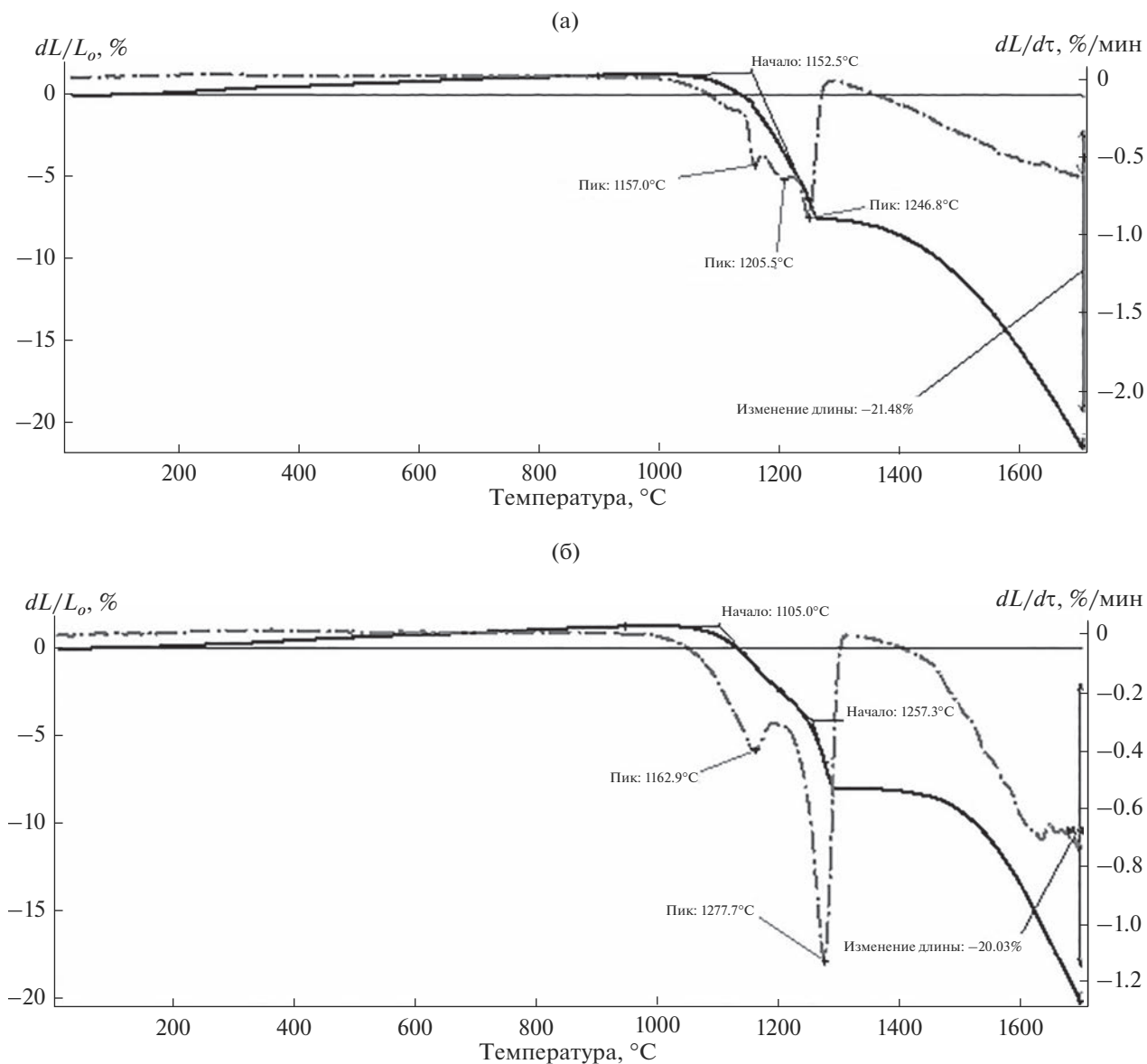


Рис. 6. Вид дилатометрических кривых образцов *0* (а), *3* (б).

возрастает с ростом содержания модифицирующего компонента. Во всех композитах размеры зерен твердого раствора  $T\text{-ZrO}_2$  находятся в интервале 200–300 нм, корунда – до 1000 нм. Призматические зерна  $\text{SrAl}_{12}\text{O}_{19}$  имеют в длину от 1500 до 3000 нм, форм-фактор (отношение ширины к длине) составляет около 0.08.

Пористость и фазовый состав композитов оказывают влияние на структуро-чувствительные параметры: прочность и трещиностойкость, что подтверждают результаты измерений, представленные в табл. 2. Изменение прочности при изгибе композитов *3* и *6* соотносится с достигнутой пористостью, повышение которой значительно снижает прочность керамических материалов [2,

Таблица 1. Характеристики полученных композитов (1650°C)

Содержание SrO, мол. %	<i>0</i>	<i>1</i>	<i>3</i>	<i>6</i>
$P_o$ , % ( $\pm 0.01$ )	0.05	0.05	0.06	0.70
$P_z$ , % ( $\pm 0.01$ )	0.95	1.15	1.94	5.10
$\rho_{\text{отн}}$ , % ( $\pm 0.1$ )	99.0	98.8	98.0	94.2
$\rho_{\text{отн}}$ , г/см <sup>3</sup> ( $\pm 0.01$ )	4.97	4.92	4.88	4.65
$\rho_{\text{теор}}$ , г/см <sup>3</sup>	5.025	5.010	4.981	4.938

Примечание.  $P_o$  – открытая пористость,  $P_z$  – закрытая пористость,  $\rho_{\text{отн}}$  – относительная плотность,  $\rho_{\text{теор}}$  – теоретическая плотность.

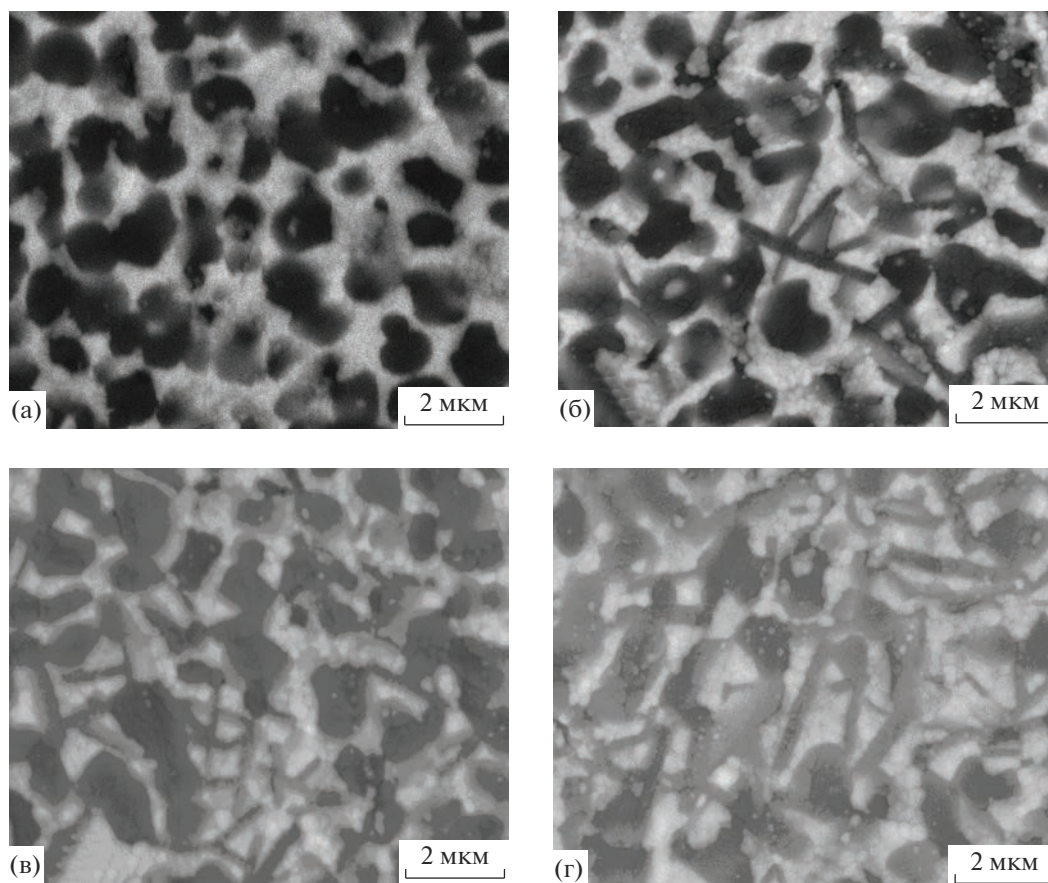


Рис. 7. СЭМ-изображения шлифов композитов 0 (а), 1 (б), 3 (в), 6 (г), полученных после спекания при конечной температуре 1650°C.

Таблица 2. Прочностные характеристики композитов

Содержание SrO, мол. %	0	1	3	6
$\sigma$ , МПа	$700 \pm 50$	$700 \pm 50$	$630 \pm 60$	$400 \pm 70$
$K_{Ic}$ , МПа м <sup>1/2</sup>	$9.5 \pm 0.2$	$10.2 \pm 0.2$	$8.1 \pm 0.3$	*
$HV$ , ГПа	$13.7 \pm 0.2$	$13.5 \pm 0.2$	$13.4 \pm 0.2$	*

Примечание.  $\sigma$  – прочность при статическом изгибе,  $K_{Ic}$  – трещиностойкость, критический коэффициент интенсивности напряжений,  $HV$  – микротвердость по Виккерсу при нагрузке 2 Н.

\* Параметр не измерялся из-за высокой пористости образцов.

4, 14]. Максимальные значения прочностных характеристик в исследованном ряду композитов достигнуты в образцах, содержащих не более 3% модификатора: прочность при изгибе не менее 700 МПа, трещиностойкость  $K_{Ic}$  10 МПа м<sup>1/2</sup>.

### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основе исходных наноразмерных порошков, синтезированных гидролизным золь-гель методом, получены композиты, содержащие корунд, тетрагональный диоксид циркония, стабилизированный 3% Yb<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, и переменное количе-

ство гексаалюмината стронция. Установлено, что введение катионов стронция определяет смещение перехода  $\theta$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> →  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в область более высоких температур. Показано, что в процессе спекания исходных наноразмерных порошков *in situ* в температурном интервале 1250–1450°C происходит формирование стабильной формы оксида алюминия (корунда) и гексаалюмината стронция. Определено, что повышение концентрации модификатора до 6%, приводящее к росту содержания гексаалюмината стронция, вызывает снижение относительной плотности композитов до 94%.

Максимальные значения прочностных характеристик в исследованном ряду композитов достигнуты в образцах, содержащих до 3% модифицирующего компонента: прочность при изгибе 700 МПа, а трещиностойкость  $K_{Ic}$  до 10 МПа м<sup>1/2</sup>.

#### ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена согласно госзаданию № 075-01176-23-00.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Chevalier J., Liens A., Revero H. et al.* Forty Years after the Promise of “Ceramic steel?”: Zirconia Based Composites with a Metal Like Mechanical Behavior // *Am. Ceram. Soc.* 2019. V. 103. № 3. P. 1482–1513. <https://doi.org/10.1111/jace.16903>
2. *Гаршин А.П., Гропянов В.М., Зайцев Г.П., Семенов С.С.* Керамика для машиностроения. М.: Научтехлитгиздат, 2003. 380 с.
3. *Ахунова Д.Р., Попова Н.А., Лукин Е.С., Пашков О.Д., Кучеряев К.А.* Композиционная керамика на основе диоксида циркония для твердотопливных элементов (Обзор) // *Успехи в химии и хим. технологии.* 2022. Т. 36. № 3. (252). С. 13–15.
4. *Константинова Т.Е., Даниленко И.А., Брюханова И.И., Лоладзе Л.В.* Новое поколение композитов на основе оксидных порошков // *Перспективные материалы и технологии. Сб. материалов международного симпозиума / Под общ. ред. Рубаника В.В.* 2019. С. 452–454.
5. *Piconi C., Massauro G., Muratori F.* Alumina Matrix Composites in Arthroplasty // *Key Eng. Mater.* 2005. V. 284–286. P. 979–982. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.284-286.979>
6. *Морозова Л.В., Калинина М.В., Арсентьев М.Ю., Шилова О.А.* Влияние криохимической и ультразвуковой обработки на текстуру, термическое разложение ксерогелей и свойства нанокерамики в системе  $ZrO_2(Y_2O_3)-Al_2O_3$  // *Неорган. материалы.* 2017. Т. 53. № 6. С. 654–661. <https://doi.org/10.7868/S0002337X17060112>
7. *Оболкина Т.О., Гольдберг М.А., Антонова О.С., Смирнов С.В., Тютюкова Ю.Б., Егоров А.А., Смирнов И.В., Коновалов А.А., Баринков С.М., Комлев В.С.* Влияние комплексных добавок на основе оксидов железа, кобальта, марганца и силиката натрия на спекание и свойства низкотемпературной керамики  $ZY-TZP-Al_2O_3$  // *Журн. неорган. химии.* 2021. Т. 66. № 8. С. 1120–1125.
8. *Chevalier J., Taddei P., Gremillard L. et al.* Reliability Assessment in Advanced Nanocomposite Materials for Orthopedic Applications // *J. Mater. Behavior of Biomed. Mater.* 2011. V. 4 (91.3). P. 303–314. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2010.10.010>
9. *Дудкин Б.Н., Бугаева А.Ю., Зайнуллин Г.Г., Филипов В.Н.* Композиционная керамика корунд/гексаалюминат лантана/алюмооксидное нановолокно // *Неорган. материалы.* 2010. Т. 46. № 4. С. 508–512.
10. *Антонов Д.А., Тарасенко М.А., Павлов С.С., Макаров Н.А.* Композиционная корундовая керамика с армирующими углеродными нанотрубками, модифицированная добавками эвтектического состава // *Стекло и керамика.* 2021. № 6. С. 16–21.
11. *Naga S.M., Elshaer M., Awaad M., Amer A.A.* Strontium Hexaaluminate ZTA Composites: Preparation and Characterization // *Mater. Chem. Phys.* 2019. V. 232. P. 23–27. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.04.055>
12. *Черкасова Н.Ю., Батаев А.А., Веселов С.В., Кузьмин Р.И., Стукачева Н.С., Зимоглядова Т.А.* Структура и трещиностойкость керамики на основе  $Al_2O_3$  и  $ZrO_2$  с добавкой  $SrAl_{12}O_{19}$  // *Письма о материалах.* 2019. Т. 9. № 2. С. 179–184. <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2019-2-179-184>
13. *Kern F., Gadow R.* Influence of In Situ Platelet Reinforcement on the Properties of Injection Moulded Alumina-Toughened Zirconia // *J. Ceram. Sci. Technol.* 2011. V. 02 [01]. P. 47–54. <https://doi.org/10.4416/JCST2010-00019>
14. *Podzorova L.I., Il'icheva A.A., Pen'kova O.I., Alad'ev N.A., Baikin A.S., Kononov A.A., Morokov E.S.* Dispersion Hardening of Composites in the System Aluminum Oxide and Cerium Cation Stabilized Tetragonal Zirconium Dioxide // *Glass Ceram.* 2017. V. 74. № 5–6. P. 204–208. <https://doi.org/10.1007/s10717-017-9962-8>
15. *Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Сиротинкин В.П., Антонова О.С., Баикин А.С., Пенькова О.И.* Высокопрочные керамические композиты тетрагональный диоксид циркония/корунд, содержащие гексаалюминат стронция // *Неорган. материалы.* 2021. Т. 57. № 2 С. 203–207. <https://doi.org/10.31857/S0002337X2102010X>
16. *Ильичёва А.А., Подзорова Л.И., Сиротинкин В.П., Антонова О.С., Коновалов А.А., Кутузова В.Е., Пенькова О.И.* Формирование гексаалюмината стронция в системах оксида алюминия и тетрагонального диоксида циркония, модифицированных катионами стронция // *Журн. неорган. химии.* 2020. Т. 55. № 2. С. 154–161. <https://doi.org/10.31857/s0044457x20020063>
17. *Вольхин В.В., Жарныльская А.Л., Казаков Д.А., Леонтьева Г.В.* Синтез и стабилизация наноразмерной тетрагональной модификации диоксида циркония в алюмооксидной матрице // *Изв. вузов. Сер. Химия и хим. технология.* 2010. Т. 53. № 7. С. 3–7.
18. *Малецкий А.В., Константинова Т.Е., Беличко Д.Р., Волкова Г.К., Бурховецкий В.В., Брюханова И.И., Головань Г.Н.* Влияние легирования диоксидом циркония, стабилизированным иттрием, на структуру и свойства керамики на основе  $\theta$ -оксида алюминия // *Физика и техника высоких давлений.* 2021. Т. 31. № 1. С. 63–74.
19. *Yoshimura M., Sung-Tag Oh, Sando M., Niihara K.* Crystallization and Microstructural Characterization of  $ZrO_2(3 \text{ mol } \% Y_2O_3)$  Nano-Sized Powder with  $Al_2O_3$  Contents // *J. Alloys Compd.* 1999. V. 290. P. 284–289. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(99\)00213-3](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(99)00213-3)
20. *Подзорова Л.И., Ильичева А.А., Шворнева Л.И.* Влияние последовательности осаждения компонентов



- на фазообразование в системе  $ZrO_2-CeO_2-Al_2O_3$  // Неорган. материалы. 2007. Т. 43. № 9. С. 1086–1089.
21. *Sirotingin V.P., Podzorova L.I., Il'icheva A.A.* Comparative X-Ray Diffraction Study of the  $Yb_2O_3$  Stabilized Zirconia Ceramics Doped with SrO and CaO // Mater. Chem. Phys. 2022. V. 277. P. 125496.
22. *Sirotingin V.P., Shamrai V.F., Samokhin A.V., Alekseev N.V., Sinaiskii M.A.* Phase Composition of  $Al_2O_3$  Nanopowders Prepared by Plasma Synthesis and Heat-Treated // Inorg. Mater. 2012. V. 48. № 4. P. 342–349. <https://doi.org/10.1134/S0020168512040152>
23. *Yen F.S., Lo Y.S., Wen H.L., Yang R.J.*  $\theta$ - to  $\alpha$ -Phase Transformation Subsystem Induced by  $\alpha-Al_2O_3$  in Boehmite-Derived Nano-Sized Alumina Powders // J. Cryst. Growth. 2003. № 249. P. 283–293.
24. *Sarath K.C., Monali M., Chowdary V.A., Ghosh G., Sarika D.* Microstructure and Mechanical Behaviour of SrO Doped  $Al_2O_3$  Ceramics // Mater. Sci. Eng. A, 2019. V. 739. P. 186–192. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.038>
25. *Миркин Л.И.* Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. М.: Госизд. физ. мат. лит., 1961. 782 с.
26. *Егоров-Тисменко Ю.К.* Кристаллография и кристаллохимия. М.: Университет (КДУ), 2005. 589 с.