

СИНТЕЗ И СВОЙСТВА
НЕОРГАНИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ

УДК 546.05:546.02:544.016.2:54.052

СИНТЕЗ ПЕРОВСКИТОПОДОБНОЙ КЕРАМИКИ SrTiO₃
ДЛЯ ИММОБИЛИЗАЦИИ РАДИОАКТИВНОГО СТРОНЦИЯ
ПО ТЕХНОЛОГИИ РЕАКЦИОННОГО ИСКРОВОГО
ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

© 2021 г. Е. К. Папынов^{a, b, *}, А. А. Белов^{a, b}, О. О. Шичалин^{a, b}, И. Ю. Буравлев^{a, b}, С. А. Азон^a,
Е. А. Гридасова^a, Ю. А. Паротькина^b, В. Ю. Ягофаров^a, А. Н. Драньков^{a, b},
А. В. Голуб^b, И. Г. Тананаев^a

^aДальневосточный федеральный университет, ул. Суханова, 8, Владивосток, 690090 Россия
^bИнститут химии ДВО РАН, пр-т 100-летия Владивостока, 159, Владивосток, 690022 Россия
*e-mail: papunov@mail.ru

Поступила в редакцию 30.11.2020 г.

После доработки 09.12.2020 г.

Принята к публикации 12.12.2020 г.

В основе стратегии эффективного развития современных радиационных технологий и атомной энергетики лежит обеспечение безопасности при использовании ядерного сырья и обращении с его отработанными формами в виде радиоактивных отходов. В настоящем исследовании представлен впервые реализованный способ реакционного искрового плазменного спекания керамических материалов на основе SrTiO₃ перовскитоподобной структуры, востребованных в качестве перспективных твердотельных матриц для надежной и безопасной иммобилизации высокоэнергетического радионуклида стронция-90. Способ основан на реакционном *in situ* взаимодействии смеси оксидов SrO и TiO₂ при разогреве униполярным импульсным током под давлением прессования. Методами рентгенофазового анализа, растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного спектрального анализа изучен фазовый и элементный состав, структура, исследована динамика консолидации реакционной смеси оксидов в диапазоне температур 900–1200°C. Определена температура высокоскоростного (минуты) формирования керамики монофазного (SrTiO₃) состава с относительной плотностью до 95.6%, микротвердостью по Виккерсу до 1010 НВ, прочностью при сжатии до 283 МПа и скоростью выщелачивания стронция в пределах 10⁻⁶–10⁻⁷ г/(см² сут).

Ключевые слова: керамика, титанат стронция, перовскит, радионуклиды, стронций, иммобилизация, реакционный синтез, искровое плазменное спекание

DOI: 10.31857/S0044457X21050135

ВВЕДЕНИЕ

Высокий практический интерес к радионуклиду стронция-90 связан с его радиационно-физическими свойствами, в частности, с высокой энергией его радиоактивного β-распада (0.546 МэВ) и энергией распада дочернего радионуклида иттрия-90 (2.28 МэВ) [1]. Такая комбинация β-излучателей обуславливает дуализм областей применения долгоживущего (28.9 лет) стронция-90 в качестве излучателя в β-источниках ионизирующего излучения [1] и источников энергии [2, 3], а также в роли родительского радионуклида для генераторов на основе короткоживущего (64.1 ч) иттрия-90 в ядерной медицине [4–6]. Безопасное использование радионуклида достигается путем его иммобилизации в твердотельные матрицы чаще за счет образования химически прочных со-

единений, устойчивых к воздействию внешних факторов. В результате изменения заряда ядра с высокоэнергетическими электронами со ⁹⁰Sr²⁺ до ⁹⁰Y³⁺ и далее до ⁹⁰Zr⁴⁺ происходит выделение тепла и ионизирующего излучения, которое способно влиять на стабильность матричного материала, содержащего данный радионуклид. Это может привести к фазовому превращению, разложению и нарушению механических свойств матрицы с последующим снижением ее качества вплоть до потенциального выброса радионуклидов в окружающую среду. В этой связи выбор требуемого матричного материала для иммобилизации стронция-90 проводят с учетом физико-химических свойств самой матрицы и радиационно-физических характеристик конкретного радионуклида [7–9]. В качестве соответствующих материалов используют стекло, керамику и стеклокерамику. При этом ке-

радика представляет наибольшую перспективу из-за термодинамической стабильности, а также возможности достижения физико-химического подобия природным минералам, например, в виде простых и сложных оксидов, каркасных силикатов, структурных фосфатов и алюминатов [9]. Подобные матрицы также представляют основу технологий безопасного обращения с радиоактивными отходами [10–12]. Долгоживущий стронций-90 наряду с цезием-137 вносит основной вклад в удельную активность отходов, что требует селективного извлечения данных радионуклидов для последующей иммобилизации с целью безопасного захоронения.

В ряде работ сообщается о перспективных свойствах керамики на основе SrTiO₃ для иммобилизации стронция-90 [13–16]. Это соединение имеет структуру, подобную перовскиту, с общей химической формулой ABO₃ в виде трехмерного каркаса октаэдров BO₆ с общими вершинами, где в межкаркасное пространство включены большие катионы [17]. Перовскит может иметь простую или сложную структуру в зависимости от катионов А и В. В простом перовските с формулой ABO₃ в роли катиона А выступает Ce⁴⁺, Nd³⁺, Sm⁴⁺, La³⁺, Yb³⁺ или Gd³⁺, а в роли В – Al³⁺, Cr³⁺, Fe³⁺ или Ga³⁺. Сложный перовскит имеет смешанную структуру – A₂B'V'O₆ и A₃B'V''O₉, где катионы В' и В'' аналогичны катионам В. Идеальный перовскит по типу SrTiO₃ имеет кубическую решетку, где ионы Ti⁴⁺ шестикратно координированы ионами O²⁻, а каждый из ионов Sr²⁺ окружен четырьмя октаэдрами TiO₆. SrTiO₃ обладает смешанными ионно-ковалентными связующими свойствами. Такая природа химической связи приводит к уникальной структуре, перспективной для химического связывания стронция.

Синтез SrTiO₃ может быть реализован различными способами: твердофазным, золь-гель, гидротермальным, микроволновым и др., полный перечень которых представлен в обзорной статье [18]. Данные методы обеспечивают получение дисперсных форм SrTiO₃, на основе которых могут быть изготовлены объемные керамические материалы в виде твердотельных матриц с применением традиционных способов термоконсолидации [19–21], в том числе основанных на реакционном твердофазном спекании [22]. При этом в связи с высокими требованиями к качеству радионуклидных матриц особый интерес уделяют современным способам формирования керамик для достижения более высокой безопасности таких изделий. В частности, исследователи выделяют технологию искрового плазменного спекания (ИПС) [23–26], которая способна обеспечить высокоскоростную (минуты) консолидацию порошковой шихты в керамику с высокой относи-

тельной плотностью и прочностью, пригодную для иммобилизации различных радионуклидов [27–31], в том числе содержащую стронций [32, 33]. Кроме этого, в нашем раннем исследовании была продемонстрирована высокая перспектива ИПС при изготовлении керамических матриц с цезием в виде активных зон в конструкции источника ионизирующего излучения закрытого типа [34]. Уникальность указанного подхода обоснована одностадийностью процесса, который реализуется за короткий цикл (минуты) при низких температурах (<1000°C), что является ключевым превосходством по сравнению с известными традиционными технологиями.

Еще более интересную перспективу представляет модификация технологии ИПС в виде реакционного искрового плазменного спекания (Р-ИПС). Способ основан на твердофазном реакционном *in situ* взаимодействии порошковых смесей в условиях искрового плазменного разогрева с образованием керамики различного состава [35–39]. В качестве основного преимущества Р-ИПС ученые отмечают высокую скорость инициирования реакционного взаимодействия компонентов за счет быстрого локального межзеренного разогрева частиц порошков импульсным током, что позволяет снизить общую температуру процесса, а также достичь гомогенности состава формируемых фаз. В литературе представлено ограниченное число исследований по применению Р-ИПС для получения керамик, пригодных для иммобилизации радионуклидов. Изучены только системы на основе шабазита [40], апатита Pb₁₀(VO₄)_{6(1-x)}(PO₄)_{6x}I₂ [41], цирконата (Gd₂Zr₂O₇) [42], цирконолита [43, 44] (CaZrTi₂O₇ и Ca_{1-x}Ce_xZrTi_{2-2x}Cr_{2x}O₇), и имеется единственная работа по синтезу стронциевого шеелита SrWO₄ [45]. Результаты перечисленных работ однозначно указывают на высокую перспективность такого подхода. Подобные исследования по получению перовскитоподобной керамики SrTiO₃ по технологии Р-ИПС полностью отсутствуют и являются основной целью настоящего исследования.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Методика синтеза. В качестве исходного сырья использовали реакционную смесь оксидов SrO и TiO₂ (чистота 99.9%, Sigma-Aldrich) в молярном соотношении 1 : 1, полученную механическим перемешиванием при 800 об/мин в течение 10 мин в один цикл на планетарной мельнице Pulverisette 5 Fritch (Германия).

Синтез керамики SrTiO₃ проводили методом Р-ИПС на установке SPS-515S Dr.Sinter LABTM (Япония). Навеску реакционной смеси помещали в графитовую пресс-форму цилиндрической формы (внешний диаметр 30 мм, внутренний

диаметр 15.3 мм, высота 30 мм), подпрессовывали (20.7 МПа), далее заготовку помещали в вакуумную камеру (давление 6 Па) и нагревали. Разогрев материала проводили импульсным током в режиме On/Off с периодичностью импульсы/пауза 12/2 (39.6/6.6 мс). Температура синтеза составляла 900, 1000, 1100 и 1200°C, скорость разогрева – 100 град/мин, время выдержки при максимальной температуре – 5 мин, охлаждение – 30 мин, давление прессования – 24.5 МПа. Температуру контролировали оптическим пирометром, сфокусированным на отверстие на внешней стенке пресс-формы глубиной 5.5 мм. Полученные образцы имели форму цилиндров диаметром 15.3 мм и высотой 4–6 мм.

Характеристика методов исследования. Гранулометрический состав определяли на анализаторе частиц Morphology G3-ID Malvern Instruments Ltd. (Великобритания). Растровую электронную микроскопию (РЭМ) проводили на приборе CrossBeam 1540 XB Carl Zeiss (Германия) с приставкой для энергодисперсионного спектрального анализа (ЭДС) Bruker (Германия). Рентгенофазовый анализ (РФА) выполняли на установке ДРОН-3 (Россия, CuK_α -излучение, Ni-фильтр, средняя длина волны (λ) 1.5418 Å, диапазон 10°–80°, шаг 0.02°, скорость регистрации спектров 5 град/мин). Для расшифровки результатов РФА использовали базу данных РФА Powder Diffraction FileTM (Soorya N Kabekkodu, 2007): № 01-084-0443 – Strontium Titanium Oxide, SrTiO_3 , Cubic ($a = b = c = 3.89800$ Å); № 03-065-0192 – Rutile, TiO_2 , Tetragonal ($a = b = 4.58200$, $c = 2.95300$ Å); № 01-089-4921 – Anatase, TiO_2 , Tetragonal ($a = b = 3.77700$, $c = 9.50100$ Å); № 00-028-1222 – Strontium Hydroxide Hydrate $\text{SrO} \cdot 2\text{H}_2\text{O}$, Orthorhombic ($a = 6.20100$, $b = 6.7160$, $c = 3.64830$ Å).

Микротвердость (HV) по Виккерсу определяли при нагрузке 0.2 Н на микротвердоме HNV-G-FA-D Shimadzu (Япония). Экспериментальную плотность измеряли методом гидростатического взвешивания на весах AdventurerTM OHAUS Corporation (США).

Гидролитическую устойчивость матриц оценивали по скорости выщелачивания стронция при длительном (30 сут) контакте с дистиллированной водой (рН 6.8) при комнатной температуре (25°C) в статическом режиме по ГОСТ Р 52126-2003 с применением атомно-абсорбционной спектроскопии (ААС) на приборе SOLAAR M6 Thermo (США).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Формирование перовскитоподобной керамики реализовано путем реакционного *in situ* взаимодействия смеси оксидов, инициированного искровым плазменным разогревом по следующей реакции:



По данным гранулометрического анализа, фракционный состав исходной реакционной смеси оксидов, полученной механическим перемешиванием, представлен двумя диапазонами размеров частиц: крупные (от 0.5 до 20 мкм, средний размер 5–6 мкм) и мелкие (наноразмерная фракция, <0.5 мкм, рис. 1а), что также подтверждено электронной микроскопией (рис. 1б, 1в). При этом на РЭМ-снимках показано, что крупная фракция частиц представлена агломератами, состоящими из наноразмерных частиц (рис. 1г).

По dilatометрическим зависимостям установлено, что уплотнение (усадка) консолидируемой реакционной смеси оксидов в условиях искрового плазменного разогрева протекает в два этапа (рис. 2). Первый этап (I) реализуется на начальной стадии процесса при низкой (до 600°C) температуре и обусловлен механическим воздействием на порошок за счет давления прессования. На этом этапе происходит частичная деформация, деструкция, перегруппировка и упаковка частиц порошка. Второй этап (II) имеет начальную температуру от 1000°C и связан с термическим воздействием на порошок, в ходе которого протекают два процесса: химическое взаимодействие компонентов реакционной смеси и спекание материала, которое сопровождается диффузией, пластической деформацией и вязким течением материала на границе зерен. На этом этапе наблюдается максимальная усадка материала, а процесс длится в течение 2 мин с последующим выходом на плато (кривые 3 и 4, рис. 2), что свидетельствует о завершении химического взаимодействия по реакции (1).

Согласно данным РФА (рис. 3), реакционное взаимодействие смеси оксидов с образованием SrTiO_3 в условиях искрового плазменного разогрева протекает при всех исследуемых температурах (900–1200°C). Отличие заключается в более высокой интенсивности дифракционных максимумов TiO_2 по сравнению с менее интенсивными максимумами SrTiO_3 в составе образца, полученного при низкой (900°C) температуре, что указывает на неполное протекание химической реакции (1).

Структура формируемых керамических образцов, по данным РЭМ, видоизменяется с повышением температуры реакционного спекания (рис. 4). На изображении поверхности скола образца керамики, полученного при 900°C, видно, что часть наноразмерных частиц исходных оксидов химически реагирует и спекается с образованием монолитных областей SrTiO_3 (рис. 4а). Другая часть частиц оксидов реагирует и спекается не полностью, в результате формируется неплотная область рыхлой структуры (рис. 4а). Видно, что данная область образца сформирована неконсолидирован-

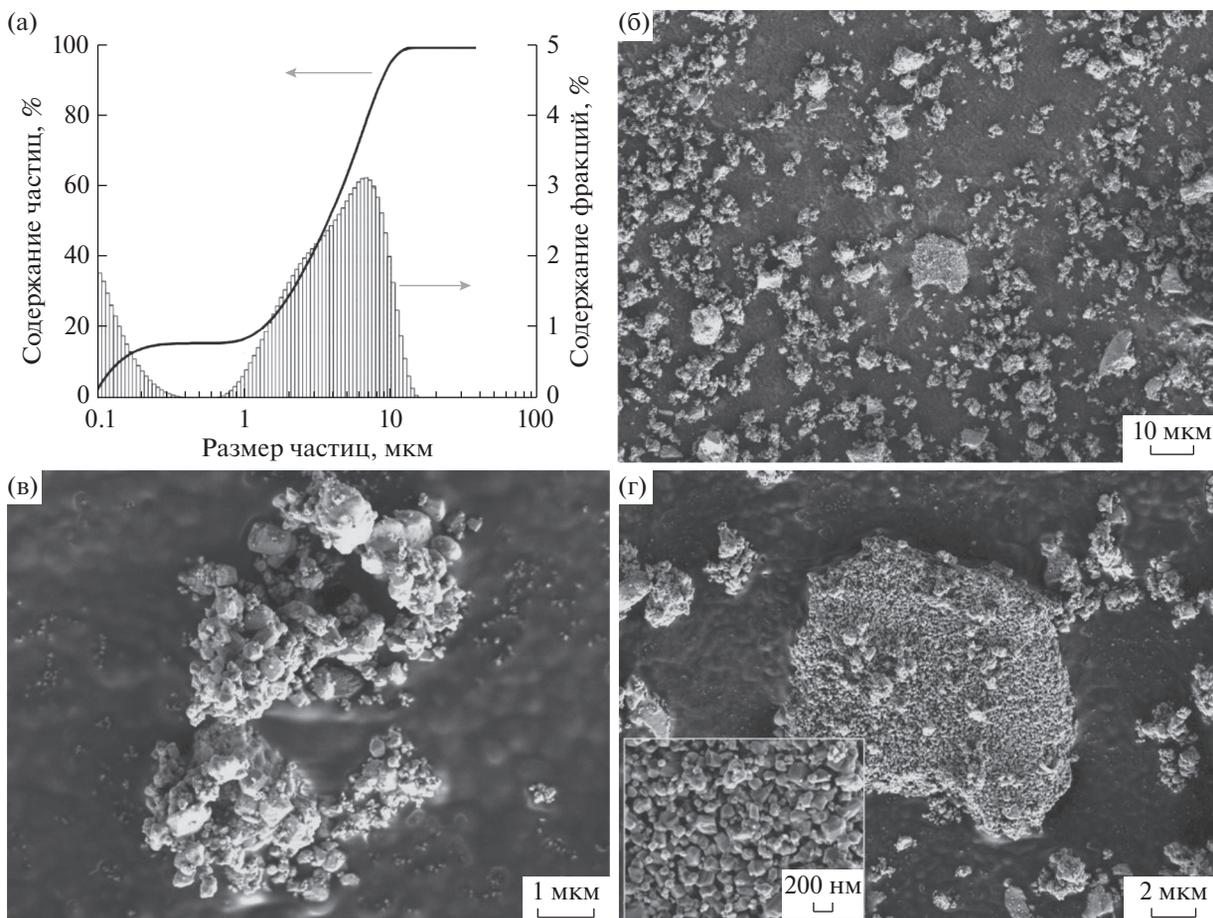


Рис. 1. Гранулометрический состав (а) и РЭМ-изображения (б–г) реакционной смеси на основе оксидов SrO и TiO₂, полученной механическим перемешиванием.

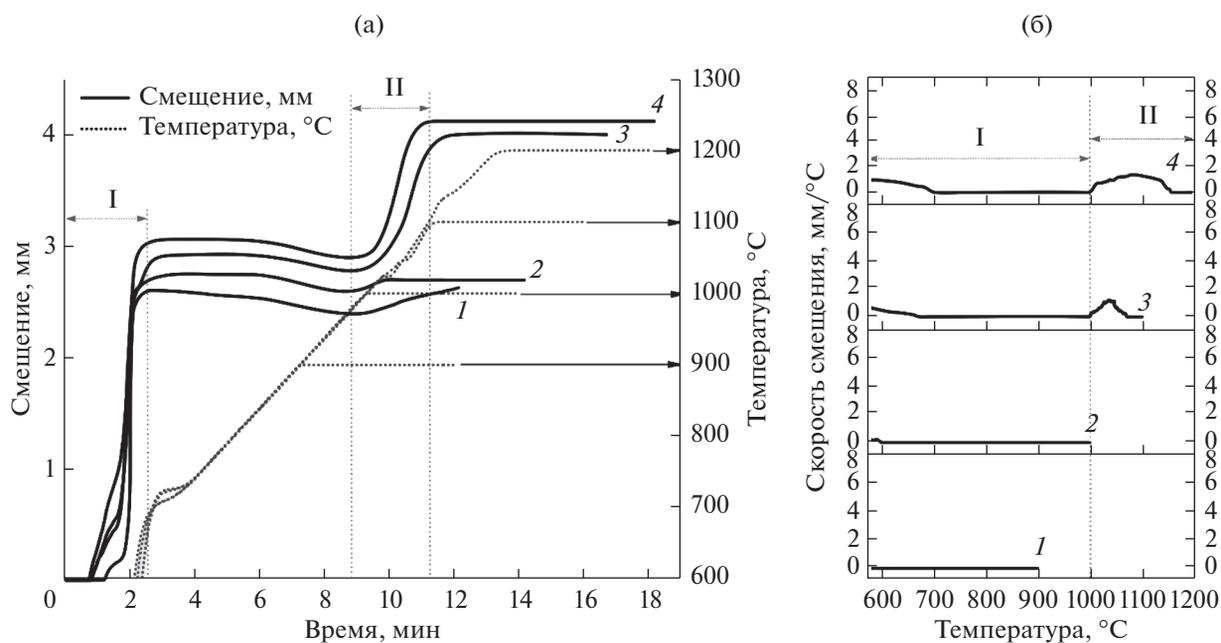


Рис. 2. Динамика консолидации (величина уплотнения (усадки)) реакционной смеси при различных температурах Р-ИПС (а) и кинетика спекания с зависимостью скорости усадки образца (смещения) от температуры процесса (б): 1 – 900; 2 – 1000; 4 – 1100; 5 – 1200 °С.

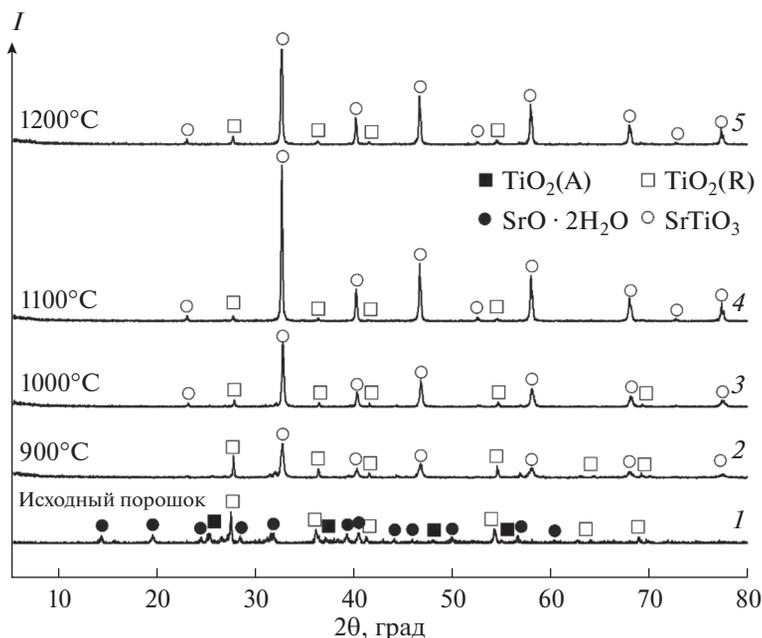


Рис. 3. Дифрактограммы исходной реакционной смеси и керамических образцов, полученных Р-ИПС на ее основе при различных температурах: 1 – исходный порошок; 2 – 900; 3 – 1000; 4 – 1100; 5 – 1200°C.

ными частицами непрореагировавших оксидов (рис. 4а*). Это указывает на неполное протекание реакции (1), как уже было отмечено РФА и динамикой консолидации (рис. 1в, 1г). В объеме образца, полученного при 1000°C, монокристаллических областей значительно больше и наноразмерные частицы исходных оксидов отсутствуют (рис. 4б, 4б*), что указывает на более глубокое химическое взаимодействие оксидов и высокую интенсивность консолидации реагирующих частиц. Повышение температуры до 1100 и 1200°C приводит к образованию керамических образцов монокристаллической структуры, в объеме которой отсутствуют крупные дефекты и трещины (рис. 4в, 4г). Наблюдаются контрасты различных металлических фаз: для титана темные, для стронция светлые, что подтверждено результатами ЭДС-анализа (рис. 5).

Физико-механические характеристики керамических образцов SrTiO₃ изменяются при повышении температуры Р-ИПС в интервале 900–1200°C (рис. 6). Относительная плотность матриц варьируется от 84.5 до 95.6%, микротвердость по Виккерсу составляет 188–1010 НВ, и прочность при сжатии повышается от 62 до 283 МПа. Указанные значения резко увеличиваются при температуре спекания выше 900°C. Этот эффект, вероятно, обусловлен изменением фазового состава керамики в момент завершения химической реакции (1) и образования монофазы SrTiO₃, что согласуется с данными РФА и динамикой консолидации (рис. 2).

В работе проведена оценка гидролитической устойчивости полученных керамических образ-

цов SrTiO₃, что является основным показателем их эксплуатационного качества для иммобилизации радионуклидов стронция. Установлено, что наиболее низкая скорость выщелачивания стронция соответствует образцам, полученным при 1100 и 1200°C (рис. 7). Величина достигает 10⁻⁶–10⁻⁷ г/(см² сут), что соответствует требованиям ГОСТ Р 50926-96 к отвержденным высокоактивным отходам. Очевидно, что высокая гидролитическая устойчивость высокотемпературных образцов керамики связана с их монофазным составом на основе SrTiO₃ без примесей растворимого оксида стронция. Это также является подтверждением полноты протекания реакции (1) при повышении температуры Р-ИПС свыше 1000°C.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе впервые реализован способ реакционного искрового плазменного спекания перовскитоподобной керамики SrTiO₃ путем инициирования *in situ* взаимодействия смеси оксидов SrO и TiO₂ при разогреве униполярным импульсным током под давлением прессования. По данным РФА, РЭМ, ЭДС и динамики консолидации установлено, что требуемая температура Р-ИПС для достижения полного *in situ* взаимодействия с образованием монофазного состава керамики SrTiO₃ составляет не менее 1000°C. Выявлено, что наиболее эффективная консолидация с образованием бездефектной керамики монокристаллической структуры с наиболее высокими значениями относи-

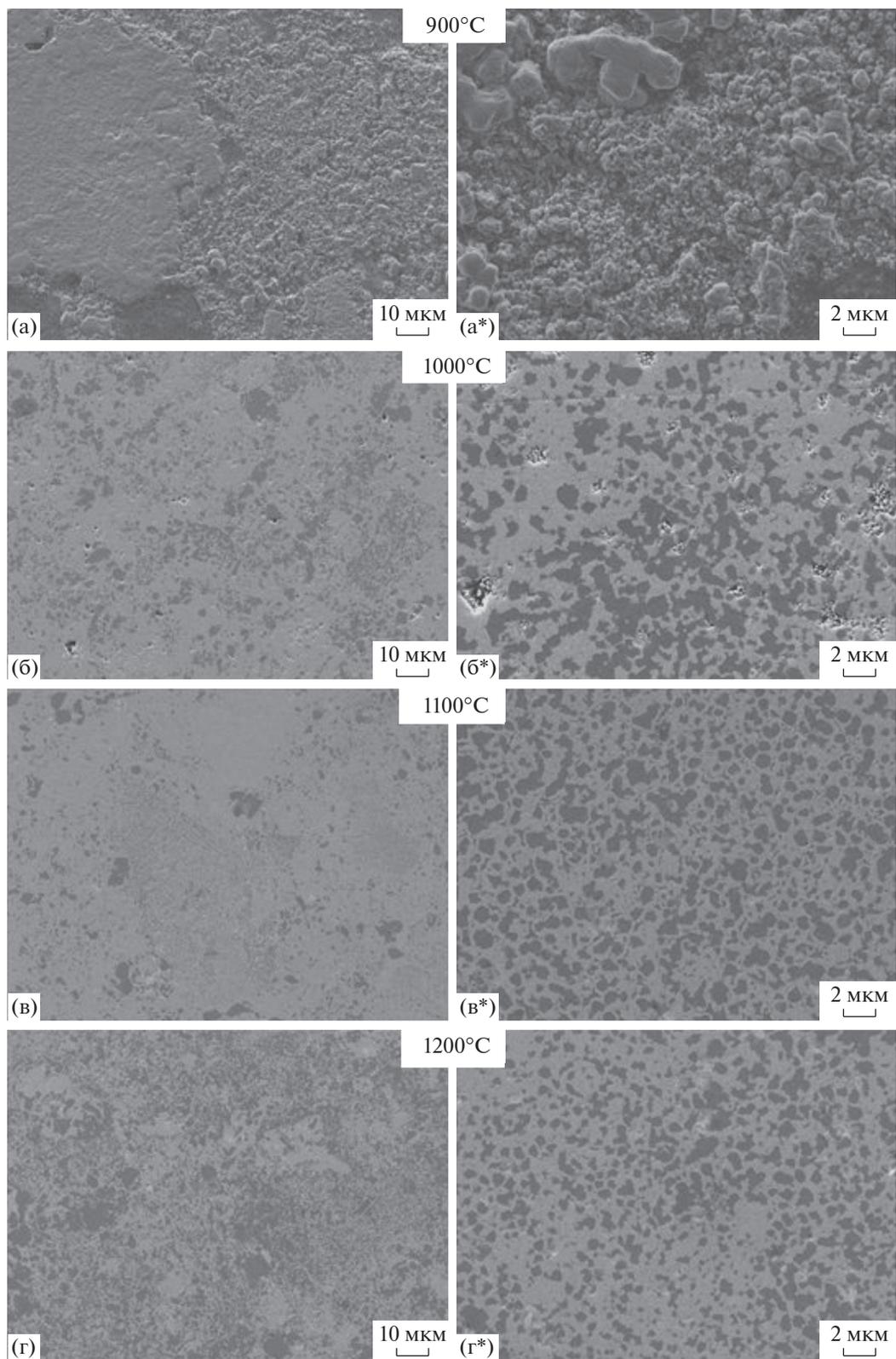


Рис. 4. РЭМ-изображения керамических образцов SrTiO₃, полученных Р-ИПС при различных температурах: а – 900; б – 1000; в – 1100; г – 1200°C.

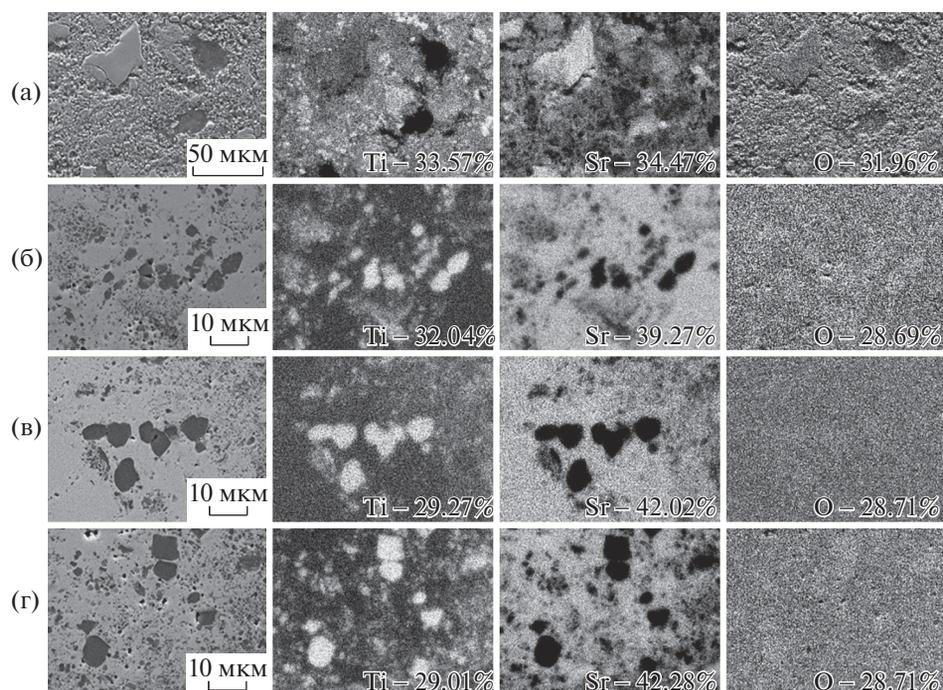


Рис. 5. Карты распределения элементов (ЭДС-анализ) по исследуемой области поверхности сколов керамических образцов SrTiO_3 , полученных Р-ИПС при различных температурах: а – 900; б – 1000; в – 1100; г – 1200°C.

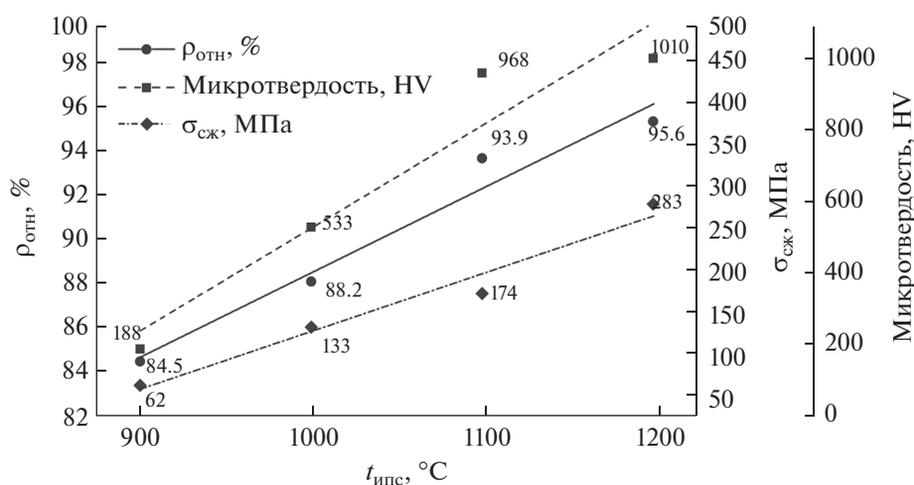


Рис. 6. Физико-механические характеристики керамических образцов SrTiO_3 , полученных Р-ИПС при различных температурах.

тельной плотности (до 95.62%), микротвердости по Виккерсу (до 1010 НВ) и прочности при сжатии (до 283 МПа) происходит при температуре свыше 1000°C. Данные керамические образцы характеризуются наименьшей скоростью выщелачивания стронция в пределах 10^{-6} – 10^{-7} г/(см² сут), что соответствует нормативным требованиям ГОСТ Р 50926-96 к отвержденным высокоактивным отходам.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Исследование выполнено в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ (тема № 00657-2020-0006).

Атомно-адсорбционный и рентгенофазовый анализ проб проведен в рамках государственного задания Института химии ДВО РАН, номер государственной регистрации темы 0205-2021-0001.

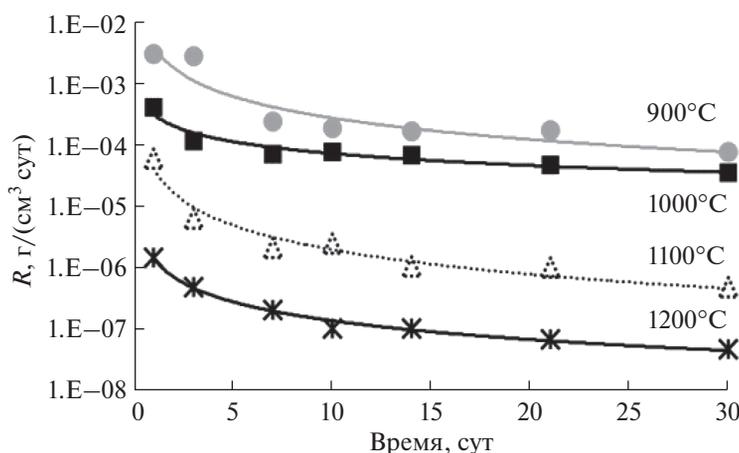


Рис. 7. Скорость выщелачивания стронция из объема керамических образцов SrTiO₃, полученных Р-ИПС при различных температурах.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Semenishchev V.S., Voronina A.V.* // Isotopes of Strontium: Properties and Applications / Eds. Pathak P., Gupta D.K., *Handb. Environ. Chem.*, Springer Nature, Switzerland, 2020. P. 25. <https://doi.org/10.1007/978-3-030-15314-42>
2. *Steinfelds E.V., Prelas M.A., Loyalka S.K. et al.* // A comparison of the performance capabilities of radioisotope energy conversion systems, betavoltaic cells, and other nuclear batteries, in: *Proc. 2006 Int. Congr. Adv. Nucl. Power Plants, ICAPP'06*, 2006. P. 2696.
3. *Kyuhak O.H., Prelas M.A., Rothenberger J.B. et al.* // *Nucl. Technol.* 2012. V. 179. № 2. P. 234. <https://doi.org/10.13182/nt12-a14095>
4. *DeNardo S.J., DeNardo G.L.* // *Int. J. Radiat. Oncol. Biol. Phys.* 2006. V. 66. № Suppl. 2. P. 89. <https://doi.org/10.1016/j.ijrobp.2006.03.066>
5. *Chong H.S., Sun X., Chen Y. et al.* // *Bioorganic Med. Chem.* 2015. V. 23. № 5. P. 1169. <https://doi.org/10.1016/j.bmc.2014.12.035>
6. *Silva R.M.V., Belinato W., Santos W.S. et al.* // *Radiat. Phys. Chem.* 2020. V. 167. № 2018. P. 108235. <https://doi.org/10.1016/j.radphyschem.2019.03.039>
7. *Jantzen C.M.* // Radioactive Waste Management and Contaminated Site Clean-Up, in: W. Lee, M. Ojovan, C. Jantzen (Eds.), *Radioact. Waste Cond. Immobil. Encapsulation Process. Technol. Overv. Adv.*, 1st ed., Woodhead Publishing Limited, 2013. P. 171. <https://doi.org/10.1533/9780857097446.1.171> Abstract
8. *Donald I.W.* // Waste Immobilization in Glass and Ceramic Based Hosts Radioactive, Toxic and Hazardous Wastes, John Wiley & Sons Ltd, Chichester, 2010. <https://doi.org/10.1002/9781444319354>
9. *Orlova A.I., Ojovan M.I.* // *Materials (Basel)*. 2019. V. 12. № 16. P. 2638. <https://doi.org/10.3390/ma12162638>
10. *Donald I.W.* // Glasses, Glass-Ceramics and Ceramics for Immobilization of High Radioactive Nuclear Wastes: Radioactive, Toxic and Hazardous Wastes, Wiley-Blackwell, Wiltshire. Chippenham, 2010. <https://doi.org/10.1002/9781444319354>
11. *Jantzen C.M.* // Development of glass matrices for high level radioactive wastes, in: *Handb. Adv. Radioact. Waste Cond. Technol.*, Woodhead Publishing Limited, Sawston, 2011. P. 230. <https://doi.org/10.1533/9780857090959.2.230>
12. *Vance E.R., Begg B.D., Gregg D.J.* // Immobilisation of spent nuclear fuel and high-level radioactive waste for safe disposal in geological repository systems, in: *Geol. Repos. Syst. Safe Dispos. Spent Nucl. Fuels Radioact. Waste*, Isevier Ltd., 2017. P. 269. <https://doi.org/10.1533/9781845699789.3.261>
13. *Zhang R., Yang J., Yan D. et al.* // Consolidation of high-level radioactive wastes into Strontium Titanate by CS method, in: *Mater. Sci. Forum*, 2012. P. 62. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.704-705.625>
14. *Zhang R., Gao Y., Wang J. et al.* // *Adv. Mater. Res.* 2011. V. 332–334. P. 1807. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.332-334.1807>
15. *Zhang K., Wen G., Yin D. et al.* // *J. Wuhan Univ. Technol. Mater. Sci. Ed.* 2015. V. 30. № 6. P. 1179. <https://doi.org/10.1007/s11595-015-1292-5>
16. *Mu W., Yu Q., Li X. et al.* // *J. Wuhan Univ. Technol. Mater. Sci. Ed.* 2017. V. 32. № 1. P. 89. <https://doi.org/10.1007/s11595-017-1564-3>
17. *Kamel N.E.H., Mouheb Y., Kamel Z. et al.* // *J. Nucl. Mater.* 2016. V. 477. P. 139. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2016.05.009>
18. *Phoon B.L., Lai C.W., Juan J.C. et al.* // *Int. J. Energy Res.* 2019. V. 43. № 10. P. 5151. <https://doi.org/10.1002/er.4505>
19. *Chang H.Y., Liu K.S., Lin I.N.* // *J. Mater. Res.* 1995. V. 10. № 8. P. 2052. <https://doi.org/10.1557/JMR.1995.2052>

20. Yan L.C., Hassan J., Hashim M. et al. // World Appl. Sci. J. 2011. V. 14. № 7. P. 1091.
21. Dehkordi A.M., Bhattacharya S., Darroudi T. et al. // J. Vis. Exp. 2015. V. 2015. № 102. P. 1. <https://doi.org/10.3791/52869>
22. Liou Y.C., Wu C.T., Chung T.C. // J. Mater. Sci. 2007. V. 42. № 10. P. 3580. <https://doi.org/10.1007/s10853-006-0399-7>
23. Tokita M. // Spark Plasma Sintering (SPS) Method, Systems, and Applications / Ed. Somiya S. Handb. Adv. Ceram. Mater. Appl. Process. Prop., Elsevier Inc., 2013. P. 1149–1178. <https://doi.org/10.1016/B978-012654640-8/50007-9>
24. Hu Z.-Y., Zhang Z.-H., Cheng X.-W. et al. // Mater. Des. 2020. V. 191. P. 108662. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108662>
25. Papynov E.K., Shichalin O.O., Mayorov V.Y. et al. // Nanotechnologies Russ. 2017. V. 12. № 1–2. P. 49. <https://doi.org/10.1134/S1995078017010086>
26. Papynov E.K., Shichalin O.O., Medkov M.A. et al. // Glass. Phys. Chem. 2018. V. 44. № 6. P. 632. <https://doi.org/10.1134/S1087659618060159>
27. Clark B.M., Tumurugoti P., Amoroso J.W. et al. // Metall. Mater. Trans. E. 2014. V. 1. № 4. P. 341. <https://doi.org/10.1007/s40553-014-0035-4>
28. O'Brien R.C., Ambrosi R.M., Bannister N.P. et al. // J. Nucl. Mater. 2009. V. 393. № 1. P. 108. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2009.05.012>
29. Orlova A.I., Korytseva A.K., Kanunov A.E. et al. // Inorg. Mater. 2012. V. 48. № 3. P. 313. <https://doi.org/10.1134/S002016851202015X>
30. Papynov E.K. // Spark plasma sintering of ceramic and glass-ceramic matrices for cesium radionuclides immobilization / Ed. Narang K. Glas. Prop. Appl. Technol., Nova Science Publisher, Inc, New York, 2018. P. 107. <https://mail.google.com/mail/u/0/?pli=1%255Cnpapers3://publication/uuid/D84FC782-E317-4880-B951-0697213436E1>
31. Shichalin O.O., Papynov E.K., Mayorov V.Y. et al. // Radiochemistry. 2019. V. 61. № 2. P. 185. <https://doi.org/10.1134/S1066362219020097>
32. Potanina E.A., Orlova A.I., Nokhrin A.V. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2019. V. 64. № 3. P. 296. <https://doi.org/10.1134/S0036023619030161>
33. Potanina E.A., Orlova A.I., Mikhailov D.A. et al. // J. Alloys Compd. 2019. V. 774. P. 182. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.09.348>
34. Papynov E.K., Shichalin O.O., Mayorov V.Y. et al. // J. Hazard. Mater. 2019. V. 369. P. 25. <https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2019.02.016>
35. Dudina D.V., Mukherjee A.K. // J. Nanomater. 2013. V. 2013. <https://doi.org/10.1155/2013/625218>
36. Simonenko E.P., Simonenko N.P., Papynov E.K. et al. // J. Sol-Gel Sci. Technol. 2017. V. 82. № 3. P. 748. <https://doi.org/10.1007/s10971-017-4367-2>
37. Papynov E.K., Shichalin O.O., Skurikhina Y.E. et al. // Ceram. Int. 2019. V. 45. P. 13838. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.04.081>
38. Wang L., Zhang J., Jiang W. // Int. J. Refract. Met. Hard Mater. 2013. V. 39. P. 103. <https://doi.org/10.1016/j.ijrmhm.2013.01.017>
39. Papynov E.K., Shichalin O.O., Buravlev I.Y. et al. // Russ. J. Inorg. Chem. 2020. V. 65. № 2. P. 263. <https://doi.org/10.1134/S0036023620020138>
40. Harnett L.C., Gardner L.J., Sun S.K. et al. // J. Nucl. Sci. Technol. 2019. V. 56. № 9–10. P. 891. <https://doi.org/10.1080/00223131.2019.1602484>
41. Le Gallet S., Campayo L., Courtois E. et al. // J. Nucl. Mater. 2010. V. 400. № 3. P. 251. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2010.03.011>
42. Wang L., Shu X., Lu X. et al. // Mater. Lett. 2017. V. 196. P. 403. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2017.03.061>
43. Sun S.K., Stennett M.C., Corkhill C.L. et al. // J. Nucl. Mater. 2018. V. 500. P. 11. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2017.12.021>
44. Blackburn L.R., Sun S., Lawson S.M. et al. // J. Eur. Ceram. Soc. 2020. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2020.05.066>
45. Papynov E.K., Shichalin O.O., Buravlev I.Y. et al. // Vacuum. 2020. V. 180. P. 109628. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2020.109628>