

УДК 546.06,620.193

ХИМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ ФОСФАТА $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ СО СТРУКТУРОЙ КОСНАРИТА В РАЗЛИЧНЫХ СРЕДАХ

© 2023 г. Л. С. Алексеева¹, *, А. В. Нохрин¹, А. И. Орлова¹,
М. С. Болдин¹, А. В. Воронин¹, А. А. Мурашов¹, В. Н. Чувильдеев¹

¹Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
пр. Гагарина, 23, Нижний Новгород, 603022 Россия

*e-mail: golovkina_lyudmila@mail.ru

Поступила в редакцию 14.03.2023 г.

После доработки 08.07.2023 г.

Принята к публикации 15.08.2023 г.

Фосфат $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ со структурой минерала коснарита получен золь–гель-методом при 900°C. Методом электроимпульсного плазменного спекания получена керамика на основе исследуемого фосфата. Относительная плотность керамики составила 75.5%. Изучена химическая устойчивость керамических образцов в статическом режиме при 90°C в дистиллированной и минеральной водах, а также в слабокислой и слабощелочной средах. Достигнутые минимальные скорости выщелачивания Cs составили $\sim 10^{-4}$ – 10^{-5} г/(см² сут). Изучено влияние контактной среды на механизм выщелачивания цезия из керамики $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$.

Ключевые слова: минералоподобные матрицы, коснарит, керамика, гидролитические испытания, механизм выщелачивания

DOI: 10.31857/S0002337X23090026, **EDN:** GFGANE

ВВЕДЕНИЕ

Одним из элементов, который вносит весомый вклад в активность отработанного ядерного топлива после выдержки в течение 3–5 лет во временном интервале хранения 0–100 лет, является цезий (¹³⁴Cs и ¹³⁷Cs). В настоящее время общепринятой концепцией иммобилизации цезия является остекловывание [1, 2], однако из-за недостаточной химической устойчивости и склонности к спонтанной кристаллизации стекла (особенно под действием таких агрессивных факторов, как высокая температура, давление, действие ионизирующего излучения) активно изучаются альтернативные формы иммобилизации цезия. Среди них следует выделить использование стекло-керамических [3–8] и керамических матриц [9, 10], что позволяет обеспечить более высокую экологическую безопасность целевого продукта.

Среди керамических матриц для иммобилизации цезия изучаются соединения со структурой голландита [11, 12], коснарита [13–15], поллицита [5–7, 16, 17], лангбейнита [14, 18, 19] и др. Структура коснарита (синтетический аналог – $\text{NaZr}_2(\text{PO}_4)_3$, NZP) является одной из перспективных матриц для иммобилизации цезия. Семейство $\text{NaZr}_2(\text{PO}_4)_3$ включает соединения и твердые растворы, описываемые кристаллохи-

мической формулой $(\text{M}1)_1(\text{M}2)_3\{[\text{L}_2^{\text{VI}}(\text{TO}_4)_3]^{p-}\}$, где $\{[\text{L}_2^{\text{VI}}(\text{TO}_4)_3]^{p-}\}$ – каркас структуры, p – заряд каркаса, L и T – октаэдрические и тетраэдрические позиции каркаса, $(\text{M}1)_1$, $(\text{M}2)_3$ – внекаркасные катионные позиции с обозначением числа заселяемых в них мест. Позиции M структуры коснарита могут быть заняты щелочными (в т.ч. цезием), щелочноземельными и редкоземельными элементами (в т.ч. Th, U, Np, Pu), а также некоторыми переходными металлами; позиция L – катионами переходных металлов, включая PЗЭ; позиция T – Al, Si, P, S, V, As [13].

Фосфаты цезия со структурой NZP вида $\text{CsM}_2(\text{PO}_4)_3$, где M = Ti, Zr, Hf, легко образуются в процессах осаждения из водных растворов с последующей термической обработкой осадков, из расплавов солей (хлоридов, фторидов щелочных элементов) при введении соответствующих осадителей, в реакциях твердофазного синтеза и ионообменных процессах [20, 21]. Фосфаты $\text{CsM}_2(\text{PO}_4)_3$ устойчивы в широком температурном интервале, не изменяют химического и фазового составов при нагревании до 1200°C для $\text{CsTi}_2(\text{PO}_4)_3$ и $\text{CsHf}_2(\text{PO}_4)_3$ [20], до 1000°C для $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ [21]. Фосфаты $\text{CsTi}_2(\text{PO}_4)_3$ и $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ при облучении с использованием γ -источника ⁶⁰Co при максимальной мощ-

ности дозы $D = 10$ Гр/с в диапазоне доз 10^6 – 10^8 Гр обладают высокой стабильностью фазового состава и кристаллической структуры [22].

Целью настоящей работы являлось изучение химической устойчивости в различных средах керамических образцов фосфата $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ со структурой коснарита, представляющих интерес в качестве потенциальной керамической матрицы для иммобилизации цезия. Для получения соединения $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ использовали золь–гель-метод, а для получения образцов керамики – метод электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС). Отличительной особенностью метода ЭИПС является возможность получать керамические образцы при пониженных температурах и за меньшие времена нагрева [23, 24] и, как следствие, минимизировать интенсивность испарения опасных элементов (в частности, легколетучих соединений цезия) с поверхности образцов. Это открывает перед методом ЭИПС большие перспективы в радиохимической промышленности по сравнению с традиционными методами свободного спекания NZP-порошков, для которых характерная продолжительность процесса компактирования может достигать несколько десятков часов [25, 26].

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для получения порошка $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ к смеси растворов нитрата цезия (CsNO_3 , “х. ч.”) и оксихлорида циркония ($\text{ZrOCl}_2 \cdot 8\text{H}_2\text{O}$, “х. ч.”), взятых в стехиометрических количествах, при постоянном интенсивном перемешивании постепенно прибавляли раствор 1 М ортофосфорной кислоты (H_3PO_4 , “х. ч.”). Полученный гель высушивали при 100°C в течение 20 ч. Полученный порошок последовательно отжигали при температурах 600, 800 и 900°C в течение 6 ч на каждой стадии.

Для получения керамики использовали установку Dr. Sinter model SPS-625. Порошки помещали в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 12 мм и нагревали за счет пропускания миллисекундных импульсов постоянного электрического тока большой мощности (до 3 кА) в условиях приложения одноосного давления. Температура спекания измерялась с помощью пирометра Chino IR-АН, сфокусированного на поверхности графитовой пресс-формы. Спекание осуществляли в вакууме (6 Па). Точность определения температуры составляла $\pm 10^\circ\text{C}$, точность поддержания давления – 1 МПа. Эффективную усадку (L_{eff}) порошков контролировали с помощью dilatометра Futaba Pulscale SMM151A, входящего в состав установки Dr. Sinter model SPS-625. Для учета вклада теплового расширения (L_0) проводились эксперименты по нагреву пустой пресс-формы. Истинная усадка вычислялась по формуле $L(T) = L_{\text{eff}}(T) - L_0(T)$. Скорость усадки рассчиты-

валась в линейном приближении: $S = \Delta L / \Delta t$. Спекание керамики проводили при температуре 1100°C и давлении $p = 65$ МПа. Изотермическая выдержка отсутствовала. После ЭИПС, для устранения остатков графита с поверхности образцов, образцы отжигали в воздушной печи при температуре 750°C (2 ч).

Фазовый состав порошков и керамики определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu LabX XRD-6000 (фильрованное CuK_α -излучение).

Плотность спеченных образцов измеряли методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде при помощи весов Sartorius CPA. Для оценки параметров микроструктуры образцов использовали растровый электронный микроскоп Tescan Vega 2.

Химическую устойчивость керамики исследовали методом выщелачивания в статическом режиме в течение 42 сут. Испытания проводили при температуре 90°C в дистиллированной воде, минеральной воде (химический состав, мг/л: $\text{SO}_4^{2-} < 25$, $\text{HCO}_3^- < 300$ – 400 , $\text{Cl}^- < 10$, $\text{Na}^+ + \text{K}^+ < 100$ – 160 , $\text{Ca}^{2+} < 25$, $\text{Mg}^{2+} < 10$), слабокислом (0.01 М HCl) и слабощелочном (0.01 М NaOH) растворах. Концентрацию Cs в пробах определяли с помощью масс-спектрометра высокого разрешения с индуктивно-связанной плазмой ELEMENT 2 по внешней градуировке. Градуировку проводили по растворам многоэлементного стандарта ICP-MS-68A-A High-Purity Standards и с помощью времяпролетного масс-спектрометра iDplus Performance.

В процессе эксперимента рассчитывали нормализованную потерю массы NL_i элемента i (г/см²) по формуле

$$NL_i = a_{ki} / (M_{0i} S), \quad (1)$$

где a_{ki} – масса компонента i , перешедшего в раствор в процессе выщелачивания, г; M_{0i} – массовая концентрация элемента в образце в начале испытаний, г/г; S – площадь поверхности образца, см².

Скорость выщелачивания R_i рассчитывали по формуле

$$R_i = NL_i / \tau_n, \quad (2)$$

где τ_n – промежуток времени, сут.

Для определения механизма выщелачивания катионов из керамики использовали модель де Гроота–ван дер Слоота [27], которую можно представить в виде уравнения

$$\lg B_i = A \lg \tau + \text{const}, \quad (3)$$

где B_i – общий выход Cs из образца за время контакта с водой, мг/м²; τ – время контакта, сут. Величина B_i рассчитывалась по формуле

$$B_i = C_i (L/S) \sqrt{\tau_n} / (\sqrt{\tau_n} - \sqrt{\tau_{n-1}}), \quad (4)$$

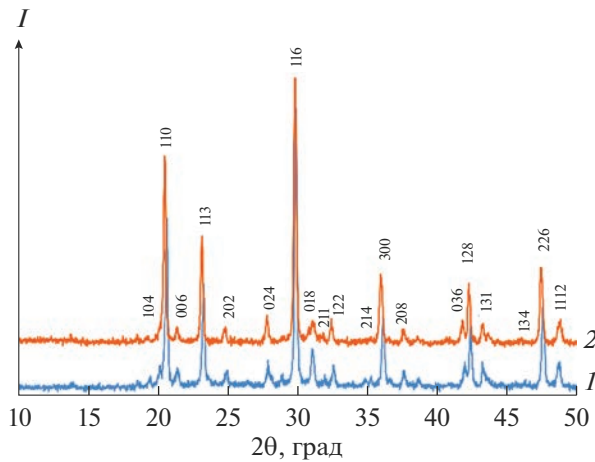


Рис. 1. Дифрактограмма порошка (1) и керамики (2) $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$.

где C_i – концентрация Cs в растворе к концу n -го периода, мг/л; L/S – отношение объема раствора к площади поверхности образца, л/м²; τ_n – суммарное время контакта на период n , сут; и τ_{n-1} – время контакта до начала периода n , сут.

Значениям коэффициента A в уравнении (3) соответствуют следующие механизмы выщелачивания элементов: <0.35 – вымывание с поверхности компаунда; 0.35 – 0.65 – диффузия из внутренних слоев; >0.65 – растворение поверхностного слоя компаунда [28, 29].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1 представлены дифрактограммы порошков $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$. По данным рентгенофазово-

го анализа (РФА) после отжига при 900°C полученное соединение кристаллизовалось в ожидаемой структуре NZP и относилось к пр. гр. $R\bar{3}c$ (ICSD #34-0196). Теоретическая рентгенографическая плотность соединения $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ составляет $\rho_{th} = 3.76$ г/см³.

Спекание керамики проводили при небольшой температуре ($t = 1100^\circ\text{C}$) и без выдержки ($\tau = 0$), что позволило минимизировать процесса разложения порошкового образца. Диаграммы ЭИПС в координатах время процесса–температура–приложенное напряжение представлены на рис. 2а. Были изготовлены 5 одинаковых керамических образцов для проведения испытаний в различных средах и в случае необходимости проведения контрольных исследований. Относительная плотность всех спеченных образцов составляла $\sim 75.5\%$ от теоретической величины ($\rho_{th} = 3.76$ г/см³). Фазовый состав керамики после спекания не изменился (рис. 1).

Зависимости усадки и скорости усадки от температуры нагрева порошка $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$ представлены на рис. 2б. Видно, что температурные зависимости усадки $L(T)$ имеют обычный трехстадийный характер; стадия интенсивной усадки лежит в интервале температур от 880 до 1080°C . Максимальная скорость усадки наблюдается при $t = 990$ – 1010°C и составляет $S_{max} = 5 \times 10^{-3}$ мм/с.

На рис. 3 представлены результаты электронно-микроскопических исследований спеченных образцов. Они имеют мелкозернистую микроструктуру со средним размером зерна ~ 0.5 – 1 мкм (рис. 3а). В микроструктуре образцов встречаются области с аномально ограниченными крупными зёрнами, которые окружены субмикронными частицами (рис. 3б).

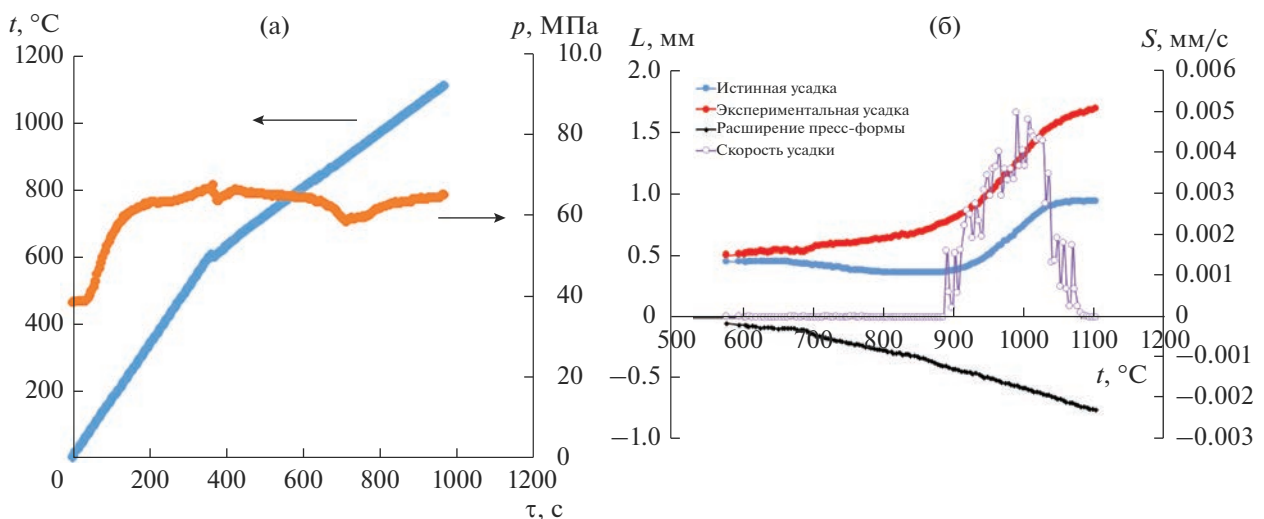


Рис. 2. Диаграмма режима ЭИПС керамики $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$ в координатах температура нагрева–приложенное давление–время процесса (а) и температурные зависимости усадки $L(t)$ и скорости усадки $S(t)$ порошков $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$ (б).

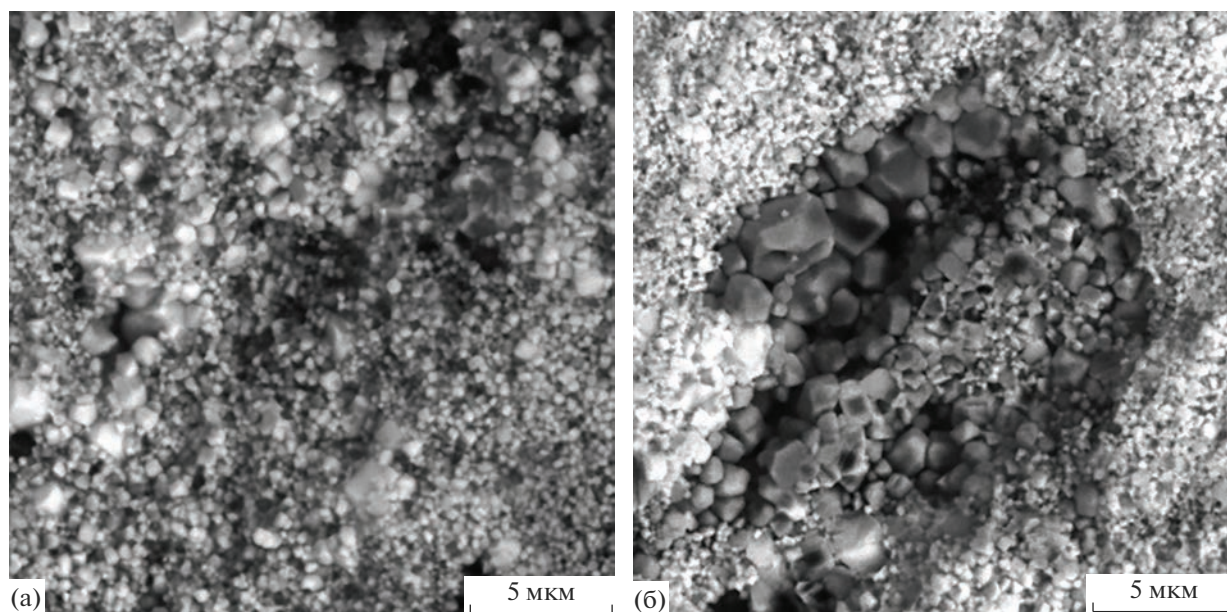


Рис. 3. Микроструктура спеченной керамики.

В табл. 1 и на рис. 4 представлены результаты испытаний керамических образцов $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$ в различных средах. Минимальные достигнутые на 42 сут скорости выщелачивания цезия из образцов представлены в табл. 1. Зависимости нормализованной потери массы NL_i и скорости выщелачивания R_i от времени испытания τ приведены на рис. 4. Несмотря на невысокую относительную плотность спеченных образцов, достигнутые скорости выщелачивания характеризуют исследуемые образцы как обладающие высокой гидролитической устойчивостью. Для сравнения: скорость выщелачивания цезия из соединений $\text{Cs}_x\text{H}_{1-x}\text{Zr}_2(\text{PO}_4)_3$, полученных при различных температурах, составляла 10^{-6} – 10^{-9} г/(м² сут) в деионизованной воде при 90°C и 10^{-4} – 10^{-6} г/(см² сут) в псевдоморской воде при 90°C [15]. Скорость выщелачивания цезия из боросиликатных стекол составляет 1.1×10^{-4} г/(см² сут) в дистиллированной воде при 90°C [15], из алюмофосфатных стекол – варьируется от 10^{-4} до 10^{-6} г/(см² сут) при комнатной температуре и сильно зависит от состава [30]. Наименьшая скорость выщелачивания достигается при ис-

пытаниях в минеральной воде, что косвенно может свидетельствовать о высокой устойчивости исследуемых соединений в условиях реального захоронения. Снижение скорости выщелачивания в минеральной воде ($R = 6.25 \times 10^{-5}$ г/(см² сут)) обусловлено образованием на поверхности испытываемых керамических образцов солей жесткости, которые затрудняют свободный доступ среды в стационарных условиях испытаний. Максимальная скорость выщелачивания ($R = 2.39 \times 10^{-4}$ г/(см² сут)) наблюдается в случае испытаний в слабощелочном растворе (0.01 М NaOH) (табл. 1).

Следует отметить, что реальная площадь поверхности S исследуемых керамических образцов больше, чем рассчитанная из геометрических размеров, из-за их повышенной пористости (рис. 3). Поэтому, по нашему мнению, полученные результаты характеризуют предельную величину R для данного соединения. В случае испытаний керамики с высокой относительной плотностью следует ожидать снижения величины R .

Результаты РФА показывают, что фазовый состав керамики после испытаний не изменился: на

Таблица 1. Нормализованные потери массы (NL) и скорости выщелачивания (R) цезия из керамики $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$, достигнутые на 42 сут

Контактная среда	$NL \times 10^3$, г/см ²	$R \times 10^5$, г/(см ² сут)
Дистиллированная вода	3.36	8.53
Минеральная вода	2.77	6.25
0.01 М HCl	3.02	7.44
0.01 М NaOH	10.1	23.9

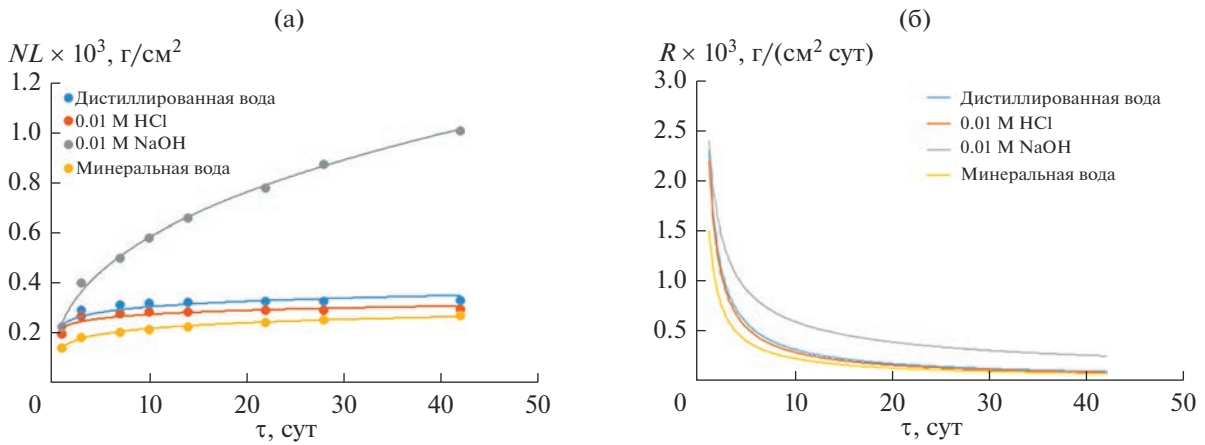


Рис. 4. Зависимости нормализованной потери массы NL (а) и скорости выщелачивания R (б) от времени τ .

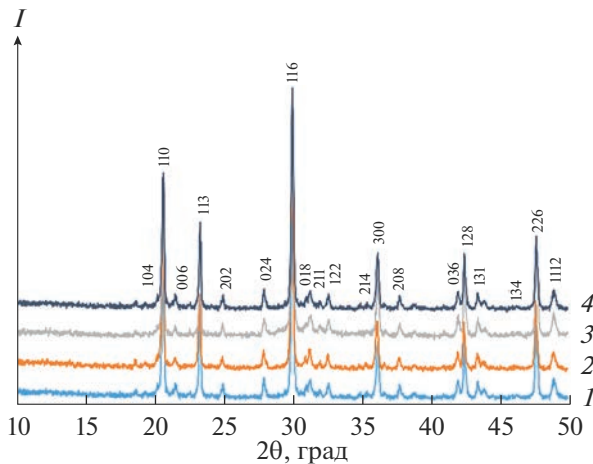


Рис. 5. Дифрактограммы керамики $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$ после испытаний в дистиллированной воде (1), минеральной воде (2), слабокислом (3) и слабощелочном (4) растворах.

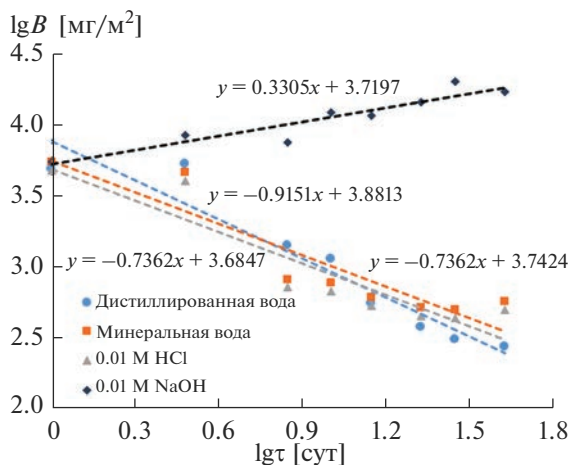


Рис. 6. Логарифмические зависимости выхода Cs от времени взаимодействия с контактными растворами.

дифрактограммах керамических образцов присутствуют все пики, соответствующие структуре NZP (рис. 5).

Определим механизм выщелачивания цезия из керамики $\text{CsZr}(\text{PO}_4)_3$ в различных средах. В соответствии с моделью де Гроота–ван дер Слоота [27] для определения механизма выщелачивания цезия из керамики $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ необходимо рассчитать величину коэффициента A по углу наклона зависимости $B(\tau)$ в логарифмических координатах. Из представленных на рис. 6 зависимостей $\lg(B) - \lg(\tau)$ видно, что для всех исследуемых сред $A < 0.35$. Это позволяет сделать заключение о том, что выщелачивание цезия происходит за счет вымывания с открытой поверхности керамики $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$. Полученный результат качественно соответствует ранее сделанному выводу о том, что открытая пористость оказывает существенное влияние на высокую скорость выщелачивания Cs из керамики $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Керамика на основе фосфата $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ со структурой минерала коснарита была получена путем синтеза субмикронных порошков золь–гель методом при температуре 900°C и их последующего высокоскоростного ЭИПС при пониженной температуре (1100°C). Это позволило минимизировать интенсивность процесса разложения фосфата, но привело к получению керамики с пониженной относительной плотностью ($\sim 75\%$).

Предельная скорость выщелачивания цезия из керамики $\text{CsZr}_2(\text{PO}_4)_3$ на 42 сут в дистиллированной и минеральной водах, а также в слабокислой среде не превышала $\sim (6.2\text{--}8.5) \times 10^{-5} \text{ г/(см}^2 \text{ сут)}$. В слабощелочной среде скорость выщелачивания увеличилась примерно в 3 раза и составила $2.39 \times 10^{-4} \text{ г/(см}^2 \text{ сут)}$. Установлено, что выщелачива-

ние цезия происходит за счет вымывания с поверхности керамики.

ФИНАНСИРОВАНИЕ РАБОТЫ

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 20-21-00145 Росатом.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Donald I.W., Metcalfe B.L., Taylor R.N.J. The Immobilization of High Level Radioactive Wastes Using Ceramics and Glasses // *J. Mater. Sci.* 1997. V. 32. P. 5851–5887.
<https://doi.org/10.1023/A:1018646507438>
2. Stefanovsky S.V., Yudinsev S.V., Gieré R., Lumpkin G.R. Nuclear Waste Forms // *Energy, Waste and Environment: Geological Society of London Special Publications.* 2004. V. 236. P. 37–63.
<https://doi.org/10.1144/GSL.SP.2004.236.01.0>
3. Liu H., Wang H., Zhao J., Li J., Zhang X., Yang J., Zhu Y., Xie R., Zheng K., Huang H., Huo J. Immobilization of Cs and Sr within Perovskite-Type $Ba_{0.7-y}Sr_y(La, Cs)_{0.3}ZrO_3$ Glass/Ceramic Composite Waste Form // *Ceram. Int.* 2022. V. 48. № 23. Part A. P. 34298–34307.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.08.007>
4. Liu Q., Feng L., Sun Y., Fang S., Zhang Z., Han N., Wang J., Zhang C., Wang T. Effects of Phosphate Glass on Cs^+ Immobilization in Geopolymer Glass-Ceramics // *Ceram. Int.* 2023. V. 49. № 4. P. 6545–6553.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.10.113>
5. Fang S., Sun Y., Feng L., Liu Q., Zhang Z., Han N., Wang P., Zhou Y., Wang J., Zhang C., Wang T. Effects of Borosilicate Glass on Pollucite Crystallization and Cs^+ Immobilization in Geopolymer Materials // *J. Non-Cryst. Solids.* 2022. V. 595. P. 121836.
<https://doi.org/10.1016/j.jnoncrysol.2022.121836>
6. Yang Y., Cao X., Shi L., Zhang Z., Wang P., Li J., Sun Y., Chen S., Wang T., Ma L., Peng S. Thermal Evolution Effects on the Properties of Converting Cs-Polluted Soil into Pollucite-Base Glass-Ceramics for Radioactive Cesium Immobilization // *J. Materiomics.* 2021. V. 7. № 6. P. 1335–1343.
<https://doi.org/10.1016/j.jmat.2021.01.001>
7. Yang Y., Wang T., Zhang Z., Ke Z., Shan C., Cao X., Ma L., Peng S. A Novel Method to Convert Cs-Polluted Soil into Pollucite-Base Glass-Ceramics for Cs Immobilization // *Chem. Eng. J.* 2020. V. 385. P. 123844.
<https://doi.org/10.1016/j.cej.2019.123844>
8. He P., Fu S., Wang M., Duan X., Wang Q., Li D., Yang Z., Jia D., Zhou Y. B_2O_3 -Assisted Low-Temperature Crystallization of Pollucite Structures and Their Potential Applications in Cs^+ Immobilization // *J. Nucl. Mater.* 2020. V. 540. P. 152314.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2020.152314>
9. Wang J., Wei Y., Wang J., Zhang X., Wang Y., Li N. Simultaneous Immobilization of Radionuclides Sr and Cs by Sodium Zirconium Phosphate Type Ceramics and Its Chemical Durability // *Ceram. Int.* 2022. V. 48. № 9. P. 12772–12778.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2022.01.147>
10. Jing Z., Yuan Y., Hao W., Miao J. Synthesis of Pollucite with Cs-Polluted Incineration Ash Mixed with Soil for Immobilization of Radioactive Cs // *J. Nucl. Mater.* 2018. V. 510. P. 141–148.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.07.047>
11. Grote R., Hong T., Shuller-Nickles L., Amoroso J., Tang M., Brinkman K.S. Radiation Tolerant Ceramics for Nuclear Waste Immobilization: Structure and Stability of Cesium Containing Hollandite of the Form $(Ba,Cs)_{1.33}(Zn,Ti)_8O_{16}$ and $(Ba,Cs)_{1.33}(Ga,Ti)_8O_{16}$ // *J. Nucl. Mater.* 2019. V. 518. P. 166–176.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.03.005>
12. Fang Z., Xu X., Yang X., Xie H., Zhao X., Wang B., Zhao D., Yang Y. Structural Stability and Aqueous Durability of Cs Incorporation into $BaAl_2Ti_6O_{16}$ Hollandite // *J. Nucl. Mater.* 2022. V. 565. P. 153716.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2022.153716>
13. Orlova A.I. Crystalline Phosphates for HLW Immobilization – Composition, Structure, Properties and Production of Ceramics. Spark Plasma Sintering as a Promising Sintering Technology // *J. Nucl. Mater.* 2022. V. 559. P. 153407.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.153407>
14. Петьков В.И., Асабина Е.А., Лукутцов А.А., Корчемкин И.В., Алексеев А.А., Демарин В.Т. Иммунизация цезия в минералоподобные матрицы со структурой тридимита, коснарита, лангбейнита // *Радиохимия.* 2015. Т. 57. № 6. С. 540–546.
15. Nomura N., Kikawada Y., Oi T. Immobilization of Cesium by Zirconium Phosphate // *J. Radioanal. Nucl. Chem.* 2015. V. 304. P. 683–691.
<https://doi.org/10.1007/s10967-014-3853-z>
16. Chen S., Guo J.-F., Xu B., Sun X.-W. Sintering of Metakaolin-Based Na-Pollucite Ceramics and Their Immobilization of Cs // *Ann. Nucl. Energy.* 2020. V. 145. P. 107595.
<https://doi.org/10.1016/j.anucene.2020.107595>
17. Орлова А.И., Трошин А.Н., Михайлов Д.А., Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Сахаров Н.В., Нохрин А.В., Скуратов В.А., Кирилкин Н.С. Фосфорсодержащие соединения цезия со структурой поллукита. Получение высокоплотной керамики и ее радиационные испытания // *Радиохимия.* 2014. Т. 56. № 1. С. 87–92.
18. Balaji D., Kumar S.P. Langbeinite Phosphosilicates $K_{2-x}Cs_xZr_2P_2SiO_{12}$ ($x = 0, 0.5, 1.0, 1.5, 2.0$) for Cesium Encapsulation; Synthesis, Chemical Durability and Thermal Expansion Study // *Ceram. Int.* 2021. V. 47. № 20. P. 28951–28959.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2021.07.055>
19. Орлова А.И., Корытцева А.К., Логинова Е.Е. Семейство фосфатов со структурой лангбейнита. Кристаллохимический аспект иммобилизации радиоактивных отходов // *Радиохимия.* 2011. Т. 53. № 1. С. 48–57
20. Montel J.-M. Minerals and Design of New Waste Forms for Conditioning Nuclear Waste // *C. R. Geoscience.* 2011. V. 343. P. 230–236.
21. Scheetz B.E., Agrawal D.K., Breval E., Roy R. Sodium Zirconium-Phosphate (NZP) as a Host Structure for Nuclear Waste Immobilization: A Review // *Waste Manag.* 1994. V. 14. P. 489–505.

22. *Asabina E.A., Pet'kov V.I.* Synthesis, Structural Study and Thermal Expansion of Cesium Ditungsten Tris(Phosphate) // Eurasian Chem. Technol. J. 2010. V. 12. № 3–4. P. 189–194.
23. *Salvato D., Vigier J.-F., Cologna M., Luzzi L., Somers J., Tyrpekl V.* Spark Plasma Sintering of Fine Uranium Carbide Powder // Ceram. Int. 2017. V. 43. № 1. Part A. P. 866.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2016.09.136>
24. *Yang K., Kardoulaki E., Zhao D., Broussard A., Metzger K., White J.T., Sivack M.R., McClellan K.J., Lahoda E.J., Lian J.* Uranium Nitride (UN) Pellets with Controllable Microstructure and Phase – Fabrication by Spark Plasma Sintering and Their Thermal-Mechanical and Oxidation Properties // J. Nucl. Mater. 2021. V. 557. P. 153272.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2021.153272>
25. *Chakraborty N., Basu D., Fisher W.* Thermal Expansion of $\text{Ca}_{1-x}\text{Sr}_x\text{Zr}_4(\text{PO}_4)_6$ Ceramics // J. Eur. Ceram. Soc. 2005. V. 25. P. 1885–1893.
<https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2004.06.019>
26. *Orlova A.I., Volgutov V.Yu., Mikhailov D.A., Bykov D.M., Skuratov V.A., Chuvil'deev V.N., Nokhrin A.V., Boldin M.S., Sakharov N.V.* Phosphate $\text{Ca}_{1/4}\text{Sr}_{1/4}\text{Zr}_2(\text{PO}_4)_3$ of the $\text{NaZr}_2(\text{PO}_4)_3$ Structure Type: Synthesis of a Dense Ceramic Material and Its Radiation Testing // J. Nucl. Mater. 2014. V. 446. № 1–3. P. 232–239.
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.11.025>
27. *De Groot G.J., Van der Sloot H.A.* Determination of Leaching Characteristics of Waste Minerals Leading to Environmental Product Certification // Stabilization and Solidification of Hazardous, Radioactive and Mixed Wastes / Eds. Gilliam T.M., Wiles C.C. V. 2. Philadelphia: ASTM, 1992. P. 149–170.
28. *Torras J., Buj I., Rovira M., de Pablo J.* Semi-Dynamic Leaching Tests of Nickel Containing Wastes Stabilized/Solidified with Magnesium Potassium Phosphate Cements // J. Hazard. Mater. 2011. V. 186. P. 1954–1960.
<https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2010.12.093>
29. *Xue Q., Wang P., Li J.-S., Zhang T.-T., Wang S.-Y.* Investigation of the Leaching Behavior of Lead in Stabilized/Solidified Waste Using a Two-Year Semi-Dynamic Leaching Test // Chemosphere. 2017. V. 166. P. 1–7.
<https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2016.09.059>
30. *Орлова В.А., Козлов П.В., Джовелло К.А., Балакина В.А., Беланова Е.А., Галузин Д.Д., Ремизов М.Б.* Фазообразование в фосфатных и боросиликатных стеклах, содержащих железо, хром, никель и серу // Неорган. материалы. 2019. Т. 55. С. 890–897.
<https://doi.org/10.1134/S0002337X19080116>