

УДК 546.06620.193

КЕРАМИКА НА ОСНОВЕ ФОСФАТА $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ СО СТРУКТУРОЙ КОСНАРИТА КАК МАТРИЦА ДЛЯ ИММОБИЛИЗАЦИИ ТЕХНЕЦИЯ

© 2022 г. Л. С. Алексеева¹, *, А. В. Нохрин¹, А. И. Орлова¹, М. С. Болдин¹, Е. А. Ланцев¹, А. А. Мурашов¹, К. К. Корченкин², Д. В. Рябков², В. Н. Чувильдеев¹

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

²АО “Радиевый институт им. В.Г. Хлопина”, 2-й Муринский пр., 28, Санкт-Петербург, 194021 Россия

*e-mail: golovkina_lyudmila@mail.ru

Поступила в редакцию 18.11.2021 г.

После доработки 20.12.2021 г.

Принята к публикации 22.12.2021 г.

Методом электроимпульсного плазменного спекания получена керамика на основе фосфата $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ со структурой минерала коснарита. Рений (Re) использовался в качестве химического и структурного аналога технеция. Относительная плотность керамики 85%. Изучен механизм выщелачивания Re из керамики $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ в статическом режиме при комнатной температуре. Скорость выщелачивания рения составила 1.3×10^{-5} г/(см² сут).

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

DOI: 10.31857/S0002337X22030010

ВВЕДЕНИЕ

Технеций-99 (^{99}Tc) является одним из наиболее распространенных и долгоживущих радиотоксичных изотопов в отработанном ядерном топливе (**ОЯТ**). Он является одним из ключевых элементов в стратегиях разделения **ОЯТ**, таких как UREX+, для изоляции и инкапсуляции в твердых формах отходов [1]. Иммобилизация ^{99}Tc является сложной научной и практической задачей. К настоящему моменту исследована иммобилизация ^{99}Tc в формах металлических сплавов [2–4], цементов [5–7] и стекол [2, 8, 9]. В наиболее широко применяемом процессе стеклования высокоактивных радиоактивных отходов (**РАО**) часть технеция окисляется или подвергается диспропорционированию и, следовательно, испаряется в виде гептооксида, что приводит к загрязнению окружающей среды. Альтернативный подход к иммобилизации ^{99}Tc заключается во введении катиона в минералоподобную матрицу [10–16], что потенциально позволит избежать образования высокомобильных пертехнетатных ионов TcO_4^- при переработке **РАО**.

В работах [13, 14] изучены Tc -содержащие соединения со структурами пирохлора ($\text{Nd}_2\text{Tc}_2\text{O}_7$), первовскита (SrTcO_3) и слоистого первовскита (Sr_2TcO_4). Проведенные в течение 28 дней гид-

ролитические испытания керамики на основе пирохлора $\text{Nd}_2\text{Tc}_2\text{O}_7$ позволили установить, что скорость выщелачивания Tc составляет 1.48×10^{-7} г/(мм² сут) и примерно в 4 раза ниже, чем скорость выщелачивания из боросиликатного стекла ($\sim 6.43 \times 10^{-7}$ г/(мм² сут)). Недостатком исследованных в [13, 14] соединений является большая продолжительность (2–10 сут) высокотемпературного отжига при твердофазном синтезе.

В работах [11, 16] изучена возможность включения технеция в шпинели – $\text{Mg}_2\text{Ti}_{1-x}\text{Tc}_x\text{O}_4$. Скорость выщелачивания таких соединений, процесс синтеза которых весьма сложен и трудоемок, составляла $(3–7) \times 10^{-3}$ г/(м² сут) после испытания в течение 40 сут при комнатной температуре.

В работе [15] описаны соединения со структурой NZP вида $\text{ARe}_2(\text{PO}_4)_3$ (где A – щелочной металл). Соединения были получены сплавлением концентрированной фосфорной кислоты, перрната аммония и хлоридов щелочных металлов с последующим отжигом при 400°C на воздухе и при 550°C в запаянной ампуле в инертной атмосфере. Химическая устойчивость синтезированных соединений не изучена.

В настоящей работе исследовали фосфат $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ со структурой коснарита в качестве потенциальной керамической матрицы для иммобилизации ^{99}Tc . Рений (Re) выступал в каче-

стве химического и структурного аналога технечия. Для получения соединения $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ использовали метод мокрой химии, для получения керамики — метод высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для получения порошков $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ со структурой NZP к смеси растворов хлорида натрия и перрената аммония, взятых в стехиометрических количествах, при постоянном интенсивном перемешивании постепенно прибавляли раствор 1 М ортофосфорной кислоты. Полученный прозрачный раствор выпаривали при 80°C при постоянном перемешивании, сушили при 200 и 300°C до полного удаления влаги и частичного разложения промежуточных продуктов реакции. После отжига шихта приобрела черный цвет. Полученный порошок отжигали в запаянной кварцевой ампуле при температурах 600, 700 или 800°C в течение 12 ч.

Фазовый состав порошков и керамик определяли на рентгеновском дифрактометре Shimadzu LabX XRD-6000 (CuK_α -фильтрованное излучение). Дифференциальный термический анализ проводили в аргоне с помощью анализатора DSC-204 F1 Phoenix в интервале температур 25–1200°C. Скорость нагрева составляла 10°C/мин. Функциональный состав соединений исследовали с помощью ИК-Фурье-спектрофотометра Shimadzu FTIR-8400S при комнатной температуре в интервале частот 400–4000 cm^{-1} .

Для получения керамик использовали установку Dr. Sinter model SPS-625. Порошки помещали в графитовую пресс-форму с внутренним диаметром 10 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-AH, 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. Усадка и скорость усадки порошков контролировали с помощью дилатометра, входящего в состав установки Dr. Sinter model SPS-625.

Плотность спеченных образцов измеряли методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде при помощи весов Sartorius CPA. Для оценки параметров микроструктуры образцов использовали растровый электронный микроскоп JEOL JSM-6490 с рентгеновским микронализатором Oxford Instruments INCA-350.

Гидролитическую устойчивость керамик исследовали методом выщелачивания в статическом режиме в течение 28 сут. Испытания проводили при

комнатной температуре в дистиллированной воде. Концентрацию Re в водных пробах определяли с помощью масс-спектрометра высокого разрешения с индуктивно связанный плазмой ELEMENT 2 по внешней градуировке. Градуировку проводили по растворам многоэлементного стандарта ICP-MS-68A-A High-Purity Standards и с помощью времязадерживающего масс-спектрометра iD-plus Performance.

В процессе эксперимента рассчитывали нормализованную потерю массы по формуле

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

где NL_i — нормализованная потеря массы элемента i , $\text{г}/\text{см}^2$; a_{ki} — масса компонента i , перешедшего в раствор в процессе выщелачивания, г ; M_{0i} — массовая концентрация элемента в образце в начале испытаний, $\text{г}/\text{г}$; S — площадь поверхности образца, см^2 .

Расчет скорости выщелачивания R_i проводился 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 [17], которую можно представить в виде уравнения:

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

где B_i — общий выход Re из образца за время контакта с водой, $\text{мг}/\text{м}^2$; τ — время контакта, сут. Величина B_i рассчитывалась по формуле

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

где C_i — концентрация Re в растворе к концу n -го периода, $\text{мг}/\text{л}$; L/S — отношение объема раствора к площади поверхности образца, $\text{л}/\text{м}^2$; τ_n и τ_{n-1} — время n - и $n-1$ -го этапа эксперимента соответственно, сут.

Значениям коэффициента A в уравнении (3) соответствуют следующие механизмы выщелачивания элементов: <0.35 — вымывание с поверхности соединения; 0.35–0.65 — диффузия из внутренних слоев; >0.65 — растворение поверхностного слоя соединения [18, 19].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

По данным РФА (рис. 1), однофазный продукт получили после отжига при 700°C. После отжига при 600 и 800°C в порошке присутствовало незначительное количество примеси пирофосфата рения ReP_2O_7 и оксида рения ReO_2 соответственно, что, вероятнее всего, связано с методикой синтеза. Полученные однофазные соединения кристаллизовались в ожидаемой структуре NZP и относились к пр. гр. $\bar{R}\bar{3}c$.

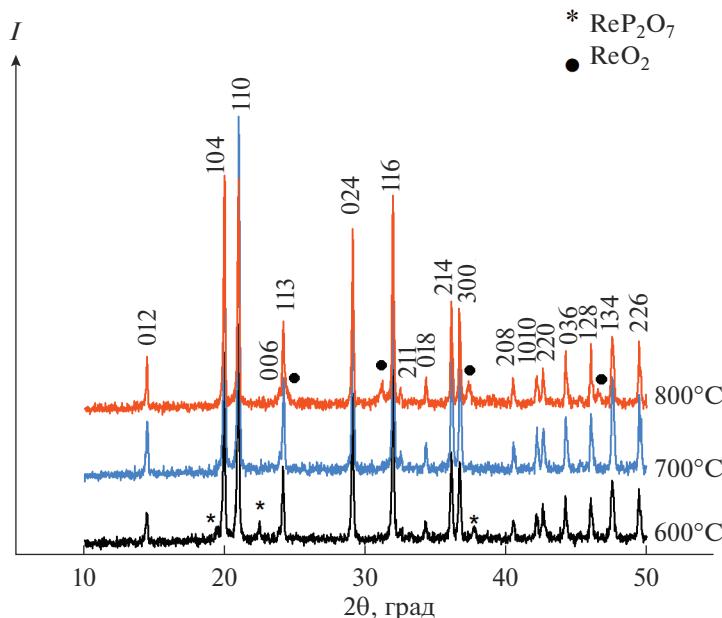


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы порошков $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$, полученных при различных температурах.

Дальнейшие исследования проводили с использованием порошка, синтезированного при температуре 700°C .

Гранулометрический состав порошка был неоднороден. По данным растровой электронной микроскопии (РЭМ), синтезированный порошок содержал частицы двух типов: крупные ограненные частицы размером ~ 10 мкм, которые, вероятно, являются монокристаллами, и агломераты, состоявшие из частиц размером до 1 мкм (рис. 2а, 2б). Наличие рения в структуре синтезированного порошка подтверждено методом энергодисперсионного микроанализа (рис. 2в).

Анализ результатов дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) (рис. 3) позволил обнаружить эндотермический эффект в интервале температур 970 – 1030°C , который соответствовал разложению $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$, что подтверждалось данными термогравитермического анализа (ТГА).

В ИК-спектре изучаемого образца (рис. 4) широкая полоса в области 980 – 1120 cm^{-1} и высокочастотная полоса 1247 cm^{-1} могут быть отнесены к асимметричным валентным колебаниям $\nu_3 \text{ PO}_4^{3-}$ -иона. Малоинтенсивная высокочастотная полоса в районе 1247 cm^{-1} , не характерная для фосфатов, обусловлена, по нашему мнению, влиянием многозарядного иона Re^{4+} , поляризующего связь Р–О–Re. Полоса в области 883 cm^{-1} соответствовала валентным симметричным ν_1 -колебаниям. Полосы в области 640 – 438 cm^{-1} относились к деформационным колебаниям: полосы 650 – 540 cm^{-1} отве-

чали асимметричным ν_4 -колебаниям, а полоса 445 cm^{-1} – симметричным ν_2 -колебаниям.

ЭИПС порошка $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ проводили в условиях постоянной скорости нагрева. Изотермическая выдержка при температуре спекания отсутствовала. Основные параметры спекания керамических образцов (скорость нагрева v_h , средняя величина приложенного одноосного давления P , температура спекания t_s и время изотермической выдержки τ_s при температуре спекания) представлены в табл. 1.

Для определения оптимальных режимов ЭИПС было проведено предварительное спекание порошков $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ путем нагрева до температуры 1100°C со скоростью $50^\circ\text{C}/\text{мин}$ (серия 1). Режимы спекания в виде зависимостей температуры (t , $^\circ\text{C}$), приложенного одноосного давления (P , кН) и уровня вакуума (V_{ac} , Па) от времени процесса ЭИПС представлены на рис. 5а. Зависимости усадки (L , мм) и скорости усадки (S , мм/с) от температуры нагрева представлены на рис. 5б. Как видно из рис. 5б, усадка порошка начинается при $t = 600^\circ\text{C}$; скорость усадки мала и не превышает $S_{\text{max}} \sim 4.5 \times 10^{-3}$ мм/с (рис. 5б). При температуре 1000°C наблюдали пик усадки, вероятно, связанный с разложением порошка $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$. Это косвенно подтверждается тем, что при температурах более 850°C наблюдалось снижение уровня вакуума в камере спекания установки Dr. Sinter model SPS-625 (рис. 5а). Разложение образца в процессе ЭИПС при нагреве до 1100°C не позволило достоверно определить его плотность методом Архимеда.

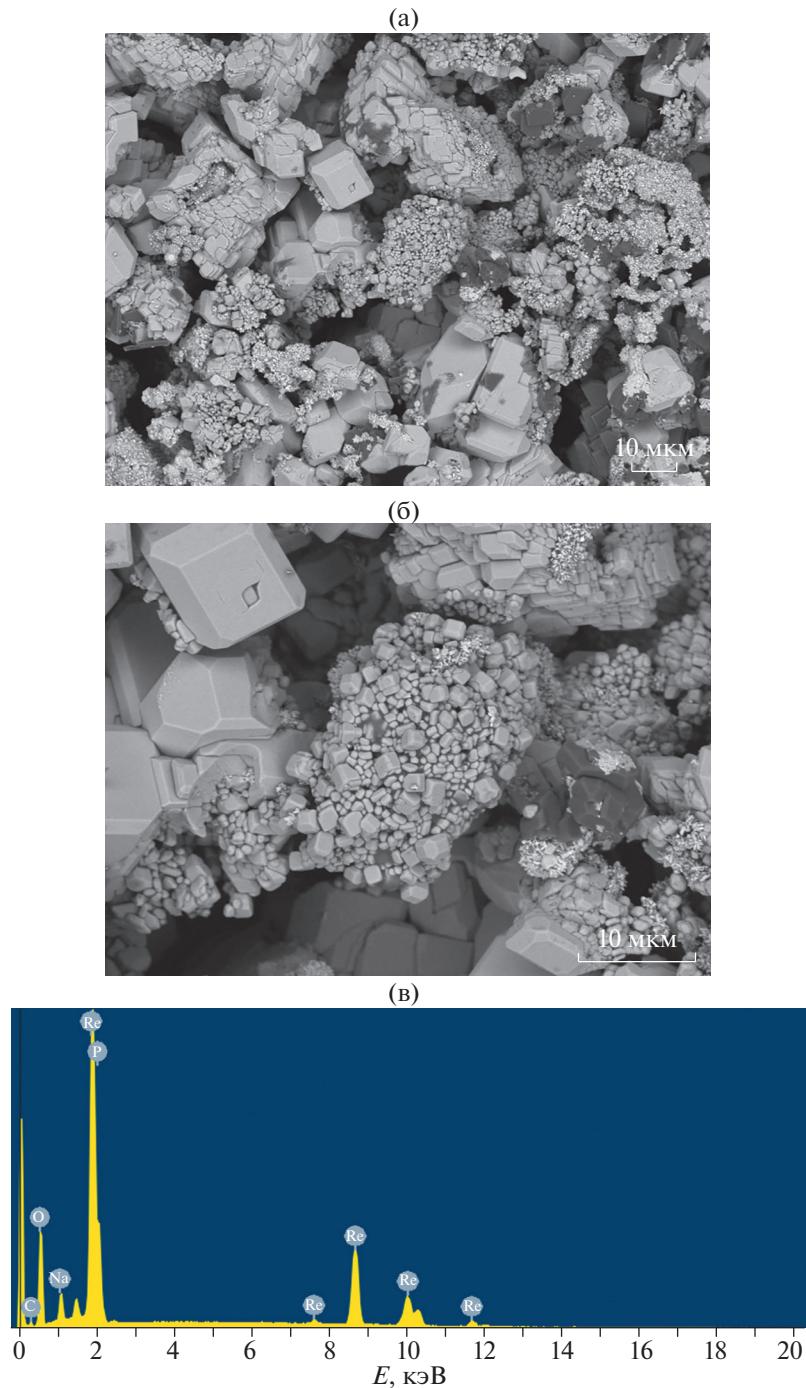


Рис. 2. РЭМ-снимки (а, б) и результаты энергодисперсионного микроанализа (в) исходного порошка $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$.

Таблица 1. Основные параметры процесса ЭИПС порошков $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$, плотность и гидролитическая стойкость полученных образцов

Серия	t_s , °C	v_h , °C/мин	ρ , г/см ³	$\rho_{\text{отн}}$, %	NL_{Re} , г/см ²	R_{Re} , г/(см ² сут)
1	1100	50	—	—	—	—
2	800	50	4.154	84.9	4.4×10^{-4}	1.3×10^{-5}
3	800	100	4.174	85.3	—	—
4	800	200	4.168	85.2	—	—

Примечание. $P = 6.5$ кН (70 МПа), $\tau_s = 0$ мин.

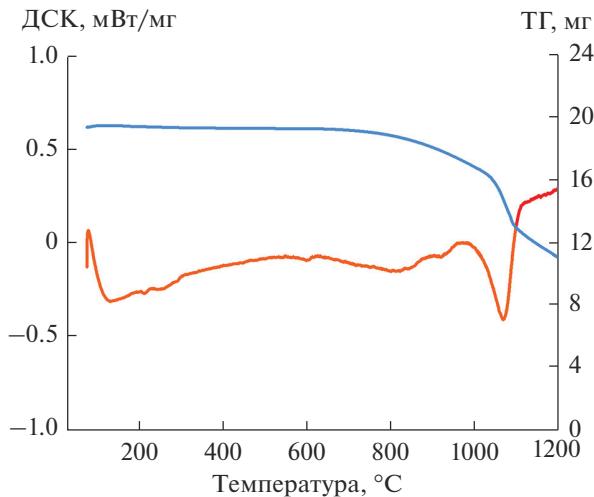


Рис. 3. Данные термического анализа порошка $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ после отжига при 700°C .

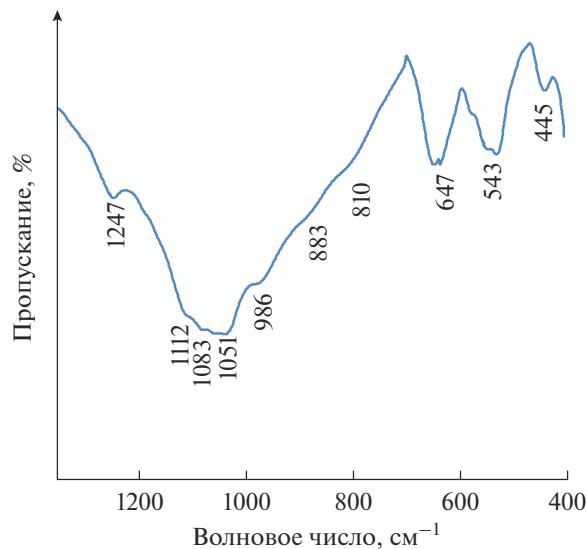


Рис. 4. ИК-спектр порошка $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ после отжига при 700°C .

С целью минимизации или исключения процесса разложения порошкового образца дальнейшее спекание керамик проводили при температуре $t_s = 800^\circ\text{C}$ с разными скоростями нагрева (серии 2–4). Интересно отметить, что максимальные значения скорости усадки S_{\max} незначительно увеличивались от $\sim 0.2 \times 10^{-3}$ до $\sim 1.5 \times 10^{-3}$ мм/с при повышении скорости нагрева от 50 до $200^\circ\text{C}/\text{мин}$. Спеченные образцы представляли собой спрессованный до плотности $\rho_{\text{отн}} \approx 85\%$ порошок с размером частиц, аналогичным размеру частиц исходного порошка $d = 1\text{--}10$ мкм (рис. 6). Многие частицы после спекания сохраняли свою ограненную форму, что свидетельствовало о низкой интенсивно-

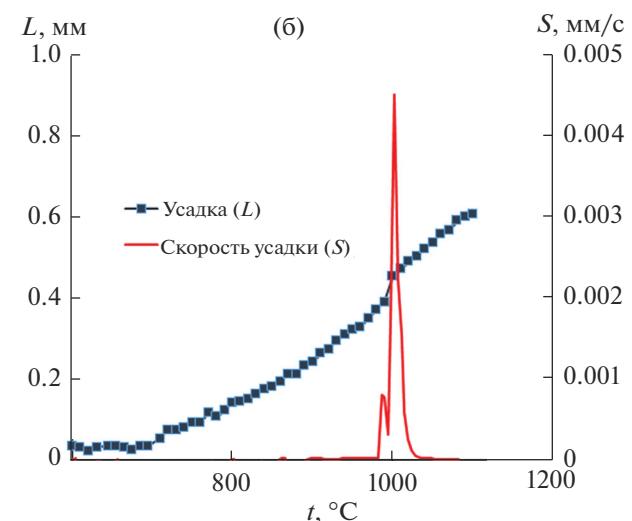
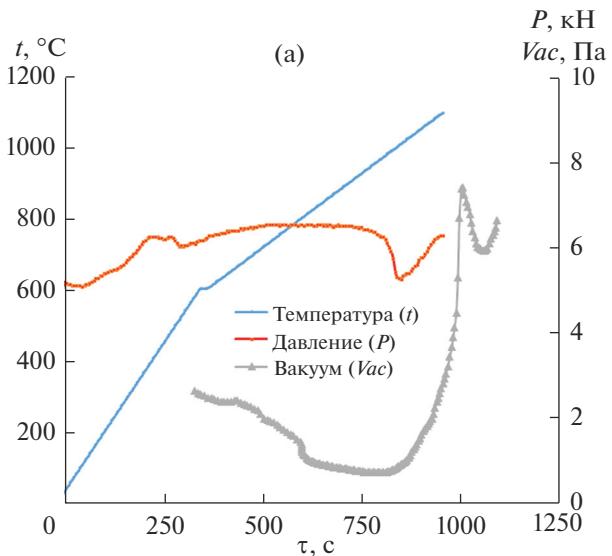


Рис. 5. Режимы спекания (а) и температурные зависимости усадки (L) и скорости усадки (S) порошка $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ в условиях ЭИПС (образец 1) (б).

сти процессов диффузии при ЭИПС. Достигнутая в процессе спекания плотность оказалась не достаточной для получения прочных керамик. Фазовый состав керамики после спекания не изменился (рис. 7).

Зависимости нормализованной потери массы NL и скорости выщелачивания R от времени испытания τ приведены на рис. 8. Как видно из полученных данных, скорость выщелачивания рения на 28-е сутки составила $R = 1.3 \times 10^{-5}$ г/(см 2 сут). Расчитанное значение скорости выщелачивания оказалось несколько меньше, но сопоставимо со скоростью выщелачивания технеция из других минералоподобных соединений [11, 13, 14, 16]. Следует

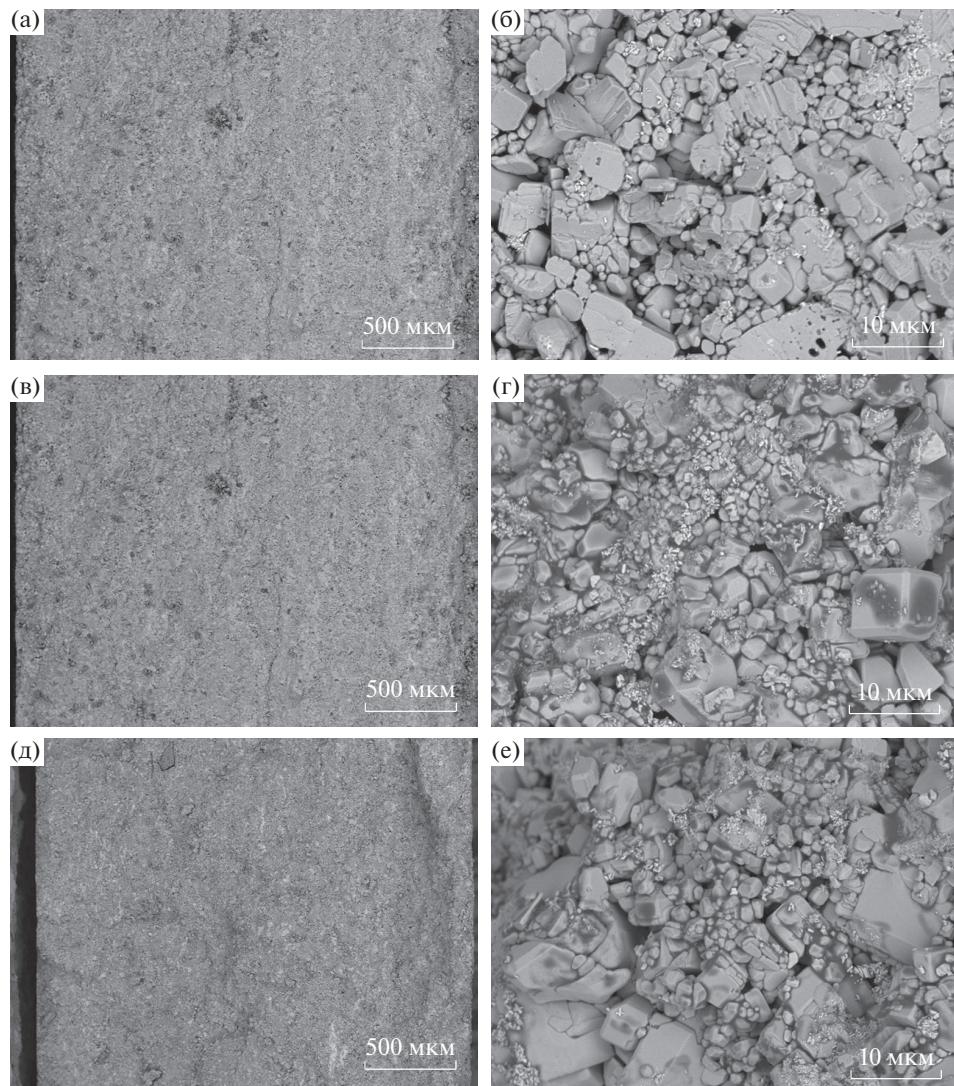


Рис. 6. Макро- (а, в, д) и микроструктура (б, г, е) образцов $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$, полученных методом ЭИПС при скорости нагрева $v_h = 50$ (а, б), 100 (в, г), 200°C/мин (д, е) (см. табл. 1).

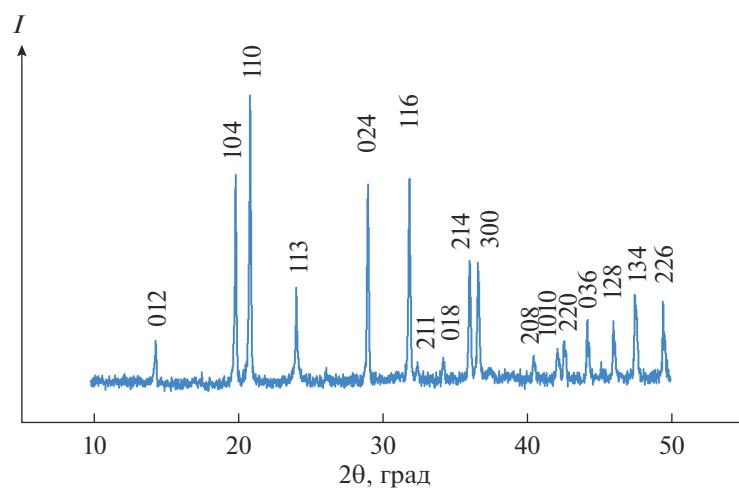


Рис. 7. Рентгеновские дифрактограммы керамики $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$.

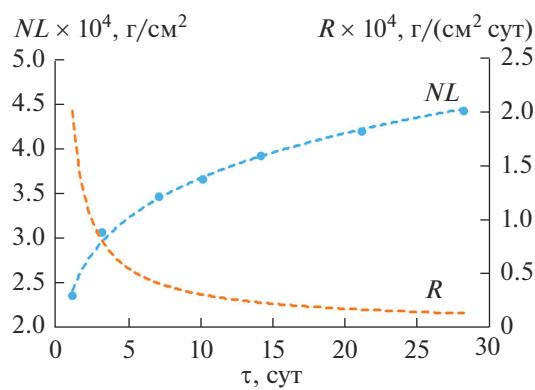


Рис. 8. Результаты гидролитических испытаний керамики $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$: зависимости нормализованной потери массы (NL) и скорости выщелачивания (R) рения от времени испытания.

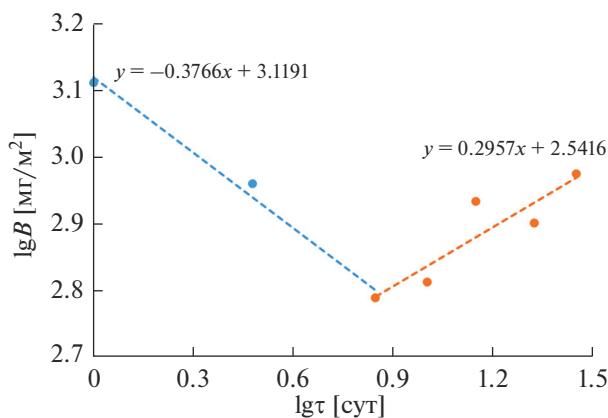


Рис. 9. Логарифмическая зависимость выхода рения от времени контакта с водой.

отметить, что реальная площадь поверхности S исследуемых керамических образцов больше, чем рассчитанная из геометрических размеров, из-за их повышенной пористости (рис. 6). Поэтому, по нашему мнению, полученные результаты характеризуют предельную величину R для данного соединения.

В соответствии с формулой (3), для определения механизма выщелачивания рения из керамики $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ построили зависимость коэффициента B от времени эксперимента τ в логарифмических координатах (рис. 9). Из данных, представленных на рис. 9, видно, что величина коэффициента A составляет $-0.38\text{--}0.3$. Это позволяет сделать заключение о том, что выщелачивание рения происходит за счет вымывания с открытой поверхности керамики $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Однофазный фосфат $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ со структурой минерала коснапита был синтезирован при

температуре 700°C. Порошок $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ имел неоднородный гранулометрический состав: присутствовали крупные монокристаллические частицы размером ~ 10 мкм и агломерированные частицы микронного размера.

Оптимальным режимом ЭИПС, с точки зрения достижения максимально возможной плотности керамики ($\rho_{\text{отн}} = 85.3\%$) и сохранения фазового состава, является нагрев до температуры $t_s = 800^\circ\text{C}$ со скоростью $v_h = 100^\circ\text{C}/\text{мин}$ в условиях приложения одноосного давления $p = 70$ МПа.

Предельная скорость выщелачивания рения из керамики $\text{NaRe}_2(\text{PO}_4)_3$ на 28-е сут составила 1.3×10^{-5} г/(см² сут), что позволяет классифицировать исследуемый фосфат как обладающий высокой гидролитической устойчивостью. Установлено, что доминирующим механизмом выщелачивания рения в статическом режиме при комнатной температуре является вымывание катионов с поверхности керамики.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при поддержке Научно-образовательного центра Нижегородской области “Техноплатформа 2035” (№ договора 16-11-2021/49 от 16.11.2021, № протокола Наблюдательного совета Сл-001-685415/21 от 25.10.2021) и в рамках договора № 217/4571-Д “Обоснование радиационной устойчивости матриц. Обоснование радиационной устойчивости матриц КФ¹. Сопровождение испытания технологий” ННГУ с АО “Радиевый институт им. В.Г. Хлопина”.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Paviet—Hartmann P., Lineberry M., Benedict R. Nuclear Fuel Reprocessing in Nuclear Engineering L.: CRS, Taylor and Francis. 2009. P. 315—366.
<https://doi.org/10.1201/9781420053913>
2. Лаверов Н.П., Юдинцев С.В., Омеляненко Б.И. Об изоляции долгоживущего технеция-99 в консервирующих матрицах // Геология рудных месторождений. 2009. Т. 51. № 4. С. 291—307.
<https://doi.org/10.1134/S1075701509040011>
3. Keiser D.D., Abraham D.P., Richardson J.W. Influence of Technetium on the Microstructure of a Stainless Steel—Zirconium Alloy // J. Nucl. Mater. 2000. V. 277. № 2—3. P. 333—338.
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(99\)00158-0](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(99)00158-0)
4. Hartmann T. Synthesis and Properties of Metallic Technetium and Technetium—Zirconium Alloys as Transmutation Target and Radioactive waste storage form in the UREX + 1 Process. Atalante – 2008. Montpellier (19—23 May 2008). 2008. P. 3—13.
5. Попова Н.Н., Тананаев И.Г., Ровный С.И., Мяседов Б.Ф. Технеций: поведение в процессах переработки облученного ядерного топлива и в объек-

¹ Короткоживущие фракции.

- так окружающей среды // Успехи химии. 2003. Т. 72. № 2. С. 115–137.
<https://doi.org/10.1070/RC2003v072n02ABEH000785>
6. Mattigod S.V., Whyatt G.A., Serne J.R., Wood M.I. Diffusion of Iodine and Technetium-99 through Waste Encasement Concrete and Unsaturated Soil Fill Material // Proc. of Symp. "Sci. Bas. Nucl. Waste Management XXVIII". Warrendale: MRS, 2004. V. 824. P. 391–398.
 7. Aloy A., Kovarskaya E.N., Harbour J.R. et al. Pretreatment of Tc-Containing Waste and Its Effect on Tc-99 Leaching from Grouts // Proc. of Symp. "Sci. Bas. Nucl. Waste Management XXX". Warrendale: MRS, 2007. V. 985. CD-version. Paper NN 10-02.
 8. Ebert W.L., Wolf S.F., Bates J.K. The Release of Technetium from Defense Waste Processing Facility Glasses // Proc. of Symp. "Sci. Bas. Nucl. Waste Management XIX". Pittsburgh: MRS, 1996. V. 412. P. 221–227.
 9. McKeown D.A., Buechele A.C., Lukens W.W. et al. Raman Studies of Technetium in Borosilicate Waste Glass // Radiochim. Acta. 2007. V. 95 P. 275–280.
<https://doi.org/10.1524/ract.2007.95.5.275>
 10. Carter M.L., Stewart M.W.A., Vance E.R. et al. HIPed Tailored Ceramic Waste Forms for Immobilization of Cs, Sr, and Tc // Proc. of Symp. "Global 2007". Idaho. 2007. P. 1022–1028.
 11. Khalil M.Y., White W.B. Magnesium Titanate Spinel: a Ceramic Phase for Immobilization of Technetium-99 from Radioactive Waste // Commun. Am. Ceram. Soc. 1983. V. 66. № 10. P. 197–198.
<https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1983.tb10554.x>
 12. Юдинцев С.В., Коновалов Э.Е., Куприн А.В. и др. Иммобилизация технеция и редкоземельной актинидной фракции методом самораспространяющейся высокотемпературного синтеза // Геология. Инженерная геология. Гидрогеология. 2010. № 3. С. 232–242.
 13. Hartmann T., Alaniz-Ortez I.J. Fabrication and Chemical Durability of Ceramic Technetium-Based Pyrochlores and Perovskites as Potential Waste Forms // Adv. Sci. Technol. 2014. V.94. P. 85–92. doi: 10.4028/www.scientific.net/AST.94.85
 14. Hartmann T., Alaniz A.J., Antonio D.J. Fabrication and Properties of Technetium-Bearing Pyrochlores and Perovskites as Potential Waste Forms // Procedia Chem. 2012. V. 7. P. 622–628.
<https://doi.org/10.1016/j.proche.2012.10.095>
 15. Sukhanov M.V., Pet'kov V.I. Technetium and Rhenium Orthophosphates with Kosnarite-Type Structure // 7th Int. Symp. Technetium and Rhenium – Science and Utilization. M.: House GRANISTA, 2011. P. 75–78.
 16. Exter M.J., Neumann S., Tomasberger T. Immobilization and Behavior of Technetium in a Magnesium Titanate Matrix for Final Disposal // Proc. of Symp. "Sci. Bas. Nucl. Waste Management XXIX". Warrendale: MRS, 2006. V. 932. P. 567–574.
 17. De Groot G.J., Van der Sloot H.A. Determination of Leaching Characteristics of Waste Minerals Leading to Environmental Product Certification / Eds. Gilliam T.M., Wiles C.C. Stabilization and Solidification of Hazardous, Radioactive and Mixed Wastes. V. 2. Philadelphia: ASTM, 1992. P. 149–170.
 18. 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>
 19. Xue Q., Wang P., Li J.-S. et al. 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>