

УДК 621.039.7

## СИНТЕЗ И ИЗУЧЕНИЕ НЕОДИМ-ТИТАНАТНОЙ КЕРАМИКИ С КЮРИЕМ

© 2022 г. Член-корреспондент РАН С. В. Юдинцев<sup>1,\*</sup>, А. А. Лизин<sup>2</sup>, С. В. Томилин<sup>2</sup>

Поступило 10.11.2021 г.

После доработки 24.11.2021 г.

Принято к публикации 25.11.2021 г.

Изучены свойства потенциальной матрицы РЗЭ-актинидной фракции высокоактивных отходов. Образец с 2 мас. % кюрия получен спеканием при 1400°C из шихты состава  $(\text{Nd,Sm})_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$ . Он был исследован рентгенофазовым методом, его устойчивость в воде определена по стандартной процедуре (90°C, регулярная смена раствора). Вместо целевой фазы в нем найдены титанат состава  $\text{Nd}_{0,667}\text{TiO}_3$  структурного типа перовскита и небольшое количество  $\text{Ti}_3\text{O}_5$ . В этом состоит его отличие от результатов предварительных экспериментов с Sm, имитатором Sm. Причина, вероятно, связана с восстановительными условиями при синтезе кюрий-содержащего образца, из-за чего вместо ожидаемой фазы  $(\text{Nd,Sm})_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  образуются  $(\text{Nd,Sm})_{0,667}\text{TiO}_3$  и  $\text{Ti}_3\text{O}_5$ . По изменению картин рентгеновской дифракции со временем и из данных опытов по выщелачиванию определены радиационная устойчивость образца и его коррозионная стойкость (скорости выщелачивания элементов) в воде.

*Ключевые слова:* радиоактивные отходы, РЗЭ-актинидная фракция, иммобилизация, кристаллическая матрица, кюрий, устойчивость к радиации, коррозионная стойкость

DOI: 10.31857/S2686739722030148

Обращение с радиоактивными отходами — это ключевой элемент, определяющий и одновременно сдерживающий развитие ядерной энергетики. В России принята стратегия двухкомпонентной ядерной энергетики с реакторами на медленных и быстрых нейтронах, которая функционирует в замкнутом цикле, т.е. с переработкой отработавшего ядерного топлива (ОЯТ). В результате образуются радиоактивные отходы, в том числе высокого уровня активности (ВАО). Их отверждают в стеклообразную алюмо-фосфатную матрицу для последующего размещения в подземном хранилище в гнейсах на глубине около 500 м. С 1987 по 2020 г. на ПО «Маяк» изготовлено ~7800 т высокоактивной стекломатрицы [1]. Ее недостатком является низкое содержание компонентов ВАО (порядка 3 мас. %), из-за чего на 1 т переработанного ОЯТ получается от 1.4 до 2.2 т Al–P-стекла. Это ухудшает эффективность использования геологического хранилища ВАО,

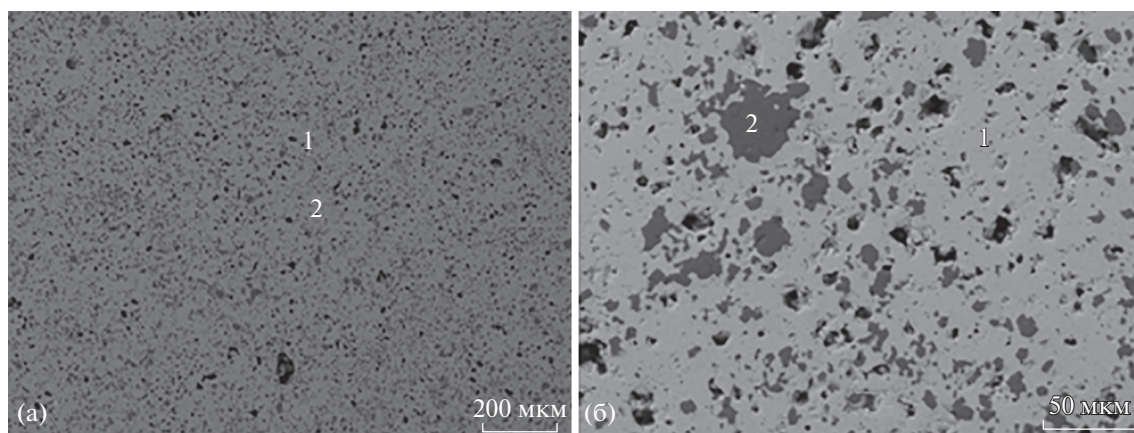
выбор места для которого и последующее сооружение требуют существенных затрат времени и финансов. Еще один недостаток стекломатриц ВАО — кристаллизация из-за их разогрева вследствие распада радионуклидов, что может снижать коррозионную устойчивость отвержденных отходов.

Обращение с ВАО можно оптимизировать их фракционированием с включением фракций в различные матрицы, трансмутации или длительного временного хранения. Для иммобилизации трехвалентных редких земель (РЗЭ) и актинидов (Am, Cm) предложены кристаллические фазы с высокими емкостью и устойчивостью в растворах [2, 3]. В составе этой фракции доминируют преимущественно стабильные легкие лантаниды группы Ce (La, Ce, Pr, Nd, Sm), а на актиниды приходится около 5 мас. %. При синтезе и изучении матриц радионуклидов обычно используются имитаторы [4]. Для РЗЭ-актинидной фракции — это стабильные Ce, Nd, Sm [2–6] благодаря близости радиусов катионов и доминированию в ее составе. Использование неактивных имитаторов существенно упрощает синтез матриц и определение таких характеристик, как плотность, температура плавления, фазовый состав, теплопроводность, теплоемкость и некоторых других, которые слабо или вовсе не зависят от природы вводимого элемента (реальный радионуклид или его стабильный имитатор).

<sup>1</sup>Институт геологии рудных месторождений, петрографии, минералогии и геохимии Российской академии наук, Москва, Россия

<sup>2</sup>Государственный научный центр — Научно-исследовательский институт атомных реакторов, Димитровград, Россия

\*E-mail: yudintsevsv@gmail.com



**Рис. 1.** СЭМ-изображение образца № 1 расчетного состава  $\text{Nd}_{3.75}\text{Sm}_{0.25}\text{Ti}_9\text{O}_{24}$ . Серое (1) – ромбический титанат РЗЭ, темное (2) – рутил, черное – поры. Метки 200 (а) и 50 (б) мкм.

Высоким содержанием РЗЭ обладают сложные оксиды легких элементов: Al, Si, Ti и Zr со структурой перовскита, бритолиита, пирохлора, например:  $\text{NdAlO}_3$ ,  $\text{Ca}_2\text{Nd}_8(\text{SiO}_4)_6\text{O}_2$ ,  $\text{Nd}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$ . Большое число таких фаз имеется в системе  $\text{Nd}_2\text{O}_3$ – $\text{TiO}_2$  [6–8]:  $\text{Nd}_2\text{TiO}_5$  (молярное отношение  $\text{Nd}_2\text{O}_3 : \text{TiO}_2 = 1 : 1$ )  $\text{Nd}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$  (1 : 2),  $\text{Nd}_2\text{Ti}_3\text{O}_9$  (1 : 3),  $\text{Nd}_2\text{Ti}_4\text{O}_{11}$  (1 : 4),  $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  (2 : 9). Предыдущие работы [9–11] показали их устойчивость в воде, по стойкости к облучению они также близки к другим потенциальным матрицам ВАО [2, 12–14]. Синтез этих фаз проводили с РЗЭ-имитаторами, их радиационную стойкость определяли путем облучения ионами. Для окончательного вывода о пригодности для иммобилизации ВАО необходимы эксперименты с актинидами. С этой целью в структуру фаз вводят короткоживущие  $^{238}\text{Pu}$  или  $^{244}\text{Sm}$  в количестве нескольких мас. % [2, 3, 15–17]. Со временем из-за радиоактивного распада происходит накопление дефектов вплоть до полной аморфизации кристаллической структуры. Такие эксперименты обычно длятся в течение нескольких лет, они позволяют определить критические дозы аморфизации фаз актинидов и влияние разупорядочения структуры на коррозионную устойчивость потенциальной матрицы ВАО в растворах.

Распад актинидов приведет к сильному разогреву матрицы ВАО [18], поэтому нами для изучения выбрана фаза состава  $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  с наименьшим содержанием РЗЭ-актинидной фракции. Как и ранее [16, 17], для отработки синтеза матриц с  $^{244}\text{Sm}$  сначала получены образцы с имитатором кюрия (Sm) расчетной стехиометрии:  $\text{Nd}_{3.75}\text{Sm}_{0.25}\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  (№ 1) и  $\text{Nd}_{3.25}\text{Sm}_{0.75}\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  (№ 2). Навески оксидов неодима и титана пропитывали раствором самария, полученным растворением  $\text{Sm}_2\text{O}_3$  в концентрированной  $\text{HNO}_3$ . Суспензии сушили при 100–200°C, денитрировали (500°C) и

кальцинировали (800°C, 1–2 ч). После каждой обработки образцы истирали в агатовой ступке. Порошки прессовали при 1000–1500 кг/см<sup>2</sup> и спекали на воздухе 4 ч при 1375 или 1400°C. Для каждого образца получены по 2 таблетки (диаметр 8.3 мм, высота 5.9 мм, масса 1.0 грамм, плотность 3.1 г/см<sup>3</sup>). Их исследовали на дифрактометре ДРОН-3М (CuK $\alpha$ , порошок алмаза в качестве стандарта) и в сканирующем электронном микроскопе JSM-5610lv (“JEOL”) с ЭДС-приставкой X-Max 100. Полученные результаты свидетельствуют о доминировании в образцах фазы  $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  с ромбической структурой, имеется небольшое количество рутила,  $\text{TiO}_2$  (рис. 1). Для образца № 1 рассчитаны параметры элементарной ячейки фазы  $(\text{Nd,Sm})_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  (пр. гр. симметрии  $Fddd$ ,  $Z = 16$ ):  $a = 14.473$  (1) Å;  $b = 35.294$  (3) Å;  $c = 13.986$  (1) Å. Составы ромбического титаната РЗЭ и рутила в образцах приведены в табл. 1.

Синтез образца с кюрием проводили, исходя из реакции:  $1.885 \text{Nd}_2\text{O}_3 + 0.115 \text{Sm}_2\text{O}_3 + 9 \text{TiO}_2 \rightarrow \text{Nd}_{3.77}\text{Sm}_{0.23}\text{Ti}_9\text{O}_{24}$ . Раствор кюрия готовился растворением  $\text{SmO}_2$  в 4 моль/л  $\text{HNO}_3$ . Его изотопный состав: 99.76% Sm-244, 0.14% Am-243, 0.10% Sm-245. Концентрация  $^{244}\text{Sm}$  в растворе по трем измерениям удельной активности составила 1.1026 г/л. Навески оксидов неодима (0.2329 г) и титана (0.2559 г) растирали в агатовой ступке и затем порциями по 200 мкл вносили раствор Sm. Содержание Sm-244 в суспензии составило 10 мг или 2 мас. %.

Эту смесь сушили, денитрировали (500°C), кальцинировали (800°C), после чего прессованной получили две таблетки диаметром 9 мм. Таблетки спекали 12 ч при 1400°C в электропечи в защитном боксе и охлаждали сначала до 800°C со скоростью 100°C/час, а затем до комнатной температуры. Фазовый анализ выполнен на дифрактометре ДРОН-7 (CuK $\alpha$ -излучение) с использо-

**Таблица 1.** Состав (мас. %) и число атомов в формуле (аф) для фаз из образцов с самарием

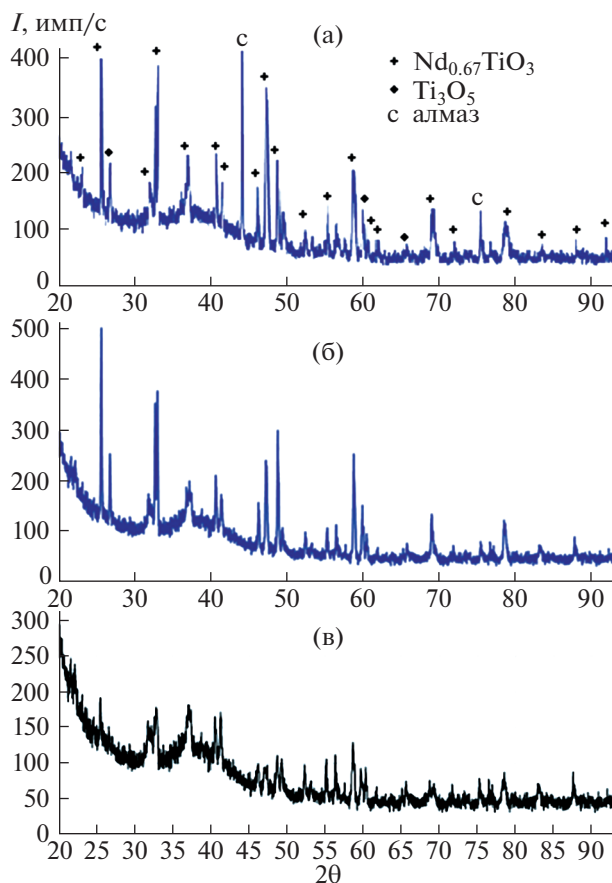
Оксид, аф.	Расчет для Nd <sub>4</sub> Ti <sub>9</sub> O <sub>24</sub>	Образец № 1, Nd <sub>3.75</sub> Sm <sub>0.25</sub> Ti <sub>9</sub> O <sub>24</sub>		Образец № 2, Nd <sub>3.25</sub> Sm <sub>0.75</sub> Ti <sub>9</sub> O <sub>24</sub>	
		1: Nd-Sm титанат	2: рутил	1: Nd-Sm титанат	2: рутил
TiO <sub>2</sub>	51.7	51.8	100.0	51.3 (0.28)*	100.0
Nd <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	48.3	44.9	< по	40.0 (0.37)	< по
Sm <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	—	3.3	< по	8.7 (0.37)	< по
Ti <sup>4+</sup>	9.0	9.02	1.0	9.0	1.0
Nd <sup>3+</sup>	4.0	3.72	—	3.33	—
Sm <sup>3+</sup>	—	0.26	—	0.69	—
O <sup>2-</sup>	24.0	24.0	2.0	24.0	2.0

Примечание. Среднее из 5 определений, \* — среднеквадратичное отклонение СЭМ/ЭДС-анализа. Сумма приведена к 100 мас. %. < по — ниже предела обнаружения, составляющего 0.3–0.5 мас. %.

ванием базы JCPDS и программного комплекса RENTGEN. Съёмку проводили (рис. 2) сразу после синтеза образца и через 9, 22 и 34 мес хранения, за которые он накопил дозы облучения, равные  $1.4 \times 10^{18}$ ,  $3.3 \times 10^{18}$  и  $5.0 \times 10^{18}$  α-распад/грамм.

Для второй таблетки проводили испытание химической стойкости по процедуре, близкой к

тесту МСС-1 и ГОСТ (дистиллированная вода, 90°C, замена раствора через 3, 7 и 14 сут). Образец на платиновой проволоке помещали в центр фторопластового стакана на удалении от стенок и дна для предотвращения радиационной деградации и выщелачивания фтора, влияющего на скорость растворения матрицы. Отношение площади по-



**Рис. 2.** Рентгенограммы образца с 2 мас. % См: (а) после синтеза, (б) через 9 мес (доза облучения  $1.4 \times 10^{18}$  α-распад/грамм), (в) спустя 34 мес ( $5.0 \times 10^{18}$  α-распад/грамм).

**Таблица 2.** Значения скоростей выщелачивания элементов водой из образца с кюрием

Элемент	Длительность опыта, сут	Скорость выщелачивания, грамм/(м <sup>2</sup> ·сут)		
		Исходный образец	Через 12 мес, доза $3.3 \times 10^{18}$ $\alpha$ -распад/грамм	Через 33 мес, доза $5.0 \times 10^{18}$ $\alpha$ -распад/грамм
См	3	$3.3 \times 10^{-1}$	$2.4 \times 10^{-1}$	$2.0 \times 10^{-1}$
	7	$2.4 \times 10^{-1}$	$1.2 \times 10^{-1}$	$1.8 \times 10^{-1}$
	14	$1.2 \times 10^{-1}$	5.6	9.8
Nd	3	$3.8 \times 10^{-1}$	$3.3 \times 10^{-1}$	$5.3 \times 10^{-1}$
	7	$2.9 \times 10^{-1}$	$3.0 \times 10^{-1}$	$7.0 \times 10^{-1}$
	14	$2.0 \times 10^{-1}$	$2.4 \times 10^{-1}$	$3.4 \times 10^{-1}$
Ti	3	$8.8 \times 10^{-2}$	$2.3 \times 10^{-1}$	$5.3 \times 10^{-2}$
	7	$6.8 \times 10^{-2}$	$1.7 \times 10^{-1}$	$5.7 \times 10^{-2}$
	14	$5.0 \times 10^{-2}$	$1.2 \times 10^{-1}$	$3.2 \times 10^{-2}$

верхности образца к объему раствора (S/V) равно  $2.8 \text{ м}^{-1}$ , что меньше отношения ( $10 \text{ м}^{-1}$ ) теста МСС-1. Это вызвано малыми размерами образца и необходимостью отбора жидких проб на анализ. По окончании очередного периода выщелачивания (3, 7, 14 сут) раствор извлекали для анализа. При расчетах скоростей выщелачивания концентрации компонентов в выщелатах каждого опыта суммировались с их значениями для предыдущих периодов. В растворах определяли См альфа-спектрометрическим методом, погрешность 10–12%, Ti и Nd – эмиссионно-спектральным методом, погрешность 20–25%. Значения pH устанавливали по окрашиванию индикаторной бумаги: для исходной воды оно равно 6, а после опыта pH растворов снижается до 4 из-за радиолиза воды под действием альфа-распада кюрия.

В отличие от экспериментов с самарием, фаза  $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  в образце отсутствует, в нем найдены (рис. 2):  $\text{Nd}_{0.667}\text{TiO}_3$  (главная фаза, № эталона 049-0247) и  $\text{Ti}_3\text{O}_5$  (009-0309). Фаза  $\text{Nd}_{0.667}\text{TiO}_3$  кристаллизуется в ромбической сингонии (пр. гр. *Rm*),  $a = 3.834 \text{ \AA}$ ,  $b = 3.852 \text{ \AA}$ ,  $c = 7.741 \text{ \AA}$  [19]. Оксид  $\text{Ti}_3\text{O}_5$  или  $(\text{Ti}^{3+})_2(\text{Ti}^{4+})\text{O}_5$  обладает моноклинной симметрией (пр. гр. *C2/m*) с параметрами ячейки:  $a = 9.757 \text{ \AA}$ ,  $b = 3.802 \text{ \AA}$ ,  $c = 9.452 \text{ \AA}$ ,  $\beta = 93.11^\circ$ , он образуется прокаливанием  $\text{TiO}_2$  в вакууме или в среде аргона в присутствии углерода [20]. В предположении, что все количество кюрия вошло в состав фазы перовскитового типа, ее формулу можно записать в виде  $\text{Nd}_{0.650}\text{Sm}_{0.017}\text{TiO}_3$  или  $(\text{Nd}_{1.95}\text{Sm}_{0.05})\text{Ti}_3\text{O}_9$ . После 9 мес хранения накопленная доза составила  $1.4 \times 10^{18}$   $\alpha$ -распад/грамм. Фазовый состав образца не изменился (рис. 2), но снизилась интенсивность ряда рефлексов. Через 22 мес образец накопил дозу

$3.3 \times 10^{18}$   $\alpha$ -распад/г, а заключительный анализ сделан спустя 34 мес, когда образец получил дозу  $5.0 \times 10^{18}$   $\alpha$ -распад/г. Интенсивность рефлексов уменьшилась, но полной аморфизации не произошло, т.е. критическая доза аморфизации выше  $5.0 \times 10^{18}$   $\alpha$ -распад/г. Это больше значений для таких фаз, как Ti-пирохлор, цирконолит, бритоцит, мурацит, Al-перовскит и Fe-гранат, у которых ее величина меняется от 2 до  $5 \times 10^{18}$   $\alpha$ -распад/г [2, 16, 17].

Скорость выщелачивания См и Nd из керамики сразу после синтеза (табл. 2) равна 0.1–0.3 г/(м<sup>2</sup> сут), что на порядок выше, чем для Ti. В опытах по выщелачиванию этого же образца через 12 и 33 мес хранения она остается примерно на том же уровне, кроме 14-суточного опыта, в котором ее значение возрастает для См более, чем в 50 раз. Причина этого непонятна. В целом по коррозионной устойчивости образец близок к станнату пирохлору, но уступает большинству многих других фаз с короткоживущими изотопами. В частности, скорости выщелачивания См (Pu) из Ti–Zr-пирохлора и Al-перовскита и граната ниже на 1 порядок, а из Fe-граната – на 3–4 порядка величины [17], чем из изученной нами в данной работе Nd–Ti-фазы со структурой перовскита.

Таким образом, в продуктах синтеза из шихты с кюрием целевая фаза ромбического титаната РЗЭ не обнаружена, хотя она образуется в опытах с его имитатором (самарием). Это, вероятно, вызвано восстановительными условиями, из-за чего вместо  $(\text{Nd}, \text{Sm})_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  в продуктах синтеза появляются  $(\text{Nd}, \text{Sm})_{0.667}\text{TiO}_3$  и  $\text{Ti}_3\text{O}_5$ . Из-за возможности нахождения титана в виде  $\text{Ti}^{3+}$  и  $\text{Ti}^{4+}$  системы  $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{–TiO}_2$  и  $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{–ZrO}_2\text{–TiO}_2$  являются псевдобинарной и псевдотройной [6, 7]. Устойчи-

вость  $\text{Nd}_{0.667}\text{TiO}_3$  к радиации близка и выше, чем у других возможных матриц РЗЭ-актинидной фракции. Однако его устойчивость в воде довольно низка и даже без учета данных 14-суточных опытов скорости выщелачивания Cm более чем на 2 порядка выше предельных значений, рекомендованных для Pu ( $10^{-3}$  г/(м<sup>2</sup> сут)).

Отсутствие фазы  $(\text{Nd,Cm})_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$  в продуктах опытов может также быть вызвано различием реального и расчетного составов образца. Однако это маловероятно, поскольку при условиях синтеза эта фаза стабильна в широком диапазоне вариаций составов [7, 8].

Опыты с имитаторами нужны для определения важных физико-химических свойств потенциальных матриц актинидов (плотность, теплопроводность, теплоемкость, изоморфная емкость и др.) и отработки процедуры синтеза. Проведенное исследование свидетельствует о том, что полученные результаты необходимо затем проверять в опытах с реальными актинидами.

#### БЛАГОДАРНОСТИ

Авторы благодарят двух рецензентов за замечания, позволившие улучшить статью.

#### ИСТОЧНИК ФИНАНСИРОВАНИЯ

Работа выполнена по теме НИР государственного задания для ИГЕМ РАН и при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 18-29-12032.

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Богатов С.А., Блохин П.А., Уткин С.С., Дорофеев А.Н., Киселев А.И., Козлов П.В., Лукин С.А., Ремизов М.Б., Семенов М.А. Усредненные оценки удельной активности и тепловыделения остеклованных высокоактивных отходов, накопленных на ФГУП "ПО "МАЯК" // Вопросы радиационной безопасности. 2021. № 3. С. 3–12.
2. Lumpkin G.R. Ceramic Host Phases for Nuclear Waste Remediation // In: Experimental and Theoretical Approaches to Actinide Chemistry. J.K. Gibson, W.A. de Jong (Eds.). John Wiley & Sons Ltd. 2018. Ch. 7. P. 333–377.
3. Юдинцев С.В. Изоляция фракционированных отходов ядерной энергетики // Радиохимия. 2021. Т. 63. № 5. С. 403–430.
4. Li J., Xu D., Wang W., Wang X., Mao Y., Zhang C., Jiang W., Wu C. Review on Selection and Experiment Method of Commonly Studied Simulated Radionuclides in Researches of Nuclear Waste Solidification // Science and Technol. Nucl. Install. 2020. V. 2020. 3287320.
5. Kong L., Karatchevtseva I., Zhang Y., Wei T. The Incorporation of Nd or Ce in  $\text{CaZrTi}_2\text{O}_7$  Zirconolite: Ceramic Versus Glass-ceramic // J. Nucl. Materials. 2021. V. 543. 152583.
6. Юдинцев С.В. Титанаты лантанидов – потенциальные матрицы для иммобилизации актинидных отходов // ДАН. 2015. Т. 460. № 4. С. 453–458.
7. Shoup S.S., Bamberger C.E., Tyree J.L., Anovitz L.M. Lanthanide-containing Zircono-titanate Solid Solutions // J. Solid State Chemistry. 1996. V. 127. P. 231–239.
8. Gong W., Zhang R. Phase Relationship in the  $\text{TiO}_2$  –  $\text{Nd}_2\text{O}_3$  Pseudo-binary System // J. Alloys and Compd. 2013. V. 548. P. 216–221.
9. Юдинцев С.В., Никольский М.С., Никонов Б.С., Мальковский В.И. Матрицы для изоляции актинидных отходов в глубоком скважинном хранилище // ДАН. 2018. Т. 480. № 2. С. 217–222.
10. Юдинцев С.В., Мальковский В.И., Никольский М.С., Никонов Б.С. Взаимодействие матриц актинидов с рассолом // ДАН. 2019. Т. 485. № 2. С. 87–91.
11. Yang K., Lei P., Yao T., Gong B., Wang Y., Li M., Wang J., Lian J. A Systematic Study of Lanthanide Titanates ( $\text{A}_2\text{Ti}_2\text{O}_7$ ) Chemical Durability: Corrosion Mechanisms and Control Parameters // Corrosion Science. 2021. V. 185. 109394.
12. Smith K.L., Blackford M.G., Lumpkin G.R., Zaluzec N.J. Radiation Tolerance of  $\text{A}_2\text{B}_2\text{O}_7$  Compounds at the Cubic–monoclinic Boundary // Microscopy and Microanalysis. 2006. V. 12. S. 2. P. 1094–1095.
13. Юдинцев С.В., Лившиц Т.С., Джанг Дж., Юинг Р.Ч. Поведение редкоземельных пирохлоров и перовскитов при ионном облучении // ДАН. 2015. Т. 461. № 1. С. 75–81.
14. Юдинцев С.В. Поведение матриц с имитаторами РЗЭ-актинидной фракции при ионном облучении // Радиохимия. 2018. Т. 60. № 3. С. 273–278.
15. Mikhailova P., Burakov B., Eremin N., Averin A., Shiryayev A. Plutonium-doped Monazite and Other Orthophosphates – Thermodynamics and Experimental Data on Long-term Behavior // Sustainability. 2021. V. 13. 1203. P. 1–12.
16. Livshits T.S., Lizin A.A., Tomilin S.V. Chemical and Radiation Stability of  $^{244}\text{Cm}$ -doped Aluminate Perovskite // Geology of Ore Deposits. 2014. V. 56. No. 6. P. 440–450.
17. Yudinsev S.V., Lizin A.A., Livshits T.S., Stefanovsky S.V., Tomilin S.V., Ewing R.C. Ion-beam Irradiation and Cm-doping Investigations of Radiation Damage in the Crystalline Nuclear Waste Forms for Actinides // J. Mater. Research. 2015. V. 30. № 9. P. 1516–1528.
18. Юдинцев С.В., Мальковский В.И., Каленова М.Ю. Тепловое поле скважинного хранилища радиоактивных отходов // Доклады РАН. Науки о Земле. 2021. Т. 498. № 2. С. 92–100.
19. Санкович А.М., Зверева И.А. Исследование термического распада слоистых перовскитоподобных оксидов  $\text{ANdTiO}_4$ ,  $\text{A}_2\text{Nd}_2\text{Ti}_3\text{O}_{10}$  (A = Na, K) // Журнал структурной химии. 2014. Т. 55. № 4. С. 805–813.
20. Chai G., Huang W., Shi Q., Zheng S., Wei D. Preparation and Characterization of  $\lambda$ - $\text{Ti}_3\text{O}_5$  by Carbothermal Reduction of  $\text{TiO}_2$  // J. of Alloys and Comp. 2015. V. 621. P. 404–410.

## SYNTHESIS AND STUDY OF NEODYME-TITANATE CERAMIC WITH CURIUM

Corresponding Member of the RAS S. V. Yudin<sup>a,#</sup>, A. A. Lizin<sup>b</sup>, and S. V. Tomilin<sup>b</sup>

<sup>a</sup>*Institute of Geology of Ore Deposits, Petrography, Mineralogy and Geochemistry, Russian Academy of Sciences, Moscow, Russian Federation*

<sup>b</sup>*State Research Center – Research Institute of Atomic Reactors, Dimitrovgrad, Russian Federation*

<sup>#</sup>*E-mail: yudinsevs@gmail.com*

The properties of matrix for rare-earth – actinide fraction of high-level waste have been studied. A sample with 2 wt% Cm was obtained at 1400°C from a mixture of (Nd,Cm)<sub>4</sub>Ti<sub>9</sub>O<sub>24</sub> composition. It was investigated by the X-ray diffraction, its corrosion resistance was determined by standard procedure (90°C, water, regular solution change). The sample contains Nd<sub>0.667</sub>TiO<sub>3</sub> of perovskite type structure and a small amount of Ti<sub>3</sub>O<sub>5</sub> instead of the target phase. This differs from the results of runs with Sm, an inactive simulator of Cm. The reason is, probably, related to reducing conditions during the synthesis of the Cm-doped sample, due to which, instead of the target phase (Nd,Cm)<sub>4</sub>Ti<sub>9</sub>O<sub>24</sub> association of 6(Nd,Cm)<sub>0.667</sub>TiO<sub>3</sub> + Ti<sub>3</sub>O<sub>5</sub> + 0.5O<sub>2</sub> was formed. According to the change of the X-ray diffraction patterns of the sample with time and from the data of leaching experiments, the resistance of the sample to radiation and its corrosion in water were determined.

*Keywords:* radioactive waste, REE-actinide fraction, immobilization, crystalline matrix, curium, radiation resistance, corrosion durability