

УДК 621.039.736

ОТЖИГ МИНЕРАЛОПОДОБНЫХ МАТРИЦ ДЛЯ ИММОБИЛИЗАЦИИ ВЫСОКОАКТИВНЫХ ОТХОДОВ

© 2022 г. И. В. Кузнецов¹, *, О. Н. Будин¹, А. С. Щепин¹, М. Ю. Каленова¹,
И. М. Мельникова¹, Р. В. Сапрыкин¹, Н. И. Альжев¹

¹Акционерное общество “Ведущий научно-исследовательский институт химической технологии”,
Каширское ш., 33, Москва, 115409 Россия

*e-mail: ivan7501966@mail.ru

Поступила в редакцию 29.06.2021 г.

После доработки 16.03.2022 г.

Принята к публикации 18.03.2022 г.

Исследовано влияние отжига на химические и физические свойства минералоподобных матриц для иммобилизации редкоземельно-актиноидной фракции от переработки отработавшего ядерного топлива реакторов на тепловых нейтронах. Показано, что термическая постобработка матриц со структурами пироклора $\text{Nd}_2\text{TiZrO}_7$ и орторомбической титанатной фазы $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24} + \text{TiO}_2$, полученных методом индукционной плавки в холодном тигле, снижает концентрацию дефектов кристаллической решетки. Отжиг в инертной атмосфере с изотермической выдержкой при температуре 850°C в течение 1–3 ч обеспечивает повышение гидролитической устойчивости. Термообработка матриц приводит к изменениям пределов прочности при изгибе и сжатии. Заметного влияния отжига на коэффициенты термического расширения и модули упругости не выявлено.

Ключевые слова: минералоподобная матрица, отжиг, высокоактивные отходы, прочность, гидролитическая устойчивость, теплопроводность

DOI: 10.31857/S0002337X22060057

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день одной из важнейших проблем атомной энергетики является обращение с высокоактивными отходами (ВАО). Наиболее опасные отходы образуются на этапе переработки отработавшего ядерного топлива. Побочным продуктом консервативной технологии, основанной на растворении облученного топлива и экстракционным извлечением делящихся материалов (ДМ), является азотнокислотный раствор, содержащий продукты деления (ПД) и следовые количества актиноидов (до 1% от общей массы металлов в растворе) [1, 2]. Единственной освоенной технологией обращения с ним является включение в боросиликатные (Англия, Франция) или алюмофосфатные (Россия, ПО “Маяк”) стекломатрицы [3–5]. В долгосрочной перспективе более предпочтительно использование процесса фракционирования, предполагающего переработку отходов с максимальным извлечением ДМ и других ценных компонентов [6–13]. Невостребованные ПД при этом объединяются по принципу сходства физико-химических свойств и выделяются в отдельные потоки (фракции), что позволяет выбрать для каждого из них специализированную оптимальную конечную форму.

В большинстве случаев выделяют две фракции: цезий-стронциевую, содержащую активные и стабильные изотопы Sr и Cs , а также значительные количества Ba ; редкоземельно-актиноидную, содержащую изотопы лантаноидов от La до Gd включительно и следовые количества трансплутониевых элементов – Am и Cm [6–13].

В качестве наиболее перспективных консервирующих матриц для редкоземельно-актиноидной фракции рассматриваются титанатные, цирконатные и титанатно-цирконатные керамики со структурами минералов, характеризующихся высокой радиационной и химической устойчивостью [14–22].

Синтезировать минералоподобные матрицы (МПМ) можно различными высокотемпературными методами, включая электроимпульсное плазменное спекание, горячее изостатическое прессование, самораспространяющийся высокотемпературный синтез и др. [21–25]. Оптимальным и наиболее пригодным способом для радиохимического производства является индукционная плавка в холодном тигле (ИПХТ), обеспечивающая получение максимально гомогенного и компактного продукта с высокой производительностью [26, 27]. Одна из особенностей технологии заключает-

Таблица 1. Химический состав исследуемых МПМ

МПМ	Содержание, мас. %		
	Nd ₂ O ₃	TiO ₂	ZrO ₂
Nd ₂ ZrTiO ₇ со структурой пирохлора	62.0	23.0	15.0
Композит Nd ₄ Ti ₉ O ₂₄ + TiO ₂ (орторомбический титанат и рутил)	30.0	66.7	3.3

ся в образовании дефектов кристаллической решетки при охлаждении кристаллизующихся продуктов плавки в ИПХТ, приводящих к внутренним напряжениям и растрескиванию материала, образованию развитой поверхности, способствующей ускоренному выносу радионуклидов при контакте МПМ с растворами. Также переохлаждение расплава может провоцировать образование стеклоподобной фазы, уступающей по гидролитической устойчивости кристаллическому продукту с тем же химическим составом [19, 20]. В качестве решения предлагается отжиг, заключающийся в термообработке матрицы при температурах ниже точки плавления с плавным нагревом, изотермической выдержкой и контролируемым охлаждением.

Целью настоящей работы является исследование влияния отжига на химические и физические свойства титанатно-цирконатных МПМ для иммобилизации редкоземельно-актиноидной фракции. Для ее достижения решались следующие задачи:

- обоснование способа и температурно-временных режимов отжига;
- проведение экспериментов по отжигу образцов МПМ;
- исследование и сравнение физических и химических свойств отожженных и неотожженных образцов МПМ.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Для экспериментов по отжигу использовались два вида титанатно-цирконатной керамики: со структурой пирохлора состава Nd₂ZrTiO₇ и композит, содержащий свободный рутил и не имеющую природных аналогов орторомбическую титанатную фазу Nd₄Ti₉O₂₄. Расчетные химические составы МПМ представлены в табл. 1.

Образцы МПМ синтезировались путем переплавки в ИПХТ гранулированного прекурсора, полученного при агломерации минералообразующих добавок (ZrO₂ и TiO₂) с азотнокислотным раствором Nd(NO₃)₃, имитирующим редкоземельно-актиноидную фракцию ВАО.

В работе рассматривались два технологически приемлемых подхода. Первый предполагает использование камерной электропечи, оснащенной

волокнуистой либо керамической теплоизоляцией. Преимущество заключается в низких капитальных и эксплуатационных затратах. Однако при достаточной гибкости регулирования скорости нагрева снижение температуры лимитируется свободным охлаждением с полностью отключенными нагревателями.

Во втором варианте применяются герметичные электропечи с инертной атмосферой, оснащенные экранной теплоизоляцией и открытыми нагревателями. Данные аппараты работают при постоянном жидкостном охлаждении, позволяющем активно управлять снижением температуры и суточной производительностью.

При выборе условий отжига учитывался опыт термообработки керамических изделий [28–31], параметры отдельных этапов термообработки выбирались из различных источников и комбинировались в температурно-временные режимы. Скорости нагрева, охлаждения и время изотермической выдержки заимствованы из экспериментов по синтезу и термообработке функциональной керамики [28–30]. Затем подбирались температуры изотермической выдержки. Результаты тематически близкого исследования [31] показали, что полностью аморфизированная титанатная керамика со структурой пирохлора Gd₂Ti₂O₇, предназначенная для иммобилизации отходов оружейного плутония, полностью восстанавливала структуру после отжига при 1100°C на протяжении 12 ч. Значение 850°C определено в результате анализа работ, посвященных изучению радиационной устойчивости титанатно-цирконатного пирохлора. При указанной температуре аморфизация керамики состава Gd₂Ti_{2-x}Zr_xO₇ не наблюдалась ни при какой дозе внутреннего α-облучения [14]. Выбранные режимы термообработки сведены в табл. 2.

Эксперименты по отжигу МПМ в режимах 1, 2 проводились в муфельной печи СНОЛ 15/12 (AB UMEGA GROUP, Литва). Термообработка в режимах 3, 4 осуществлялась в вакуумной печи с экранной изоляцией СШВ 2200 (ООО “ВНИИ-ЭТО”, Россия).

Фазовый состав МПМ определялся на порошковом рентгеновском дифрактометре ДРОН-4М (ПО “Буревестник”, СССР) с использованием CuK_α-излучения. Построение дифракционных профилей и идентификация фаз проводились с

Таблица 2. Режимы отжига МПМ со структурами пирохлора и орторомбического титаната

Номер режима	1	2	3	4
Скорость нагрева, °С/мин	5	5	5	5
Температура отжига, °С	850	1100	1100	850
Время выдержки, ч	12	12	12	12
Скорость охлаждения, °С/мин	0.85*	0.85*	5	10
Атмосфера	Воздух		Аргон	
Тип печи	Камерная с керамической волокнистой теплоизоляцией		Камерная с экранной теплоизоляцией	

* Средняя скорость свободного охлаждения печи с волокнистой изоляцией после отключения нагревателей с температуры отжига до комнатной.

использованием ПО Match! (Crystallimpact GmbH, Германия) с открытой базой данных COD.

Проверка химической устойчивости выполнялась в соответствии с ГОСТ Р 52126-2003 “Отходы радиоактивные. Определение химической устойчивости отвержденных высокоактивных отходов методом длительного выщелачивания”. Химический анализ контактных растворов осуществлялся в испытательно-аналитическом центре АО “ВНИИХТ” (аттестат аккредитации № ААС.А.00084) с помощью оптико-эмиссионного спектрометра с индуктивно связанной плазмой Vista PRO (Varian, Австралия).

Пределы прочности МПМ при сжатии и изгибе измеряли с помощью универсальной испытательной машины LFM-50 (Walter + Bai, Швейцария) в соответствии с ГОСТ Р 57606-2017 (ИСО 20504:2006) “Композиты керамические. Метод испытания на сжатие при нормальной температуре”.

Модули Юнга при изгибе и сжатии измерялись акустическим методом в соответствии с требованиями ГОСТ Р 50926-96 “Отходы высокоактивные отвержденные. Общие технические требования”.

Теплопроводность МПМ определялась расчетным методом по формуле

$$\lambda = a c \rho, \quad (1)$$

где a — коэффициент температуропроводности, мм²/с; c — удельная теплоемкость, Дж/(г К); λ — коэффициент теплопроводности, Вт/(м К); ρ — плотность материала, г/см³.

Теплоемкость и температуропроводность определяли с использованием дифференциального сканирующего калориметра DSC 404 F1 (Netzsch, ФРГ) и измерителя теплофизических параметров твердых тел LFA 457 (Netzsch, ФРГ) согласно известным методикам ASTM E1269-11 и ASTM E1461-13.

Температурные коэффициенты линейного расширения (ТКЛР) в диапазоне от 20 до 500 °С определялись с применением горизонтального дилато-

метра с толкателем DIL 402 (Netzsch, ФРГ) в соответствии с ГОСТ Р 57743-2017 (ИСО 17139:2014) “Композиты керамические. Определение теплового расширения”.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

В результате термообработки на воздухе в режимах 1, 2 орторомбический титанат изменяет цвет, а МПМ со структурой пирохлора становится пористой и разрушается. Процесс отжига в инертной атмосфере не оказывает влияния ни на окраску, ни на целостность фрагментов (рис. 1, 2). В связи с этим сделан предварительный вывод о доокислении примесных нестехиометрических кислороддефицитных фаз, образующихся при охлаждении.

Результаты рентгенофазового анализа исходных и отожженных МПМ представлены на рис. 3 и 4. При исследовании структурных изменений матриц на основе природного аналога пирохлора Nd₂TiZrO₇ в качестве эталона использовался профиль съемки близкой фазы Nd₂Ti_{0.4}Zr_{1.6}O₇, показанный на рис. 3а. В сравнении с ними дифрактограмма исходной матрицы, полученной в ИПХТ (рис. 3б), характеризуется смещением и увеличением ширины пиков, указывающими на присутствие искажений кристаллической решетки. Для отожженных образцов (рис. 3в–3е) наблюдается сужение пиков, свидетельствующее об упорядочении и приближении структуры к эталону.

Результаты рентгенографических исследований МПМ со структурой орторомбического титаната Nd₄Ti₉O₂₄ показаны на рис. 4. Можно отметить, что в исходной матрице (рис. 4б) средствами ПО Match! обнаружены нестехиометрический титанат (Nd_{1.68}Ti₂O_{6.52}), и слабые рефлексы рутила (TiO₂). После отжига идентифицированы пики целевой фазы Nd₄Ti₉O₂₄, уступающие по интенсивности (при 2 θ ~ 27°) рефлексам рутила, некоторые из которых наблюдаются при тех же значениях 2 θ . Отличия дифрактограмм МПМ, термообработанных



Рис. 1. Внешний вид образцов МПМ целевого состава $\text{Nd}_2\text{TiZrO}_7$ до и после отжига.



Рис. 2. Внешний вид образцов МПМ целевого состава $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24} + \text{TiO}_2$ до и после отжига.

ных в режимах 2–4, заключаются в соотношении интенсивностей пиков TiO_2 к $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$, что может указывать на разную степень кристалличности фаз.

Для оценки влияния отжига на скорость выщелачивания неодима из МПМ проводилось по

два параллельных эксперимента в идентичных условиях. Результаты испытаний МПМ со структурой пирохлора $\text{Nd}_2\text{ZrTiO}_7$ показаны на рис. 5. Видно, что во всех случаях скорость выщелачивания Nd^{3+} не превышает 10^{-6} г/(см² сут) на протя-

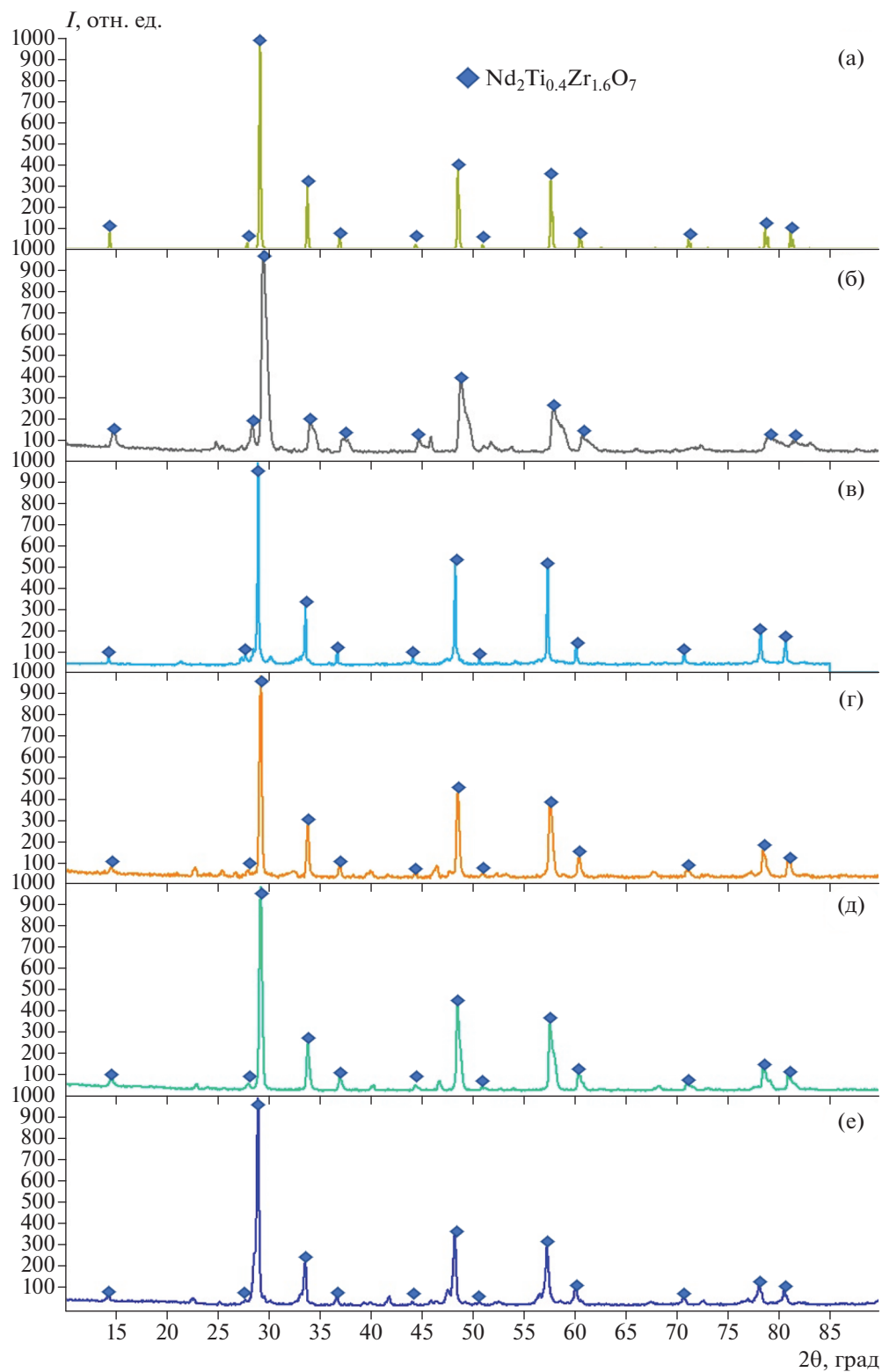


Рис. 3. Дифрактограммы МПМ со структурой пирохлора $\text{Nd}_2\text{TiZrO}_7$: а – эталон $\text{Nd}_2\text{Ti}_{0.4}\text{Zr}_{1.6}\text{O}_7$; б – исходный образец после сплавления в ИПХТ; в – после отжига в режиме 1; г – в режиме 2; д – в режиме 3; е – в режиме 4.

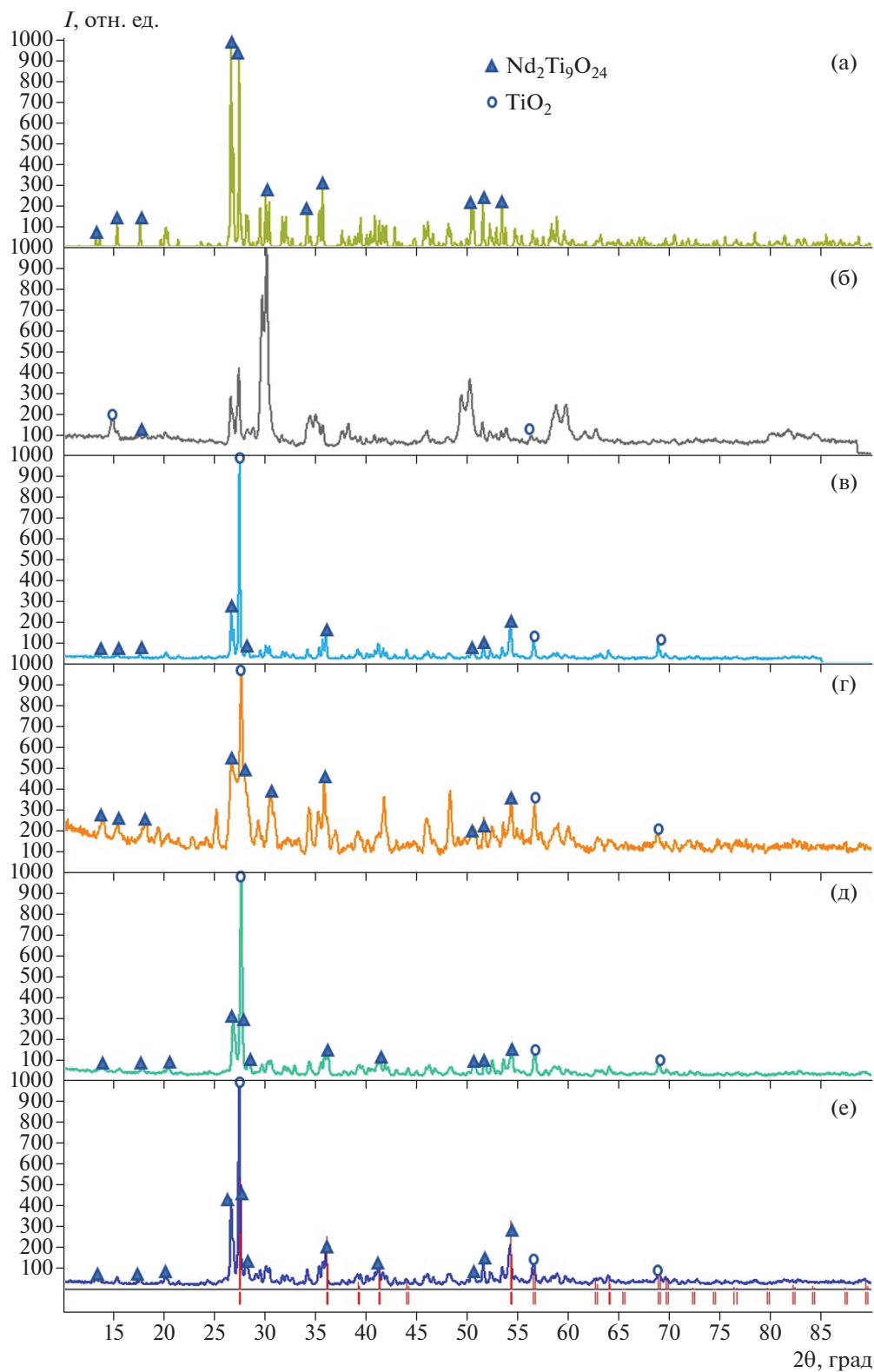


Рис. 4. Дифрактограммы МПМ со структурами орторомбического титаната и рутила $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24} + \text{TiO}_2$: а – эталон $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$; б – исходный образец после сплавления в ИПХТ; в – после отжига в режиме 1; г – в режиме 2; д – в режиме 3; е – в режиме 4.

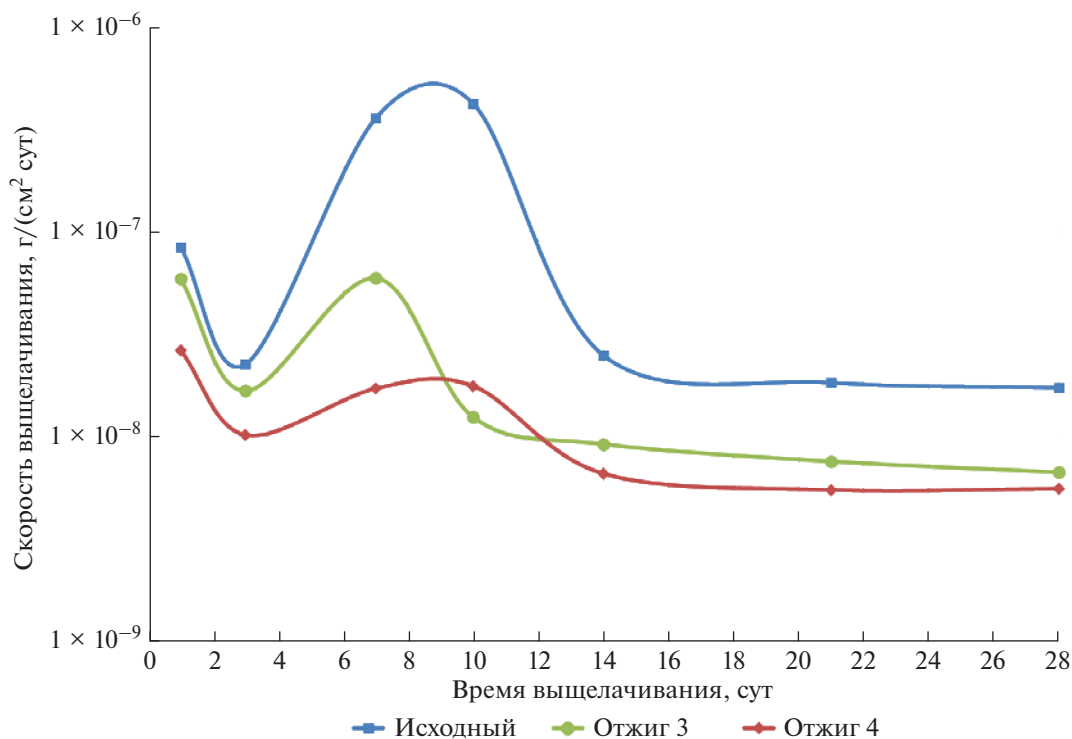


Рис. 5. График изменения скорости выщелачивания неодима из МПМ со структурой пирохлора $\text{Nd}_2\text{ZrTiO}_7$.

жении всего испытания, термическая постобработка материала снижает интенсивность выщелачивания неодима во всем временном интервале. Лучшие показатели наблюдались у образца, отожженного в режиме 4, скорость выхода неодима в раствор на 28-е сутки снизилась на 63% (с 1.37×10^{-7} до 8.4×10^{-8} г/(см² сут)), что связано с упорядочением кристаллической структуры. МПМ, сформировавшие рыхлую пористую структуру, не испытывались в связи с очевидной непригодностью к использованию в качестве конечной формы для иммобилизации ВАО.

Результаты испытаний химической устойчивости МПМ со структурами орторомбического титаната и рутила ($\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24} + \text{TiO}_2$) показаны на

рис. 6. Как видно, снижение скорости выщелачивания на 27% (с 7.12×10^{-9} до 5.6×10^{-9} г/(см² сут)) на 28-е сутки характерно для матрицы, отожженной в режиме 3.

Физические свойства измеряли исключительно на образцах, химическая устойчивость которых улучшилась в сравнении с исходным материалом. Результаты представлены в табл. 3 и 4.

Пределы прочности и модули упругости МПМ при сжатии близки к показателям технической керамики и существенно превосходят пороговые значения, регламентированные для алюмофосфатного стекла (АФС), составляющие 9×10^6 и 5.4×10^{10} Па соответственно. При этом керамические материалы хуже воспринимают изгибающие нагрузки,

Таблица 3. Механические свойства отожженных и неотожженных МПМ

МПМ	Со структурой пирохлора		Со структурой орторомбического титаната	
	Исходный	Отожженный в режиме 4	Исходный	Отожженный в режиме 4
Образец				
Предел прочности при сжатии $\times 10^{-6}$ Па	179 ± 26	98 ± 11	150 ± 10	101 ± 15
Упругий модуль (Юнга) при сжатии $\times 10^{-10}$ Па	17.8 ± 6	20.5 ± 15	21.0 ± 7	21.5 ± 1
Предел прочности при изгибе $\times 10^{-6}$ Па	57.8 ± 3.9	14.4 ± 2.3	20.6 ± 4.0	26.0 ± 0.7
Упругий модуль (Юнга) при изгибе $\times 10^{-9}$ Па	11.5 ± 0.3	8.0 ± 4.4	8.8 ± 1.0	9.4 ± 0.5

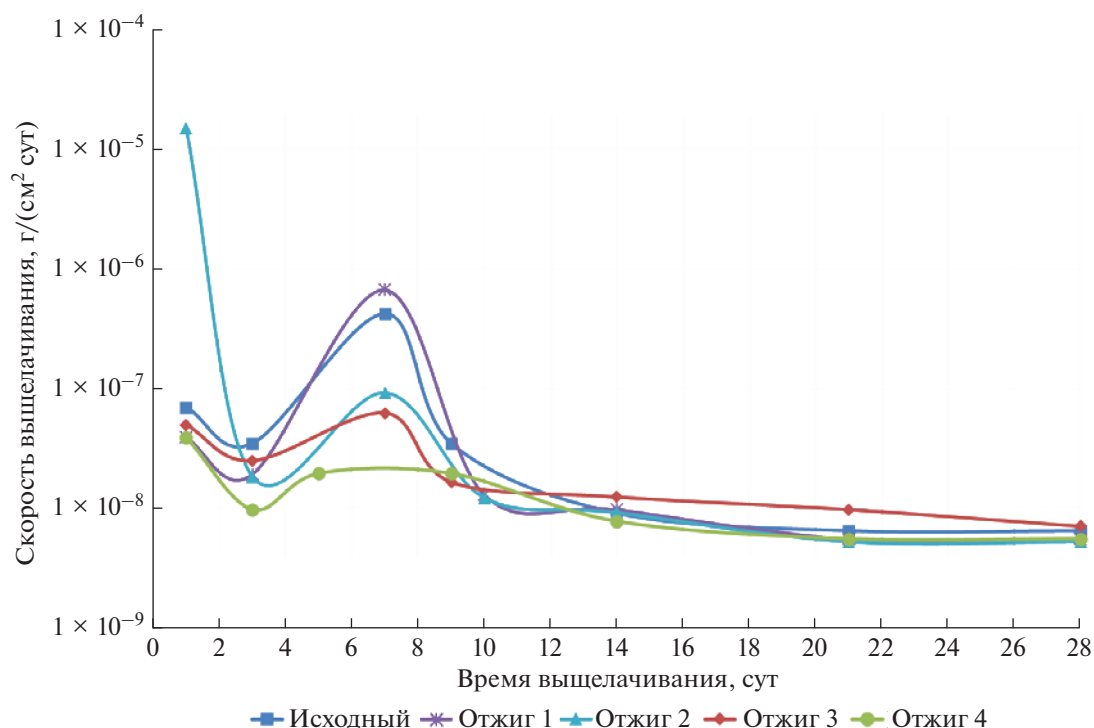


Рис. 6. График изменения скорости выщелачивания неодима из МПМ со структурами орторомбического титаната и рутила ($\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24} + \text{TiO}_2$).

измеренные пределы прочности на изгиб не превысили 57.8×10^6 Па.

Полученные значения ТКЛР и теплопроводности для матрицы $\text{Nd}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$ составили $\leq 9 \times 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ и $1\text{--}2 \text{ Вт}/(\text{м К})$ соответственно, что сопоставимо с показателями для АФС, являющегося аттестованной конечной формой ВАО в РФ.

Отжиг керамики со структурой пироксена $\text{Nd}_2\text{ZrTiO}_7$ практически не влияет на ТКЛР, при этом происходит улучшение теплопроводности матрицы до $1.24\text{--}1.51 \text{ Вт}/(\text{м К})$ в диапазоне $20\text{--}500^\circ\text{С}$.

Таким образом, установлено, что влияние отжига на механические и теплофизические свойства МПМ зависит от состава исходной матрицы.

Принципиального улучшения качества МПМ, влияющего на безопасность долговременного хранения или захоронения, не наблюдается ни в одном из рассмотренных случаев.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведено исследование влияния отжига на химические и физические свойства титанатно-цирконатных МПМ для иммобилизации редкоземельно-актиноидной фракции ВАО. Подтверждено упорядочение структуры и заметное снижение скорости выщелачивания неодима с 1.37×10^{-7} до $8.4 \times 10^{-8} \text{ г}/(\text{см}^2 \text{ сут})$ из МПМ со структурой пироксена $\text{Nd}_2\text{ZrTiO}_7$, отожженной в инертной атмосфере.

Таблица 4. Термические свойства МПМ до и после отжига

МПМ	Со структурой пироксена		Со структурой орторомбического титаната	
	Исходный	Отожженный в режиме 4	Исходный	Отожженный в режиме 4
Образец				
Коэффициент теплопроводности в диапазоне $20\text{--}500^\circ\text{С}$, $\text{Вт}/(\text{м К})$	0.91–1.18	1.24–1.51	1.54–1.71	1.37–1.44
ТКЛР в диапазоне $20\text{--}500^\circ\text{С}$, К^{-1}	9.12×10^{-6} – 1.01×10^{-5}	9.03×10^{-6} – 1.02×10^{-5}	6.96×10^{-6} – 7.88×10^{-6}	7.27×10^{-6} – 8.27×10^{-6}

сфере при температуре 850°C в течение 12 ч. При этом зафиксировано снижение пределов прочности на изгиб и сжатие до 75 и 45% соответственно. Теплопроводность материала повышается в среднем на 33% — до 1.24–1.51 Вт/(м К) в диапазоне температур 20–500°C. Установлено, что отжиг не влияет на ТКЛР МПМ со структурой пироклора.

Определено, что скорость выщелачивания неодима из МПМ со структурой орторомбического титаната, отожженной при 1100°C в течение 12 ч в инертной среде, снижается с 7.12×10^{-9} до 5.6×10^{-9} г/(см² сут). Механические и теплофизические свойства материала при этом ухудшаются. Теплопроводность в диапазоне температур от 20 до 500°C уменьшается на ~6.5–20% до 1.37–1.44 Вт/(м К), ТКЛР увеличивается на 4.5–5% до 7.27×10^{-6} – 8.27×10^{-6} К⁻¹ в сравнении с исходным образцом. Предел прочности при сжатии снижается на 33% — до 101 МПа.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Нагубнева М.И., Чижевская С.В., Магомедбеков Э.П., Остропиков В.В. Химическая технология переработки отработавшего ядерного топлива как объект экспортного контроля // Успехи в химии и химической технологии. 2017. Т. 31. № 10(191). С. 40–42.
2. Бирюков Д.В., Блохин П.А., Самойлов А.А., Фролова О.Б. Анализ работ по переработке ОЯТ в контексте требований к окончательной изоляции РАО // Радиохимия 2018 : Сб. тез. Санкт-Петербург (17–21 сентября) 2018. С. 360.
3. Goel A., McCloy J.S., Pokorny R., Kruger A.A. Challenges with Vitrification of Hanford High-Level Waste (HLW) to Borosilicate Glass—An Overview // J. Non-Cryst. Solids. 2019. V. 4. P. 133.
4. Zhu H., Wang F., Qilong L., Dongsheng L., Zhu Y. Structure Features, Crystallization Kinetics and Water Resistance of Borosilicate Glasses Doped with CeO₂ // J. Non-Cryst. Solids. 2019. V. 518. P. 57–65.
5. Ремизов М.Б., Козлов П.В., Логунов М.В. Концептуальные и технические решения по созданию на ПО “Маяк” установок остекловывания текущих и накопленных жидких ВАО // Вопросы радиационной безопасности. 2014. № 3(75). С. 17–25.
6. Логунов М.В., Ворошилов Ю.А., Бабаин В.А., Скобцов А.С. Опыт освоения, промышленной эксплуатации и оптимизации комплексной экстракционно-осадительной технологии фракционирования жидких высокоактивных отходов // Радиохимия. 2020. Т. 62. № 6. С. 463–484.
7. Тананаев И.Г., Мясоедов Б.Ф. Методы и подходы к технологическому выделению ценных радионуклидов из отработавшего ядерного топлива // Радиохимия. 2016. Т. 58. № 3. С. 222–228.
8. Баторишин Г.Ш., Кириллов С.Н., Смирнов И.В. Комплексное выделение ценных компонентов из техногенных радиоактивных отходов как вариант создания рентабельного ЗЯТЦ // Вопросы радиационной безопасности. 2015. № 3(79). С. 30–36.
9. Salvatores M., Palmiotti G. Radioactive Waste Partitioning and Transmutation Within Advanced Fuel Cycles: Achievements and Challenges // Prog. Part. Nucl. Phys. 2011. V. 66. № 1. P. 144–166.
10. Мамчич М.В., Голецкий Н.Д., Ткаченко Л.И., Визный А.Н., Наумов А.А., Белова Е.В., Пузиков Е.А., Зильберман Б.Я. Разработка и проверка схемы фракционирования ВАО с использованием экстрагента TODGA в “легком” разбавителе // Радиохимия. 2021. Т. 63. № 4. С. 372–380.
11. Wei Y.Z. An Advanced Partitioning Process for Key Elements Separation from High Level Liquid Waste // Sci. China Chem. 2012. V. 55. № 9. P. 1726–1731.
12. Iqbal M., Waheed K., Rahat S.B., Mehmood T., Lee M.S. An Overview of Molecular Extractants in Room Temperature Ionic Liquids and Task Specific Ionic Liquids for the Partitioning of Actinides/Lanthanides // J. Radioanal. Nucl. Chem. 2020. V. 325. № 1. P. 45–47.
13. Nayak P., Kumaresan R., Venkatesan K.A., Antony M.P., Vasudeva Rao P.R. A New Method for Partitioning of Trivalent Actinides from High-Level Liquid Waste // Sep. Sci. Technol. 2013. V. 48. № 9. P. 1409–1416.
14. Лаверов Н.П., Омеляненко Б.И., Юдинцев С.В. Кристаллические породы как среда для захоронения радиоактивных отходов // Рос. хим. журн. 2010. Т. 54. № 3. С. 69–80.
15. Лаверов Н.П., Юдинцев С.В., Лившиц Т.С., Стефановский С.В., Лукиных А.Н., Юнг Р.Ч. Искусственные минералы со структурой пироклора и граната: Матрицы для иммобилизации актинидсодержащих отходов // Геохимия. 2010. № 1. С. 3–16.
16. McMaster S.A., Ram R., Faris N. Radionuclide Disposal Using the Pyrochlore Supergroup of Minerals as a Host Matrix — A review // J. Hazardous Mater. 2009. V. 360. P. 257–269. <https://doi.org/10.1016/j.jhazmat.2018.08.037>
17. Xue J., Zhang K., He Z., Zhao W., Li W., Xie D., Luo B., Xu K., Zhang H. Rapid Immobilization of Simulated Radioactive Soil Waste Using Self-Propagating Synthesized Gd₂Ti₂O₇ Pyrochlore Matrix // Materials. 2019. V. 12 № 7. P. 1163. <https://doi.org/10.3390/ma12071163>
18. Jafar M., Sengupta P., Achary S.N., Tyagi A.K. Phase Evolution and Microstructural Studies in CaZrTi₂O₇ (Zirconolite)—Sm₂Ti₂O₇ (Pyrochlore) System // J. Eur. Ceram. Soc. 2014. V. 34. № 16. P. 4373–4381. <https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc>
19. Tempest P.A. A Comparison of Borosilicate Glass and Synthetic Minerals as Media for the Immobilization of High-Level Radioactive Waste // Nucl. Technol. 1981. V. 52. № 3. P. 415–425. <https://doi.org/10.13182/nt81-a32715>
20. Boulou E.N., Depaula R.P., El-bayoumi O.H., Lagakos N., Macedo P.B., Moynihan C.T., Rekhson S.M. Crystallization of Nuclear Waste Disposal Glass // J. Am. Ceram. Soc. 1980. V. 63. № 9–10. P. 496–501. <https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1980.tb10751.x>
21. Potanina E.A., Orlova A.I., Nokhrin A.V., Mikhailov D.A., Boldin M., Sakharov N., Belkin O.A., Lantsev E.A., Tokarev M.G., Chuvil'deev V.N. Fine-Grained Tungstates SrWO₄ and NaNd(WO₄)₂ with the Scheelite Structure Prepared by Spark Plasma Sintering // Rus. J. Inorg.

- Chem. 2019. V. 64. № 3. P. 296–302.
<https://doi.org/10.1134/S0036023619030161>
22. Savinykh D.O., Orlova A.I., Khainakov S.A., Garcia-Granda S. New Phosphate-Sulfates with NZP Structure // *Rus. J. Inorg. Chem.* 2018. V. 63. № 6. P. 714–724.
<https://doi.org/10.1134/S0036023618060207>
23. Alekseeva L., Orlova A.I., Nokhrin V. Spark Plasma Sintering of Fine-Grain Ceramic-Metal Composites Based on Garnet-Structure Oxide $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ for Inert Matrix Fuel // *Mater. Chem. Phys.* 2018. V. 214. P. 516–526.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2018.03.091>
24. Бапинова Т.В., Подболотов К.Б., Боровинская И.П., Шукин А.С. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез керамических матриц для иммобилизации актинидсодержащих отходов // *Радиохимия*. 2014. Т. 56. № 5. С. 471–476.
25. Похитонов Ю.А., Старченко В.А., Даляев И.Ю., Титов С.Л. Использование горячего изостатического прессования для изоляции радиоактивных отходов // *Радиоактивные отходы*. 2021. № 3(16). С. 20–29.
<https://doi.org/10.25283/2587-9707-2021-3-20-29>
26. Стефановский С.В., Пташкин А.Г., Князев О.А., Юдинцев С.В., Никонов Б.С., Лапина М.И. Влияние условий синтеза на фазовый состав и строение тойсодержащей муратаитовой керамики // *Физика и химия обработки материалов*. 2007. № 4. С. 68–77.
27. Юдинцев С.В., Стефановский С.В., Стефановская О.И., Никонов Б.С., Никольский М.С. Межфазовое распределение урана в матрицах для иммобилизации редкоземельно-актинидной фракции высокорadioактивных отходов // *Радиохимия*. 2015. Т. 57. № 6. С. 547–555.
28. Непочатов Ю.К., Плетнёв П.М., Денисова А.А. Способ обжига керамических деталей: Пат. RU2 638 194. 2017.
29. Шляхтина А.В., Саввин С.Н., Левченко А.В., Колбаев И.В., Карягина О.К., Шербакова Л.Г. Синтез и высокотемпературная проводимость $Ln_2Ti_2O_7$ и $LnYTi_2O_7$ ($Ln = Dy, Ho$) // *Неорган. материалы*. 2008. Т. 44. № 3. С. 354–359.
30. Лукин Е.С., Попова Н.А., Павлюкова Л.Т. Способ получения прозрачной высоколегированной Er : ИАГ – керамики: Пат. RU 2 018 128 749. 2018.
31. Jardine L.J., Armantrout G.A., Bourcier W.L., Burnmond W.A., Ebbinghaus B.B., Shaw H.F., Van R.A. Weapons Pu Ceramics Formulations and Characterizations // *U.S.-Russian Experts NATO Exchange Visit Meetings on Excess Pu Ceramics Formulations and Characterizations*. 1998. <https://www.osti.gov/servlets/purl/654329>.