

УДК 621.039.73

DOI: 10.15372/ChUR2021314

Самораспространяющийся высокотемпературный синтез и свойства материала на основе алюмината неодима, предназначенного для иммобилизации высокоактивных радиоактивных отходов

А. О. СЕМЕНОВ, О. Ю. ДОЛМАТОВ, М. С. КУЗНЕЦОВ

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск (Россия)**E-mail: semenov_ao@tpu.ru*

(Поступила 17.02.21)

Аннотация

Матричный материал на основе NdAlO_3 получен с помощью реакции самораспространяющегося высокотемпературного синтеза интерметаллида NiAl путем разбавления оксидами Nd_2O_3 - Al_2O_3 шихты компонентов Ni и Al . Nd_2O_3 использовался в качестве имитатора актиноидов высокоактивных радиоактивных отходов. Исследовано влияние параметров шихты исходных компонентов на процесс проведения синтеза, определены оптимальные условия подготовки: плотность системы не должна превышать 5.2 г/см^3 , а содержание включения имитатора радиоактивных отходов не более 40 мас. %. С помощью комплекса физико-химических методов изучен состав конечного продукта и его свойства. По данным рентгенофазового анализа максимально возможное образование фазы NdAlO_3 наблюдается для образца с содержанием 40 мас. % Nd_2O_3 - Al_2O_3 плотностью 5.15 г/см^3 , полученного при давлении прессования 30 МПа. При изучении характеристик разрабатываемого материала была установлена максимальная скорость выщелачивания имитатора – $2.66 \cdot 10^{-9} \text{ г/(см}^2 \cdot \text{сут)}$. В процессе имитации захоронения матричного материала в геологических формациях путем облучения потоками нейтронов в исследовательском реакторе были установлены пределы изменения характеристик матрицы. Так, снижение гидролитической стабильности в среднем составило 10–13 %, а уменьшение пределов прочности на сжатие – 7 %. Рассмотрены общие закономерности изменения структуры матричного материала под воздействием потоков ионизирующего излучения. Наблюдается незначительное разрушение кристаллической структуры, обусловленное появлением различных дефектов. Предельное значение изменения объема образцов составило 4.3 %. Однако характеристики образцов удовлетворяют всем требованиям, предъявляемым к материалам, предназначенным для иммобилизации радиоактивных отходов.

Ключевые слова: самораспространяющийся высокотемпературный синтез, высокоактивные радиоактивные отходы, алюминат неодима, гидролитическая стабильность

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время под обращением с высокоактивными радиоактивными отходами (ВАО), как правило, подразумевается использование технологии остекловывания радиоактивных элементов в боросиликатные или алюмофосфатные стекла [1–3]. Однако эта технология не обеспечивает в полной мере соответствие срокам и

условиям хранения матричных материалов, предъявляющим ряд физических и химических требований к иммобилизационным материалам для гарантирования стабильности матрицы в течение всего времени обращения. Так, например, при изменении теплофизических характеристик, таких как теплопроводность, теплоемкость, температуропроводность, могут образовываться микроскопические напряжения

вследствие чрезмерного разогрева из-за непрекращающегося радиоактивного распада элементов, включенных в матричный материал и приводящих к снижению целостности и механической прочности матрицы. Хорошая термическая стабильность также необходима и для упреждения интенсификации процессов коррозии матрицы [4]. Не менее важны механические характеристики, отклонение которых при нагрузках в ходе транспортировки, хранения и захоронения может привести к появлению трещин, разломов или полному разрушению и, как следствие, к снижению устойчивости к процессам выщелачивания. Слабая химическая устойчивость и склонность к самопроизвольной кристаллизации при увеличении температуры матриц в результате процесса распада заключенных элементов могут способствовать выходу активности за пределы создаваемого защитного барьера и последующему загрязнению окружающей среды [5].

Международное агентство по атомной энергии (МАГАТЭ) предлагает использовать альтернативные материалы на основе искусственных минералов, чьи природные аналоги существуют на протяжении длительного времени, доказав тем самым долговременную геологическую стабильность и способность в течение всего периода хранения надежно удерживать в себе высокоактивные фракции радиоактивных отходов [6]. Тем не менее предполагаемые технологии синтеза таких минеральных компаундов – индукционная плавка, плазменное и микроволновое плавление или спекание – затрудняют применение данного способа обращения с ВАО ввиду сложности технологических процессов и высоких энергетических затрат.

Один из альтернативных методов получения минеральных матричных материалов – самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), основанный на способности ряда неорганических элементов и соединений вступать в экзотермическую реакцию, распространяющуюся по объему реакционной среды в волновом режиме [7]. К преимуществам технологии СВС по сравнению с традиционными технологиями синтеза относятся возможность получения образцов с заданными характеристиками, низкие энергетические затраты, управление и контроль процесса синтеза [8].

Цель данной работы – экспериментальное получение минералоподобного матричного материала на основе алюмината неодима методом

СВС и исследование его свойств при имитации захоронения в геологических формациях.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Материалы

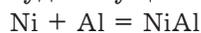
Исходными материалами при синтезе иммобилизационной матрицы методом СВС служили промышленно изготовленные порошки оксида алюминия, оксида неодима, алюминия и никеля:

- оксид неодима квалификации “х. ч.”, ТУ 48-4-186-72;
- оксид алюминия ГОСТ 8136 марки АОА-2;
- никель марки ПНК-ОТ1;
- алюминий марки ПА-4.

Процесс синтеза осуществлялся в соответствии с реакцией



Подразумевается, что выделяющееся тепло при образовании NiAl затрачивается на прохождение эндотермической реакции синтеза алюмината неодима, т. е. происходит разбавление шихты реагентов, участвующих в образовании NiAl, добавкой Nd_2O_3 - Al_2O_3 . Таким образом, реакция будет осуществляться в два этапа:



Оксид неодима Nd_2O_3 использовался в качестве имитатора трехвалентных актиноидов (Pu_2O_3 , Am_2O_3 , Cm_2O_3 и др.) [9].

Методика проведения СВС

Смешивание исходных порошков осуществлялось в кубическом смесителе AR 403 All-Purpose Equipment (Германия), который представлял собой полый вращающийся куб с тремя стержнями из нержавеющей стали, предназначенными для усиления смешивания компонентов смеси.

После смешивания в течение 30 мин исходная шихта подвергалась сушке в условиях остаточного давления, равного 300 Па, в течение 3 ч при температуре ~400 К.

Прессование исходной шихты производилось с помощью гидравлического лабораторного пресса ПГЛ-12 (максимальное давление 50 МПа на поверхность площадью 30 см²). Шихта прессовалась в течение 30 мин в металлических пресс-формах из инструментальной стали в цилиндрические образцы диаметром 25 мм и высотой 12–15 мм при варьировании давления прессова-

ния (10, 20, 30, 40 МПа) с целью получения образцов разной плотности.

Синтез осуществлялся в условиях остаточного давления (300 Па) на экспериментальном стенде пирометрических исследований закономерностей процесса СВС, включающем СВС-реактор. Подогрев образца и инициирование реакции синтеза производилось с помощью вольфрамовой нити, подключенной к линейному преобразователю тока. Температурные режимы регистрировали с использованием вольфрам-рениевых термопар, подключенных к многоканальному счетчику импульсов "Овен СИ8", с записью данных персональным компьютером.

Методы исследования

С целью определения фазового состава все синтезируемые образцы подвергали рентгенофазовому анализу с помощью рентгеновского дифрактометра Shimadzu XRD 6000, $\text{CuK}\alpha$ -излучение. Анализ полученных рентгенограмм осуществлялся методом Ритвельда с использованием базы данных рентгеновской дифракции JCPDS.

Методика испытания образцов на выщелачиваемость при 90 °С основана на статическом тесте для монолитных образцов с известной геометрической поверхностью МСС-1 МАГАТЭ [10]. Для испытания использовались только монолитные образцы правильной геометрической формы с легкоопределяемой площадью геометрической поверхности, полученные при следующих условиях: содержание $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ варьировалось от 10 до 30 мас. %, плотность образцов – 4.84–5.15 г/см³. Диаметр образцов составлял 22–25 мм, высота 10–12 мм, масса 28–32 г.

Для определения полной площади поверхности матричного материала на основе алюмината неодима измеряли удельную площадь поверхности с помощью сорбционных волюметрических анализаторов, основанных на методе низкотемпературной адсорбции азота. Методика исследования заключается в анализе сорбционной способности твердого тела при постепенном увеличении давления и постоянном значении криогенной температуры [11]. Первоначально исследуемый материал проходил стадию нагрева до температуры 220 °С в течение 1 ч в условиях динамической газовой среды в аппарате предварительной подготовки образцов SorbiPrep приборного комплекса "СОРБИ-М" для уменьшения загрязненности поверхности и дегазации. Далее, после прохождения процедуры очистки, подавался адсорбирующийся газ. В качестве газа-

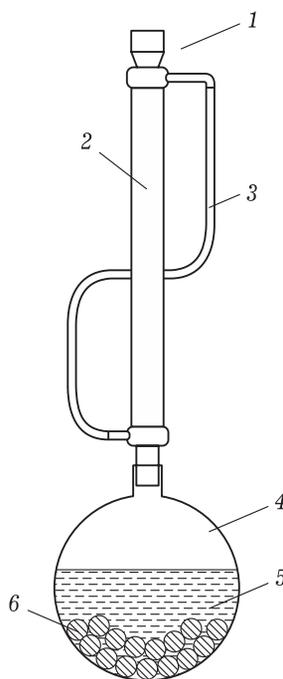


Рис. 1. Лабораторное оборудование для осуществления процесса выщелачивания: 1 – горловина с крышкой; 2 – холодильник Либиха прямого типа; 3 – сифонная трубка; 4 – реакционная колба; 5 – выщелачивающий раствор; 6 – исследуемый образец.

адсорбата использовался азот (ГОСТ 9293–74), в качестве газа-носителя – гелий высокой чистоты (ТУ 0271-001-45905715–02). Удельная площадь поверхности исследуемых образцов определялась из изотерм в модели Брунауэра–Эммета–Теллера (БЭТ-метод).

Опыты по выщелачиванию проводились в аппарате (рис. 1). Оборудование представляет собой лабораторный холодильник Либиха прямого типа, выполненный из термостойкого и химически устойчивого стекла высокого качества, позволяющего выдерживать перепады температуры в широком диапазоне. Холодильник соединен с реакционной колбой объемом 250 мл (4) с круглым дном и горловиной, изготовленной из термостойкого стекла и выдерживающей длительный нагрев до 250 °С, а также большие перепады температур. В колбе размещался испытуемый матричный материал (6), полученный в результате СВС. Предварительно для очистки образцов от механических загрязнений их погружали в промывочный раствор на 5–7 с. В качестве промывочного раствора был использован этиловый спирт. Промытый образец высушивался на воздухе в течение 30 мин. Через горловину (1) подавался выщелачивающий раствор (5), затем горловина закрывалась пробкой. В каче-

стве выщелачивателя использовалась дистиллированная вода. Далее аппарат размещался над нагревательным элементом для достижения температуры дистиллированной воды 90 ± 1 °С и ее поддержания в течение рекомендуемого периода времени (до 28 сут). Пар, образующийся в колбе при кипении воды, поступал в верхнюю часть обратного холодильника; конденсат стекал в колбу по стенкам холодильника и сифонной трубке (3).

Через 3, 10, 20 и 28 сут выщелачивающий раствор исследовался методом масс-спектрометрии с индуктивно связанной плазмой (ИСП-МС) с целью выявления количественных значений матричных элементов. Этот метод характеризуется как довольно быстрый, эффективный и высокочувствительный по сравнению с другими методами, которые направлены на определение различных элементов в большом диапазоне концентраций [12, 13]. Для анализа концентрации выщелачиваемых образцов использовался масс-спектрометр Agilent 7700x ICP-MS. Отбор конденсированной фазы производился путем лазерной абляции.

Скорость выщелачивания имитатора радиоактивных отходов (v , г/(см² · сут)) определяли в соответствии со следующим соотношением [10]:

$$v = \frac{L_{\text{Nd}}}{CtS},$$

где L_{Nd} – количество неодима в растворе, г; C – количество неодима в образце, г; t – время выщелачивания, сут; S – удельная поверхность образца, см²/г.

Для оценки механических свойств матричного материала была проведена серия тестов на определение пределов прочности на сжатие ($\sigma_{\text{сж}}$) с помощью универсальной испытательной машины INSTRON 5980.

Для имитации процессов, протекающих в матричном материале в течение длительного хранения, синтезированные образцы размещались в каналах исследовательского реактора ИРТ-Т Учебно-научного центра “Исследовательский ядерный реактор” Томского политехнического университета. Облучение происходило потоком быстрых нейтронов $\Phi = 10^{14}$ Н/(см² · с) и набором флюенсов с максимальной величиной, равной $9.2 \cdot 10^{19}$ Н/см². В данной работе для моделирования процессов радиационного повреждения структуры синтезируемых образцов используется нейтронное излучение как наиболее интенсивный метод имитации поражения, характеризующийся меньшими временными за-

тратами по сравнению с включением α -источников в образец. Применение потоков заряженных частиц нецелесообразно, так как зона повреждения структуры характеризуется лишь тонким приповерхностным слоем без существенного изменения внутренней структуры. Использование γ -излучения симулирует повреждения, вызванные β -распадами, и неприемлемо при моделировании процессов взаимодействия α -частиц с веществом [14].

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Синтез матричного материала в режиме СВС

Синтез материалов осуществлялся в соответствии с вышеописанной методикой. При исследовании влияния плотности исходной шихты и содержания Nd_2O_3 - Al_2O_3 на синтез образцов установлено, что в результате нагрева образцов матричного материала с плотностью системы 4.8–5.2 г/см³ (10–30 МПа) и долей разбавления не выше 40 мас. % системы Ni–Al до температуры около 650–700 К в СВС-реакторе на кромках торцов инициировался процесс распространения волны горения, синтез осуществлялся практически в изотермическом режиме при температуре 1600–1900 К.

Последующее увеличение плотности системы (5.2 г/см³, давление прессования 40 МПа) приводит к термомеханическому разрушению образцов и нестационарности распространения волны горения в процессе синтеза. Данный эффект обусловлен высокой плотностью исходной шихты, приводящей к значительному росту удельного энергетического выхода реакций, протекающих в единице объема образца, росту значения коэффициента теплопроводности системы и, как следствие, увеличению теплоотвода из предреакционного объема. Эти факторы служат причиной термомеханического разрушения образца в процессе синтеза.

При увеличении количества Nd_2O_3 - Al_2O_3 в образце выше 40 мас. %, вне зависимости от плотности шихты, наблюдается появление локальных очагов горения без разрастания в волну горения. Происходит полное затухание реакции СВС вследствие высокого содержания Nd_2O_3 - Al_2O_3 , снижения температуры горения и низкого удельного энергетического выхода реакции обжаривания алюмината неодима.

Исследование фазового состава показало, что во всех образцах, полученных в разных услови-

ТАБЛИЦА 1

Рентгенофазовый состав образцов

Номер образца	P, МПа	Содержание Nd ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ , мас. %	Фазовый состав, мас. %					
			Nd ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Ni ₂ Al ₃	Al ₃ Ni	NiAl	NdAlO ₃
1	10	20	1.7	8.3	32.4	21.1	21.2	15.2
2	20	20	2.3	7.2	34.2	16.2	23.4	16.6
3	30	20	2.6	4.5	31.7	1.1	33.5	26.6
4	10	30	8.4	7.4	27.3	16.2	24.3	16.4
5	20	30	2.8	6.6	30.7	14.6	25.4	19.9
6	30	30	4.9	2.7	27.2	–	27.2	37.9
7	10	40	13.2	12.6	19.9	22.2	15.4	16.7
8	20	40	8.1	7.1	26.2	14.3	19.6	24.7
9	30	40	2.8	5.7	26.8	–	25.6	39.1

ях синтеза, присутствует фаза алюмината неодима. Ее содержание варьируется от 15 до 39 мас. % (табл. 1). Максимальная доля NdAlO₃ получена для образца с содержанием Nd₂O₃-Al₂O₃ 40 мас. % плотностью 5.15 г/см³ (давление прессования 30 МПа).

Исследование характеристик синтезированных образцов

На рис. 2 представлены кривые зависимости скорости (v) выщелачивания Nd из синтезированных матричных образцов от давления прессования. Видно, что скорость выщелачивания зависит от пористости образцов, обусловленной разными режимами подготовки исходной шихты и, следовательно, плотностью шихты. Так, при увеличении давления прессования с 10 до 30 МПа, т. е. при изменении плотности образца с 4.91 до 5.15 г/см³, снижается открытая пористость, что приводит к уменьшению скорости выщелачивания имитатора актиноидной фракции ВАО на 5–6 %. Среднее значение скорости выщелачивания водой при температуре 90 °С из материала составляет порядка $2.5 \cdot 10^{-9}$ г/(см² · сут) и стремится к предельному значению $2.66 \cdot 10^{-9}$ г/(см² · сут), обусловленному насыщением матричными элементами выщелачивающего раствора.

При исследовании долговременной устойчивости матричного материала на основе алюмината неодима был произведен расчет линейной скорости коррозии по следующему соотношению [14]: $v_{\text{кор}} = v/\rho$, где $v_{\text{кор}}$ – линейная скорость коррозии материала, см/сут; v – скорость выщелачивания имитатора РАО, г/(см² · сут); ρ – плотность матричного материала, г/см³.

Расчет осуществлялся для максимальной скорости выщелачивания неодима $v =$

$2.66 \cdot 10^{-9}$ г/(см² · сут), значение $v_{\text{кор}} = 5.15 \cdot 10^{-10}$ см/сут, т. е. порядка 2 мм за 1 млн лет. Таким образом, матричный материал на основе неодима для иммобилизации актиноидной фракции ВАО, полученный методом СВС, позволяет в течение длительного времени надежно изолировать радионуклиды при постоянном контакте с водной средой.

Результаты экспериментов по определению пределов прочности на сжатие для иммобилизационного материала на основе алюмината неодима сведены в табл. 2. Видно, что предел прочности на сжатие монотонно увеличивается при повышении давления прессования и, как следствие, снижении пористости конечного продукта. Так, при увеличении давления с 10 до 30 МПа происходит изменение предела прочности в среднем на 10 %. Вследствие разбавления имитатором РАО значение прочности также увеличивается на 7–9 %. Согласно ГОСТ Р 50926–96 [15], регламентирующему характеристики матричных материалов, минимальный предел прочности на сжатие должен быть не менее 9 МПа, следовательно, все исследуемые образцы отвечают необходимым требованиям.

Для рассмотрения радиационной устойчивости было изготовлено три образца матричного материала с параметрами, представленными в табл. 3.

Макроскопическое изменение объемов образцов $\Delta V/V_n$ в зависимости от дозы облучения, обусловленное ростом плотности, представлено на рис. 3. Видно, что в процессе облучения образцов при дозовых нагрузках до $4 \cdot 10^{19}$ Н/см² происходит разрушение кристаллической структуры, обусловленное появлением дефектов, что приводит к изменению плотности образцов; наблюдается радиационное распуха-

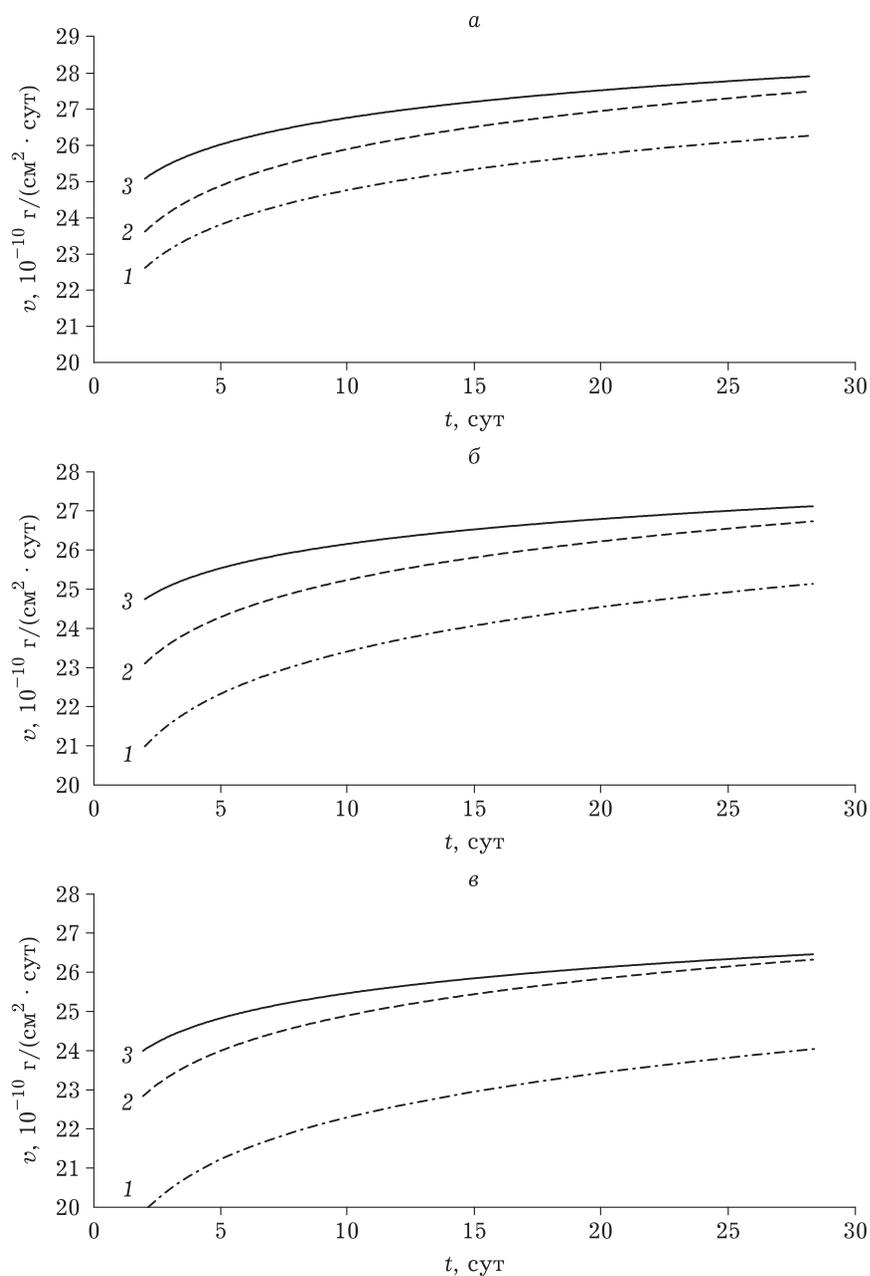


Рис. 2. Скорости выщелачивания неодима из матричного материала. Давление прессования, МПа: 10 (а), 20 (б), 30 (в). Содержание $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, мас. %: 10 (1), 20 (2), 30 (3).

ТАБЛИЦА 2

Пределы прочности на сжатие образцов

Характеристика	Содержание $\text{Nd}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$, мас. %								
	10			20			30		
	Образец								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
P , МПа	10	20	30	10	20	30	10	20	30
ρ , г/см ³	4.81	5.03	5.14	4.86	5.11	5.18	4.92	5.03	5.16
$\sigma_{\text{сж}}$, МПа	64.34	68.12	70.44	61.37	64.42	66.16	58.37	61.91	64.33

ние. В дальнейшем оно монотонно нарастает; максимальное изменение объема составляет 4.0–4.3 %. Полученные распределения изменения объема хорошо коррелируют с теоретической зависимостью влияния дозы облучения (D) на изменения объема, описанной Валдом и Вебером [16], в соответствии с выражением

$$\frac{\Delta V}{V} = A(1 - \exp(-BD)),$$

где A – изменение объема при насыщении; B – число повреждений в материале, приходящееся на единицу дозы облучения.

Общая схема развития радиационных повреждений характерна для всех образцов и описывается двухстадийным процессом (рис. 4, б). Первая стадия наблюдается при дозе около 10^{17} Н/см² (см. рис. 4, в) и характеризуется незначительным уменьшением (на 5–12 %) брэгговских дифракционных максимумов с малыми вкладами диффузионно-рассеянных компонент. Повреждения определяются накоплением изолированных точечных дефектов, вызывающих увеличение объема элементарной ячейки и искажения, приводящие к снижению плотности.

Вторая стадия (см. рис. 4, в) проявляется при дальнейшем облучении и дозовых нагрузках 10^{17} –($9 \cdot 10^{19}$) Н/см² и характеризуется значительным уменьшением интенсивности брэгговских дифракционных максимумов, с проявлением асимметричности вследствие повышенного вклада диффузионно-рассеянных компонент; микроструктура должна включать области с искаженной кристаллической структурой, образованные перемещением ядер отдачи.

Облучение матричного материала не выявило появления трещин или растрескивания; таблетки сохранили форму и механическую целостность. Вероятнее всего, данный факт можно объяснить наличием большого числа пор в образцах, обеспечивающих определенную релаксацию воз-

ТАБЛИЦА 3

Параметры облученных образцов

№	ρ , г/см ³	Содержание Nd ₂ O ₃ -Al ₂ O ₃ мас. %
1	5.14	10
2	5.16	20
3	5.17	30

никающих эффектов распухания кристаллической решетки в процессе набора флюенса.

Для установления влияния процессов облучения на гидролитическую стабильность матричных элементов были определены скорости выщелачивания образцов при максимальном флюенсе нейтронов по предложенной ранее методике (рис. 5). Для всех образцов наблюдается уменьшение гидролитической стабильности в среднем на 10–13 %. Наиболее вероятное объяснение данного явления обусловлено ростом объема отдельных дефектов вследствие увеличения числа и среднего диаметра пор матричного материала, а также развития дислокационных петель. Максимальное значение скорости выщелачивания в процессе имитации захоронения и набора максимального флюенса составило $2.46 \cdot 10^{-9}$ г/(см²·сут). Значения скоростей для всех образцов не превышают требования (10^{-7} г/(см²·сут)), предъявляемые к матричным материалам в соответствии с ГОСТ Р 50926–96.

Изменение пределов прочности на сжатие в среднем составило 7 %; оно обусловлено появлением различного рода дефектов в кристаллической структуре матричного материала. Значения $\sigma_{сж}$ также не превышают пороговой величины (9 МПа согласно ГОСТ Р 50926–96).

Таким образом, разрабатываемый матричный материал может быть использован для надежной иммобилизации актиноидной фракции радиоактивных отходов при захоронении в геологических формациях.

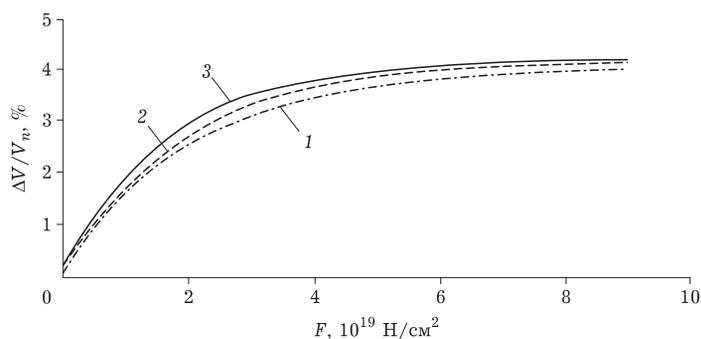


Рис. 3. Относительное увеличение объема образцов при облучении с различным содержанием Nd₂O₃-Al₂O₃, мас. %: 10 (1), 20 (2), 30 (3).

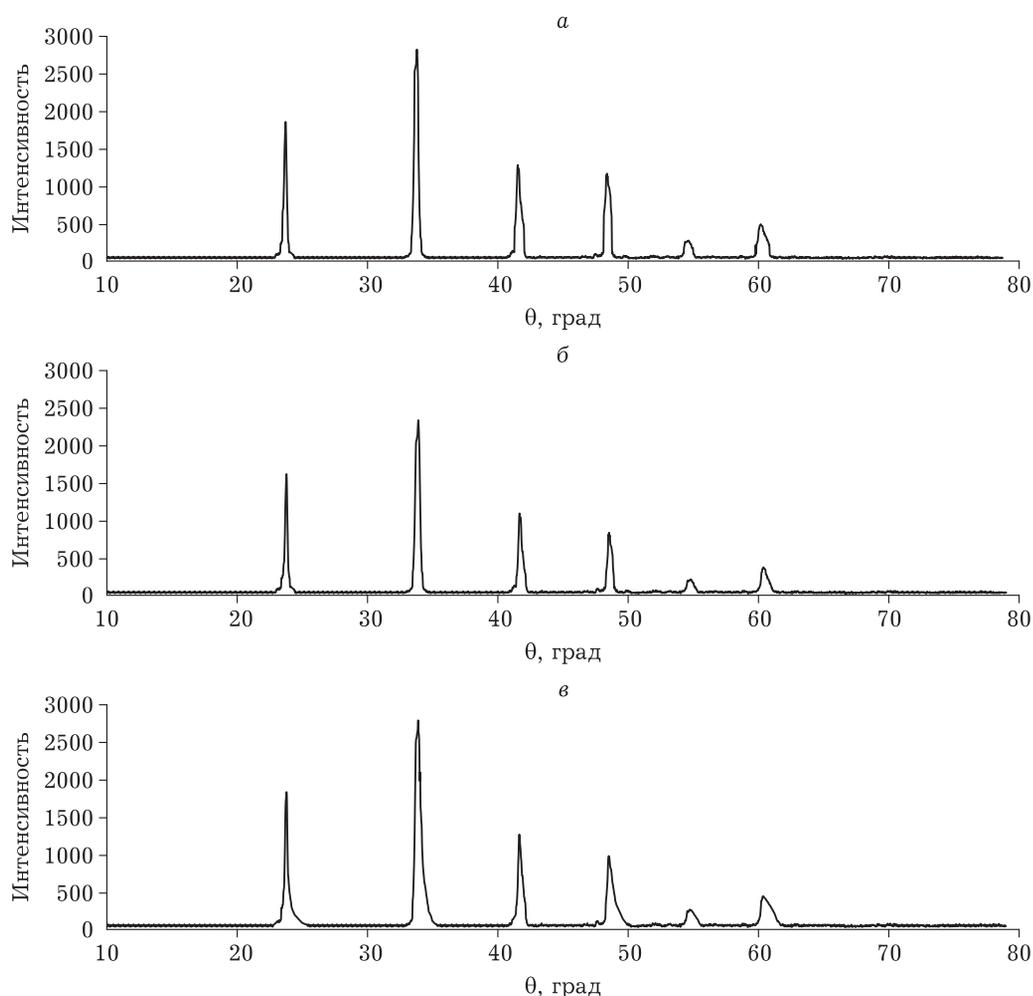


Рис. 4. Выделенные брэгговские дифракционные максимумы $NdAlO_3$ рентнограммы образца до облучения (а) и после облучения потоком нейтронного излучения при нагрузке 10^{17} (б) и $9 \cdot 10^{19}$ H/cm^2 (в).

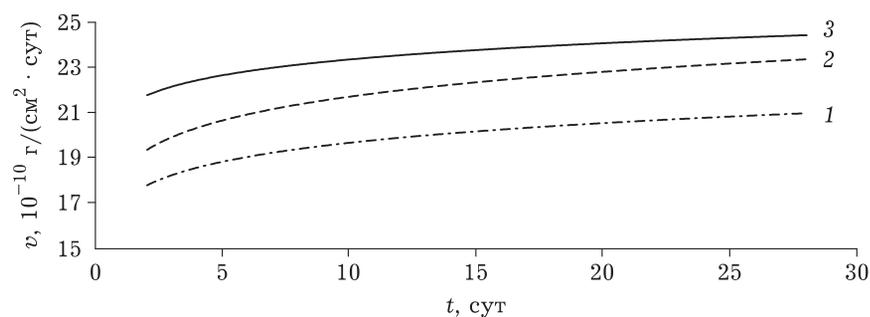


Рис. 5. Скорость выщелачивания имитатора из матрицы после облучения в активной зоне реактора ИРТ-Т. Содержание $Nd_2O_3-Al_2O_3$, мас. %: 10 (1), 20 (2), 30 (3).

ВЫВОДЫ

В результате проделанной работы можно сделать следующие выводы:

1. Исследование влияния плотности шихты компонентов и содержания имитатора ВАО на синтез иммобилизационной матрицы показало,

что процесс синтеза осуществим при плотности системы $4.8-5.2 \text{ г}/\text{см}^3$ и содержании $Nd_2O_3-Al_2O_3$ не более 40 мас. %. Увеличение плотности системы выше $5.2 \text{ г}/\text{см}^3$ приводит к термомеханическому разрушению образцов вследствие нестационарности распространения волны горения. При содержании $Nd_2O_3-Al_2O_3$ выше 40 мас. %

вне зависимости от плотности шихты наблюдаются локальные очаги горения без разрастания в волну горения с последующим затуханием реакции синтеза.

2. Среднее значение скорости выщелачивания имитатора из матрицы составляет $2.46 \cdot 10^{-9}$ г/(см²·сут), что приблизительно в 10^4 раз ниже известных значений для боросиликатных и фосфатных стекол и не превышает рекомендуемого значения 10^{-7} г/(см²·сут). Предел прочности на сжатие синтезированных образцов лежит в диапазоне 61.37–70.44 МПа. В процессе имитации долговременного хранения матричного материала наблюдается незначительное разрушение кристаллической структуры, обусловленное появлением дефектов. Снижение гидrolитической стабильности рассматриваемых образцов в среднем составило 10–13 %, а изменение пределов прочности на сжатие – 7 %. При этом характеристики образцов отвечают необходимым требованиям, предъявляемым ГОСТ Р 50926–96.

Работа выполнена в рамках программы развития ТПУ.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Saling J. H., Fentiman A. W. Radioactive waste management. London: Taylor & Francis, 2001. 41 p.
- 2 Zhang Jinsuo. Nuclear Fuel Reprocessing and Waste Management (Modern Nuclear Energy Analysis Methods. Vol. 2). Singapore: World Scientific Publishing Company, 2018. 308 p.
- 3 Wu K., Wang F., Liao Q., Zhu H., Liu D., Zhu Y. Synthesis of pyrochlore-borosilicate glass-ceramics for immobilization of high-level nuclear waste // *Ceram Int.* 2020. Vol. 46, No. 5. P. 6085–6094.
- 4 Бабаев Н. С., Очкин А. В., Глаголенко Ю. В., Дзекун Е. Г., Ровный С. И. Принципы подбора матриц для включения высокоактивных отходов. // *Атомная энергия.* 2003, Т. 94, № 5. С. 352–362.
- 5 Rao K. R. Radioactive waste: The problem and its management // *Curr. Sci.* Vol. 81, No. 12. P. 1534–1546.
- 6 International Atomic Energy Agency. Disposal of Radioactive Waste. Specific Safety Requirements, Safety Standards SSR-5. IAEA, Vienna, 2011. 83 p.
- 7 Levashov E. A., Mukasyan A. S., Rogachev A. S., Shtansky D. V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings // *Int. Mater. Rev.* 2017. Vol. 62. P. 203–239.
- 8 Гайдар С. М., Жигарев В. Д., Волков А. А., Карелина М. Ю. Производство порошковых тугоплавких продуктов самораспространяющегося высокотемпературного синтеза в режиме непрерывного горения // *Технология металлов.* 2017. № 7. С. 37–41.
- 9 Strachan D. M., Turcotte R. P., Barnes B. O. MCC-1: A Standard Leach Test for Nuclear Waste Forms. Richland: Pacific Northwest Lab., 1981. p. 16.
- 10 Химия актиноидов. В 3-х т. Т. 3. Пер. с англ. / Под ред. Дж. Каца, Г. Сиборга, Л. Морсса. М.: Мир, 1999. 647 с.
- 11 Harkins W. D., Jura G. Surface of solids. XIII. A vapor adsorption method for the determining of the area of a solid // *J. Amer. Chem. Soc.* 1944. Vol. 66. P. 1366–1371.
- 12 Jarvis K. E., Gray A. L., Houk R. S. Handbook of ICP-MS. London: Blackie, 1992. 64 p.
- 13 Evans E. H., Giglio J. J., Castellano T. M., Caruso J. A. Inductively Coupled and Microwave Induced Plasma Sources for Mass Spectrometry. Cambridge: Royal Society of Chemistry, 1995. 107 p.
- 14 Варлаков А. П., Капустин В. В., Варлакова Г. А., Жеребцов А. А., Петров В. Г., Ширшин Е. А., Калмыков С. Н. Влияние радиационных нагрузок, характерных для высокоактивных отходов, на свойства цементной матрицы // *Радиоактивные отходы.* 2018. № 1. С. 89–85.
- 15 ГОСТ Р 50926–96. Отходы высокоактивные отвержденные. Общие технические требования. М.: Изд-во стандартов, 1996. 5 с.
- 16 Ewing R. C., Weber W. J., Clinard F. W. Radiation effects in nuclear waste forms for high-level radioactive waste // *Prog. Nucl. Energy.* 1995. Vol. 29. P. 63–127.