

УДК 546.185

**ИММОБИЛИЗАЦИЯ ЦЕЗИЯ В ФОСФАТНУЮ КЕРАМИКУ  
СО СТРУКТУРОЙ  $\beta$ -ТРИДИМИТА**

© 2014 г.

*И.В. Корчёмкин,<sup>1</sup> М.С. Болдин<sup>2</sup>*<sup>1</sup>Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского  
<sup>2</sup>НИФТИ Нижегородского госуниверситета им. Н.И. Лобачевского

ikorchemkin@gmail.com

*Поступила в редакцию 01.02.2013*

Проведен синтез, изучены фазообразование, термическое поведение и тепловое расширение цезий-содержащего фосфата  $\text{CsMgPO}_4$  со структурой  $\beta$ -тридимита. На его основе получена керамика методами холодного прессования со спекающими добавками и высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания при температурах до 1173 К. В обоих случаях плотность керамики превысила 94%. Выщелачиваемость цезия из полученной керамики составила  $3 \cdot 10^{-4}$  г/(см<sup>2</sup>·сут).

*Ключевые слова:* фосфаты структурного типа  $\beta$ -тридимита, керамика, спекание, тепловое расширение, отходы ядерного топливного цикла.

**Введение**

В радиоизотопном производстве одной из актуальных задач является разработка экологически безопасного матричного материала с высоким содержанием радионуклида <sup>137</sup>Cs для формирования активной части источников  $\gamma$ -излучения. Высокая растворимость и коррозионная активность хлорида цезия, применяемого в настоящее время в качестве материала активной части цезиевых источников, является потенциальной угрозой при их эксплуатации и хранении.

Альтернативой источникам из хлорида цезия могут стать нерастворимые, химически и радиационно устойчивые алюмофосфатные и боросиликатные стекла [1–3], цементоподобные материалы, а также керамические матрицы на основе фосфатов и силикатов каркасного строения структурных типов поллукита  $(\text{Cs,Na})_2\text{Al}_2\text{Si}_4\text{O}_{12} \cdot \text{H}_2\text{O}$  [4], лейцита  $\text{KAlSi}_2\text{O}_6$  [5], коснарита  $\text{KZr}_2(\text{PO}_4)_3$  [6–9], лангбейнита  $\text{K}_2\text{Mg}_2(\text{SO}_4)_3$  [9, 10]. Недостатками этих материалов являются либо метастабильное состояние, либо технологические сложности при их получении, либо относительно невысокое содержание цезия.

В настоящей работе в качестве возможного экологически безопасного материала цезиевых источников ионизирующего излучения предлагается керамика на основе фосфата цезия-магния  $\text{CsMgPO}_4$  с массовым содержанием цезия 53% [11, 12].

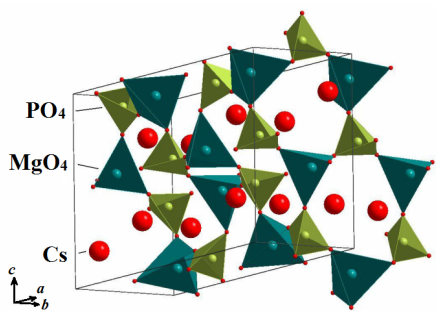
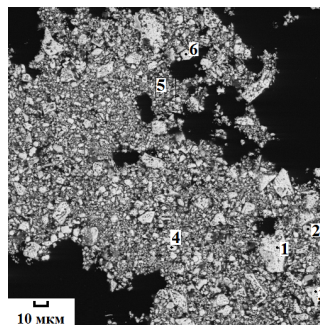
Рассматриваемое соединение кристаллизует-ся в структуре типа  $\beta$ -тридимита ( $\beta$ - $\text{SiO}_2$ ), кото-

рая может быть описана кристаллохимической формулой  $\text{A}^{[6+5]}[\text{T}^{[4]}\text{T}'^{[4]}\text{X}_4]_{3\infty}$ , где  $[\text{T}^{[4]}\text{T}'^{[4]}\text{X}_4]_{3\infty}$  – каркас структуры, А – внекаркасные катионные позиции, Т, Т' – тетраэдрически координированные позиции каркаса, X – анионные позиции каркаса. Позиции А способны занимать щелочные ( $\text{K}^+$ ,  $\text{Rb}^+$ ,  $\text{Cs}^+$ ) или щелочноземельные ( $\text{Ca}^{2+}$ ,  $\text{Sr}^{2+}$ ,  $\text{Ba}^{2+}$ ) катионы,  $\text{Ag}^+$ ,  $\text{Tl}^+$ ,  $\text{Mn}^{2+}$ ,  $\text{Pb}^{2+}$ , а также более сложные группировки – комбинации катионов двух и более элементов. Позиции каркаса Т и Т' могут занимать катионы в степенях окисления от +6 до +1. Это, например,  $\text{Mo}^{6+}$ ,  $\text{W}^{6+}$ ,  $\text{Cr}^{6+}$ ,  $\text{S}^{6+}$ ,  $\text{Se}^{6+}$ ,  $\text{P}^{5+}$ ,  $\text{As}^{5+}$ ,  $\text{V}^{5+}$ ,  $\text{Si}^{4+}$ ,  $\text{Ge}^{4+}$ ,  $\text{B}^{3+}$ ,  $\text{Al}^{3+}$ ,  $\text{Ga}^{3+}$ ,  $\text{Zn}^{2+}$ ,  $\text{Co}^{2+}$ ,  $\text{Mn}^{2+}$ ,  $\text{Be}^{2+}$ ,  $\text{Mg}^{2+}$ ,  $\text{Li}^+$ . Анионы-лиганды X представлены кислородом, гидроксидом или фтором.

Каркас структуры фосфата цезия-магния образован шестичленными кольцами из тетраэдров  $\text{MgO}_4$  и  $\text{PO}_4$ , связанных по общим вершинам, обширные полости заселены катионами цезия (рис. 1) [13]. Набор кристаллографических позиций структуры  $\beta$ -тридимита (А, Т, Т' и X) позволяет, помимо основного компонента  $\text{Cs}^+$ , включать в состав фосфата примесные катионы, присутствующее в технологическом растворе нитрата цезия, используемом для изготовления изотопных источников.

Очевидно, что при разработке и эксплуатации цезий-магний-фосфатной керамики необходимо знание термодинамических аспектов ее синтеза, химической и радиационной стойкости, теплофизических свойств.

Цель настоящей работы – изучение фазообразования фосфата  $\text{CsMgPO}_4$  в широком интервале температур, оптимизация процесса его

Рис. 1. Кристаллическая структура фосфата  $\text{CsMgPO}_4$ Рис. 2. Микрофотография образца  $\text{CsMgPO}_4$ 

синтеза, определение теплофизических характеристик, исследование термической и радиационной устойчивости, получение высокоплотной керамики на его основе.

### Экспериментальная часть

Фосфат  $\text{CsMgPO}_4$  синтезирован методом совместного осаждения солей из водных растворов. Исходными реагентами для синтеза служили реактивы марки «х. ч»:  $\text{CsCl}$ ,  $\text{MgCl}_2$  и  $\text{H}_3\text{PO}_4$ . При синтезе стехиометрические количества водных растворов хлоридов цезия и магния сливали при постоянном перемешивании при комнатной температуре, затем при перемешивании добавляли раствор ортофосфорной кислоты, взятый также в соответствии со стехиометрией фосфата. Реакционную смесь высушивали при температуре  $80^\circ\text{C}$  и подвергали термообработке в условиях свободного доступа воздуха при  $600$  и  $700^\circ\text{C}$  в течение 24 часов. Поэтапный нагрев образцов чередовали с диспергированием.

Дифрактограммы образцов записывали на дифрактометре *Shimadzu XRD-6000* в  $\text{CuK}\alpha$ -фильтрованном излучении ( $\text{Ni}$ -фильтр,  $\lambda = 1.54178 \text{ \AA}$ ) в области углов  $2\theta$   $10$ – $60^\circ$ . Высокотемпературные исследования проводили на том же приборе с использованием тепловой приставки *HA-1001 Shimadzu* в интервале температур от комнатной до  $1073 \text{ K}$ . Параметры элементарных ячеек определяли по проиндцированным дифрактограммам.

Контроль химического состава и однородности образца осуществляли с помощью растрового электронного микроскопа *CamScan MV-2300*, оснащенного энергодисперсионным детектором *Link INCA ENERGY 200C*. Для расчета состава использовали метод PAF-коррекции. Погрешность определения состава образцов составляла не более 2.5 масс.%. Рентгенофлуоресцентный анализ образца проводился на приборе *Shimadzu Lab Center XRF-1800*.

Дифференциально-термический анализ фосфата проводили в атмосфере аргона с использо-

ванием термоанализатора *Labsys TG-DTA/DSC* в интервале температур  $333$ – $1073 \text{ K}$  при скорости нагрева и охлаждения  $10 \text{ K/мин}$ .

Фосфат цезия-магния был использован для приготовления керамики методами холодного прессования и высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания. По первому методу керамические образцы получали прессованием синтезированных порошков в форме цилиндров и последующим их отжигом.

По методу высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания образец спекали в вакууме ( $3 \text{ Па}$ ) под действием механической нагрузки ( $70 \text{ МПа}$ ) при температурах до  $1323 \text{ K}$  на установке *Dr. Sinter Model-625* производства *SPS SYNTEX INC. Ltd.* (Япония). Выдержка при температуре спекания составляла 3 мин. Плотность образцов определяли методом гидростатического взвешивания (аналитические весы *ВЛР-200*). Точность определения –  $\pm 0.01 \text{ г/см}^3$ .

Испытания на твердость проводили на отшлифованных и полированных образцах на микротвердомере *Struers Duramin-5*. Измерялось распределение микротвердости ( $H_\mu$ ) по сечению образца. В качестве индентора использовалась четырехгранная пирамида Виккерса. Коэффициент трещиностойкости рассчитывался в соответствии с методом Эванса по формуле  $K_{1C} = 0.016(E/H_\mu)^{1/2}(P/L^{3/2})$ , где  $E$  – модуль Юнга,  $H_\mu$  – значение микротвердости,  $P$  – нагрузка микроиндентирования,  $L$  – среднее расстояние от центра отпечатка до конца радиальной трещины.

Для оценки химической стойкости полученной керамики проводили тест на выщелачивание в дистиллированной воде в статическом режиме при  $T = 293 \text{ K}$  в течение 28 суток в соответствии с ГОСТом *Р 52126-2003*.

Для определения концентрации цезия, перешедшего в жидкую фазу, использовался атомно-абсорбционный метод. Количественный анализ проводили на спектрофотометре *Perkin-Elmer 603* по линии поглощения  $852.1 \text{ нм}$  для цезия. Погрешность определения концентраций металлов в водном растворе не превышала 2 масс.%.

Таблица 1

**Результаты электронного микронзондового анализа  
образца CsMgPO<sub>4</sub> (в расчете на 4 атома кислорода)**

№ точки	<i>n</i> (Cs)	<i>n</i> (Mg)	<i>n</i> (P)	<i>n</i> (O)
1	1.02	1.01	0.99	4
2	0.98	1.07	0.97	4
3	0.94	1.06	0.99	4
4	0.97	0.97	1.02	4
5	0.96	1.13	0.99	4
6	1.01	0.98	0.99	4
Средний состав	0.98	1.04	0.99	4

*n* – число атомов элемента в одной формульной единице образца CsMgPO<sub>4</sub> в точке в расчете на 4 атома кислорода

Таблица 2

**Результаты рентгенофлуоресцентного анализа  
образца CsMgPO<sub>4</sub>**

Элемент	Cs	Mg	P
Содержание, ат.%	33.1 ± 0.7	32.9 ± 0.1	33.0 ± 0.5

Таблица 3

**Термодинамические функции образования  
кристаллического фосфата CsMgPO<sub>4</sub> при 298.15 К**

$-\Delta_f H_m^0$ , кДж/моль	$-\Delta_f S_m^0$ , Дж/(моль·К)	$-\Delta_f G_m^0$ , кДж/моль
1931 ± 5	400.0 ± 0.7	1812 ± 5

### Результаты и их обсуждение

Синтезированный фосфат цезия-магния представлял собой белый поликристаллический порошок. Результаты электронной микроскопии (рис. 2), рентгенофлуоресцентного и микронзондового анализа (табл. 1, 2) показали однородность образца и соответствие полученного состава теоретическому.

Данные РФА свидетельствуют о кристаллизации фосфата цезия-магния в структуре β-тридимита: пр. гр. *Pnma*, *a* = 8.946(1) Å, *b* = 5.526(1) Å, *c* = 9.644(1) Å, *V* = 476.8(1) Å<sup>3</sup>, что согласуется с литературными данными [12]. После хранения образца на открытом воздухе в течение нескольких суток на рентгенограмме наблюдали дополнительные дифракционные максимумы. Они отвечают соединению CsMgPO<sub>4</sub>·6H<sub>2</sub>O [14].

По данным ДТА кристаллический CsMgPO<sub>4</sub> не претерпевает фазовых и химических изменений в диапазоне температур от 298 до 1273 К.

Ранее было показано, что на кривой теплоемкости фосфата цезия-магния наблюдался эндотермический фазовый переход при  $T_{tr}^0 = 235.70 \pm 0.05$  К. В остальном теплоемкость фосфата CsMgPO<sub>4</sub> не имела каких-либо особенностей [15]. Указанный переход не влияет на

возможность использования фосфата цезия-магния в качестве материала активной части цезиевого источника, так как имеет место при температуре значительно ниже комнатной, а при температурах ниже 240 К цезиевые источники не эксплуатируются.

Сведения о теплоемкости, энтальпии, энтропии и функции Гиббса образования фосфата CsMgPO<sub>4</sub> (табл. 3) позволили установить, что процесс твердофазного синтеза термодинамически разрешен при 483 К. Для оптимизации условий синтеза фосфат CsMgPO<sub>4</sub> получали по осадительной методике. После упаривания исходных растворов реакционную смесь отжигали при температурах от 723 до 873 К в течение 2–8 ч. Все полученные образцы содержали фазу со структурой тридимита, в качестве примеси присутствовал фосфат цезия. При 873 К отжиг в течение двух часов приводил к получению образцов, остаточное количество фосфата цезия в которых составляет 5%, при увеличении времени отжига до 8 часов дифракционные максимумы примесной фазы исчезали. Оптимизация процесса синтеза позволила установить оптимальные температуру (873 К) и время получения (8 ч) фосфата цезия-магния требуемой чистоты (> 98%).

Таблица 4  
Коэффициенты теплового расширения фосфатов  $\text{CsMgPO}_4$   
в интервале температур 298–1073 К

Коэффициент теплового расширения $\cdot 10^6, \text{K}^{-1}$			
$\alpha_a$	$\alpha_b$	$\alpha_c$	$\alpha_V$
47	2.7	-5.7	44

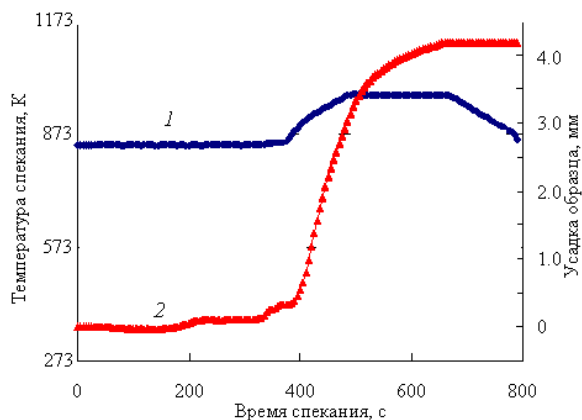
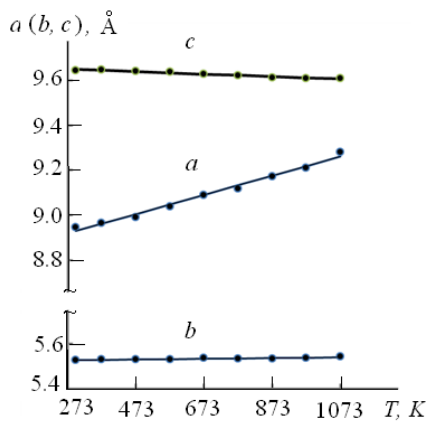


Рис. 3. Температурная зависимость параметров ячейки  $a, b, c$  фосфата  $\text{CsMgPO}_4$ .

Рис. 4. Цикл нагрева (1) и дилатометрическая кривая (2) процесса спекания образца  $\text{CsMgPO}_4$ .

С использованием метода терморентгенографии [16] были получены зависимости параметров элементарной ячейки от температуры для фосфата  $\text{CsMgPO}_4$  (рис. 3) и рассчитаны коэффициенты теплового расширения (табл. 4). Фосфат относится к классу высокорасширяющихся веществ. Тепловое расширение носит анизотропный характер. Сравнительно высокие значения термических коэффициентов линейного расширения не препятствуют созданию цезиевых источников на основе фосфата цезия-магния ввиду того, что их эксплуатация осуществляется в сравнительно узкой температурной области (240–400 К).

Из порошкообразного образца была приготовлена керамика на основе фосфата цезия-магния методами холодного прессования и высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания.

При исследовании спекаемости керамики методом холодного прессования (при давлении  $20 \text{ кгс/см}^2$ ) с последующим нагреванием использовали различные добавки —  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{ZnO}$ ,  $\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{Ta}_2\text{O}_5$ ,  $\text{V}_2\text{O}_5$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Co}_2\text{O}_3$ ,  $\text{MnO}_2$ ,  $\text{Mg}(\text{OH})_2$ ,  $\text{LiCl} \cdot \text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{Li}_2\text{CO}_3$ ,  $\text{GeO}_2$ ,  $\text{CuO}$ ,  $\text{PbO}$ ,  $\text{Bi}_2\text{O}_3$ . Наиболее высокой плотности ( $\rho_{\text{отн}} > 94\%$ ) удалось добиться при использовании смеси веществ-добавок (3 масс.%  $\text{PbO}$  + 2 масс.%  $\text{GeO}_2$ ) и сравнительно невысоких температурах спекания 953–973 К. В этой смеси оксидов образуется легкоплавкая эвтектика, которая способствует жидкофазному спеканию керамики.

Методом высокоскоростного электроимпульсного плазменного спекания при 1173 К также была получена керамика на основе фосфата цезия-магния. Этот метод основан на высокоскоростном нагреве образца и пресс-формы за счет пропуска последовательно миллисекундных импульсов постоянного электрического тока большой мощности. Он сочетает в себе такие факторы, как высокая скорость нагрева, вакуум и приложение к образцу гидростатического давления, положительное влияние каждого из которых на ускорение процесса спекания доказано применением в течение десятилетий [17]. Преимуществом этого метода, по сравнению с методом холодного прессования, является малое время процесса спекания и более высокая возможная плотность получаемой керамики. Плотность полученной керамики составила  $3.35 \text{ г/см}^3$  (относительная плотность 95.3%), микротвердость  $H_{\mu} = 1.50\text{--}1.97 \text{ ГПа}$ , коэффициент трещиностойкости  $K_{1c} = 0.45\text{--}0.52 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ . Анализ дилатометрической кривой спекания порошка  $\text{CsMgPO}_4$  показал, что усадка образца заканчивалась при 1123 К, время спекания составляло около 10 мин (рис. 4).

Для оценки гидролитической устойчивости полученной керамики проводили тест на выщелачивание в дистиллированной воде в статическом режиме при  $T = 293 \text{ К}$  в течение 28 суток. Скорость выхода цезия в жидкую фазу была максимальна в первые сутки исследования и быстро уменьшалась со временем. На 28 сутки скорость выщелачивания цезия из полученной ке-

рамики составила  $3 \cdot 10^{-4}$  г/см<sup>2</sup>·сут. Следует отметить, что для керамик аналогичного состава, полученных в ПО «Маяк» методами горячего и холодного прессования, скорости выщелачивания цезия составили  $10^{-5}$  и  $2 \cdot 10^{-4}$  г/см<sup>2</sup>·сут соответственно. Известно, что скорости выщелачивания цезия из различных видов стекол, применяемых для отверждения радиоактивных отходов, составляют  $10^{-4}$ – $10^{-6}$  г/см<sup>2</sup>·сут, скорость выщелачивания цезия из цементированных и битумированных форм  $\leq 10^{-3}$  г/см<sup>2</sup>·сут, а из керамики *Synroc D* составляет  $\sim 10^{-5}$  г/см<sup>2</sup>·сут [18]. Таким образом, по уровню гидролитической устойчивости каркасные фосфаты не уступают используемым в настоящее время матричным материалам.

### Выводы

Полученные в работе данные подтверждают возможность синтеза фосфата CsMgPO<sub>4</sub> со структурой типа β-тридимита при сравнительно невысоких температурах и перспективность его использования в промышленных условиях в виде отвержденной фазы, образующейся из технологических цезийсодержащих растворов, и применимой в качестве материала для цезиевых изотопных источников.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты №№ 11-03-00032, 13-03-97077).*

### Список литературы

1. Медведев Г.М., Ремизов М.Б., Дубков С.А. Исследование свойств фосфатных и борофосфатных стекол // Вопросы радиационной безопасности. 2004. № 2. С. 15–23.
2. Иванов И.А., Шатков В.М., Гулин А.Н. Диффузия радионуклидов в щелочных и алюмофосфатных стеклах // Радиохимия. 1986. № 3. С. 398–402.
3. Алой А.С., Трофименко А.В., Минаев А.А., Алдошин А.И., Сизов П.В. Фосфатные стекла с высоким содержанием цезия-137 для радиационной техники // Тез. докл. IV Рос. конф. «Радиохимия-2003», Озерск, 2003. С. 217.
4. Флейшер М. Словарь минеральных видов. М.: Мир, 1990. 206 с.
5. Mazzi F., Galli E., Gotfardi G. The crystal structure of tetragonal leucite // Amer. Mineral. 1976. V. 61. P. 108–115.
6. Roy R., Vance E.R., Alamo Y. [NZP], a new radiophase for ceramic nuclear waste forms // Mat. Res. Bull. 1982. V. 17. P. 585–589.
7. Асабина Е.А., Петьков В.И., Лошкарев В.Н., Родинов А.А., Китаев Д.Б. Фосфат цезия-дициркония. Синтез и теплофизические свойства // Радиохимия. 2006. Т. 48. № 3. С. 205–210.
8. Sheetz B.E., Agrawal D.K., Breval E., Roy R. Sodium zirconium phosphate (NZP) as a host structure for nuclear waste immobilization: A review // Waste Management. 1994. V. 14. № 6. P. 489–505.
9. Орлова А.И., Орлова В.А., Бучирин А.В., Бескровный А.И., Куражковская В.С. Цезий и его аналоги рубидий, калий в ромбоэдрических [тип NaZr<sub>2</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>3</sub>] и кубических (тип лангбейнита) фосфатах. 1. Кристаллохимические исследования // Радиохимия. 2005. Т. 47. № 3. С. 203–218.
10. Louër D., Moise V. et al. A powder diffraction study of M<sup>1</sup>BaIn<sub>2</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>3</sub> (M<sup>1</sup> = Na, K, Cs) with a langbeinite-type structure // Powder Diffract. 2002. V. 17. № 1. P. 1–6.
11. Зарипов А.Р., Слюнчев О.М., Орлова В.А. // Вопросы радиационной безопасности. 2006. № 2. С. 18.
12. Strutynska N.Yu., Zatonovskiy I.V., Baumer V.N., Slobodyanik N.S. // Acta Cryst. 2009. E65. P. i58.
13. Сандомирский П.А., Белов Н.В., Сигальская Ю.И. // Геохимия. 1980. № 10. С. 1509–1518.
14. Боровикова Е.Ю., Ксенофонтов Д.А., Кабалов Ю.К., Куражковская В.С., Стефанович С.Ю., Корчёмкин И.В., Асабина Е.А. Строение и взаимное превращение безводного и водного CsMgPO<sub>4</sub> // Кристаллография. 2012. Т. 57. № 4. С. 583–589.
15. Asabina E.A., Zaripov A.R., Pet'kov V.I., Markin A.V., Kir'yanov K.V., Smirnova N.N., Rovny S.I. Thermodynamic properties of caesium-magnesium monophosphate // J. Chem. Thermodyn. 2008. V. 40. № 4. P. 653–660.
16. Белоусов Р.И., Филатов С.К. Алгоритм расчета тензора и построения фигур коэффициентов теплового расширения в кристаллах // Физика и химия стекла. 2007. Т. 33. № 3. С. 377–382.
17. Munir Z.A., Anselmi-Tamburini U., Ohyanagi M. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: a review of the spark plasma sintering method // J. Mater. Sci. 2006. V. 41. P. 763–777.
18. Campbell J., Hoenig C., Bazan F., Ryerson F., Guinan M., Van Konynenburg R., Rozsa R. Properties of SYNROC-D Nuclear Waste Form: A State-of-the-Art Review. Livermore: Lawrence Livermore National Laboratory, 1981. 94 p.

## CESIUM IMMOBILIZATION IN β-TRIDYMITE TYPE PHOSPHATE CERAMICS

*I.V. Korchemkin, M.S. Boldin*

The synthesis of cesium containing β-tridymite type phosphate CsMgPO<sub>4</sub> has been carried out and its phase formation, thermal behavior and expansion have been studied. Single-phase stuffed CsMgPO<sub>4</sub>-based ceramics was obtained by cold pressing with sintering additives and spark plasma sintering at temperatures up to 1173 K. In both cases the relative ceramics density was more than 94%. Cesium leach rate from the ceramics obtained was  $3 \cdot 10^{-4}$  g·cm<sup>-2</sup>·d<sup>-1</sup>.

*Keywords:* β-tridymite structure type phosphates, ceramics, sintering, thermal expansion, nuclear fuel cycle wastes.

## References

1. Medvedev G.M., Remizov M.B., Dubkov S.A. Issledovanie svojstv fosfatnyh i bo-rofosfatnyh stekol // Voprosy radiacionnoj bezopasnosti. 2004. № 2. S. 15–23.
2. Ivanov I.A., Shatkov V.M., Gulin A.N. Dif-fuzija radionuklidov v shhelochnyh i aljumofosfatnyh steklah // Radiohimija. 1986. № 3. S. 398–402.
3. Aloj A.S., Trofimenko A.V., Minaev A.A., Aldoshin A.I., Sizov P.V. Fosfatnye stekla s vysokim sodержaniem cезija-137 dlja radiacionnoj tehniki // Tez. dokl. IV Ros. konf. «Radiohimija-2003», Ozersk, 2003. S. 217.
4. Flejsher M. Slovar' mineral'nyh vidov. M.: Mir, 1990. 206 s.
5. Mazzi F., Galli E., Gotfardi G. The crystal structure of tetragonal leucite // Amer. Mineral. 1976. V. 61. P. 108–115.
6. Roy R., Vance E.R., Alamo Y. [NZP], a new radiophase for ceramic nuclear waste forms // Mat. Res. Bull. 1982. V. 17. P. 585–589.
7. Asabina E.A., Pet'kov V.I., Loshkarev V.N., Rodinov A.A., Kitaev D.B. Fosfat cезija-dicir-konija. Sintez i teplofizicheskie svojstva // Radiohimija. 2006. T. 48. № 3. S. 205–210.
8. Sheetz B.E., Agrawal D.K., Breval E., Roy R. Sodium zirconium phosphate (NZP) as a host structure for nuclear waste immobilization: A review // Waste Management. 1994. V. 14. № 6. P. 489–505.
9. Orlova A.I., Orlova V.A., Buchirin A.V., Beskrovnyj A.I., Kurazhkovskaja V.S. Cезij i ego analogi rubidij, kalij v rombojedricheskih [tip  $\text{NaZr}_2(\text{PO}_4)_3$ ] i kubicheskikh (tip langbejnita) fosfatah. 1. Kristallohimicheskie issledovanija // Radiohimija. 2005. T. 47. № 3. S. 203–218.
10. Louër D., Moise V. et al. A powder diffraction study of  $\text{M}^1\text{BaIn}_2(\text{PO}_4)_3$  ( $\text{M}^1 = \text{Na}, \text{K}, \text{Cs}$ ) with a langbeinite-type structure // Powder Diffract. 2002. V. 17. № 1. P. 1–6.
11. Zaripov A.R., Sljunchev O.M., Orlova V.A. // Voprosy radiacionnoj bezopasnosti. 2006. № 2. S. 18.
12. Strutynska N.Yu., Zatovsky I.V., Baumer V.N., Slobodyanik N.S. // Acta Cryst. 2009. E65. P. i58.
13. Sandomirskij P.A., Belov N.V., Sigalvskaja Ju.I. // Geohimija. 1980. № 10. S. 1509–1518.
14. Borovikova E.Ju., Ksenofontov D.A., Kabalov Ju.K., Kurazhkovskaja V.S., Stefanovich S.Ju., Korchjomkin I.V., Asabina E.A. Stroenie i vzaimnoe prevrashhenie bezvodnogo i vodnogo  $\text{CsMgPO}_4$  // Kristallografija. 2012. T. 57. № 4. S. 583–589.
15. Asabina E.A., Zaripov A.R., Pet'kov V.I., Markin A.V., Kir'yanov K.V., Smirnova N.N., Rovny S.I. Thermodynamic properties of caesium-magnesium monophosphate // J. Chem. Thermodyn. 2008. V. 40. № 4. P. 653–660.
16. Belousov R.I., Filatov S.K. Algoritm rascheta tenzora i postroenija figur koeficientov teplovogo rashirenija v kristallah // Fizika i himija stekla. 2007. T. 33. № 3. S. 377–382.
17. Z.A., Anselmi-Tamburini U., Ohyanagi M. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: a review of the spark plasma sintering method // J. Mater. Sci. 2006. V. 41. P. 763–777.
18. Campbell J., Hoenig C., Bazan F., Ryerson F., Guinan M., Van Konynenburg R., Rozsa R. Properties of SYNROC-D Nuclear Waste Form: A State-of-the-Art Review. Livermore: Lawrence Livermore National Laboratory, 1981. 94 p.