

УДК 546.06

ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЕ ПЛАЗМЕННОЕ СПЕКАНИЕ МЕЛКОЗЕРНИСТОЙ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12} + MgO$ ДЛЯ ИНЕРТНЫХ ТОПЛИВНЫХ МАТРИЦ

© 2019 г. Л. С. Головкина¹, *, А. В. Нохрин¹, М. С. Болдин¹, Е. А. Ланцев¹,
А. И. Орлова¹, В. Н. Чувильдеев¹, А. А. Мурашов¹, Н. В. Сахаров¹

¹Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
Россия, 603950 Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23/3

*e-mail: golovkina_lyudmila@mail.ru

Поступила в редакцию 14.04.2018 г.

Исследована возможность получения методом электроимпульсного плазменного спекания высокоплотной (98.6–99.5%) композиционной керамики $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12} (YAG)-x MgO$ ($x = 5, 10, 20$ об. %). Порошковые композиции YAG-MgO получены путем осаждения из водного раствора нитрата магния $Mg(NO_3)_2$ фазы MgO на поверхность частиц граната. Показано, что интенсивность спекания композиций YAG-MgO при низких температурах контролируется процессом объемной диффузии, а при повышенных температурах – процессом зернограничной диффузии.

Ключевые слова: керамика, гранат, электроимпульсное плазменное спекание, микроструктура, диффузия

DOI: 10.1134/S0002337X18120047

ВВЕДЕНИЕ

Соединения на основе иттрий-алюминиевого граната (YAG) являются перспективными материалами для трансмутации минор-актинидов (МА) [1–4] благодаря возможности широкого изоморфизма (структура граната может включать катионы актинидов (в том числе Pu (IV)) и редкоземельных элементов (РЗЭ) [5, 6]). Важно также отметить, что керамики на основе YAG обладают высокой гидролитической и радиационной стабильностью [7, 8], что в перспективе позволяет решить одну из основных задач атомной энергетики, связанную с разработкой эффективных технологий обращения с запасами плутония и МА для создания инертных топливных матриц (ИТМ), за счет использования кристаллических минералоподобных соединений [1–3, 9–11].

Главными недостатками керамик на основе YAG (с точки зрения их применения для создания ИТМ) являются низкая теплопроводность (λ_{YAG} (300 К) = 8 Вт/(м К) [12]), твердость и трещиностойкость. Это вызывает появление микротрещин из-за неравномерного нагрева материала за счет радиогенного тепла, увеличение реакционной поверхности и, как следствие, снижение гидролитической стойкости керамик против выщелачивания Pu и РЗЭ. Все это приводит к ускоре-

нию процесса разрушения ИТМ и сокращению времени их эффективной работы. Для устранения этих недостатков в состав керамик вводят частицы второй фазы, обладающие высокой теплопроводностью и низким сечением захвата нейтронов.

Перспективным методом получения высокоплотных керамик является технология электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС) [4, 5, 13–16], которая позволяет получать керамики с высокой плотностью, что открывает новые возможности создания материалов различного назначения [4–6, 17], в том числе для получения высокоустойчивых минералоподобных керамик для иммобилизации высокоактивных компонентов радиоактивных отходов и трансмутации МА [6, 9–11, 17–19]. Основная идея метода ЭИПС состоит в высокоскоростном нагреве (до 2500°C/мин) порошковых материалов путем пропускания через оснастку и образец постоянного импульсного тока большой мощности с одновременным приложением давления.

Целью работы является получение методом ЭИПС композиционной керамики на основе YAG с добавлением оксида магния MgO, обладающего высоким коэффициентом теплопроводности (λ_{MgO} (300 К) = 59 Вт/(м К) [20]), а также

Таблица 1. Режимы спекания, плотность и характерные температуры спекания композиционных керамик на основе граната

Материал	Режимы ЭИПС				Плотность		Характерные температуры ЭИПС, °С*			L_{\max} , мм	$S_{\max} \times 10^2$, мм/с
	v_h , °С/мин	p , МПа	$t_{\text{ЭИПС}}$, °С	$\tau_{\text{ЭИПС}}$, мин	г/см ³	%	t_0	t_1	t_2		
YAG	100	85	1400	7	4.60	98.6	1010	1335	1390	2.04	1.50
YAG–5% MgO	100	85	1360	7	4.85	99.1	960	1240	1345	1.96	0.90
YAG–10% MgO	100	85	1400	7	4.82	99.5	940	1240	1325	2.95	1.31
YAG–20% MgO	100	85	1380	7	4.67	99.2	910	1235	1320	2.45	1.29

* Точность определения температур t_0 и t_1 составляет $\pm 10^\circ\text{C}$, температуры t_2 – $\pm 15^\circ\text{C}$.

исследование закономерностей ЭИПС керамики YAG–MgO, использование которой представляет интерес для ядерной энергетики.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

В качестве объекта исследования выступали порошки $\text{Y}_{2.5}\text{Nd}_{0.5}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (YAG) и порошковые композиции YAG–(5, 10 и 20 об. %)MgO.

Порошок YAG был получен методом соосаждения. Водный раствор, содержащий $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$, $\text{Nd}(\text{NO}_3)_3$ и $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$, смешивали с 5%-ным раствором аммиака. Полученную смесь нагревали для дегидратации при 90°C . Сухой остаток выдерживали при 300, 500, 800 и 1000°C в течение 10 ч на каждой стадии и механически диспергировали после каждого этапа термостатирования. Для получения композитов порошок YAG помещали в водный раствор нитрата магния $\text{Mg}(\text{NO}_3)_2$. Полученную суспензию выдерживали при постоянном перемешивании при температуре 100°C до полного удаления воды. Сухой остаток нагревали при 500°C на воздухе в течение 2 ч до полного завершения образования фазы MgO. Полученную смесь диспергировали с использованием лабораторной планетарной шаровой мельницы Pulverisette 6 в течение 2 ч. Сушка порошков после размола проводилась в течение 8 ч при температуре 70°C .

Керамику получали на установке Dr.Sinter model SPS-625. Порошки помещали в графитовую пресс-форму диаметром 12 мм и нагревали за счет пропускания миллисекундных импульсов постоянного электрического тока большой мощности (до 3 кА). Режимы спекания представлены в табл. 1.

Для измерения эффективной усадки при спекании ($L_{\text{эф}}$) использовался dilatометр, входящий

в состав установки Dr. Sinter model SPS-625. Истинная усадка (L) рассчитывалась путем вычитания вклада теплового расширения системы машина–образец (ΔL) из величины эффективной усадки $L_{\text{эф}}$. По полученным данным рассчитывалась зависимость скорости усадки от температуры нагрева $S(t)$, по которой определялись температура начала стадии активного спекания (t_0); температура t_1 , соответствующая максимальному значению скорости усадки $S_{\max} = S(t = t_1)$; и температура t_2 , соответствующая окончанию стадии активной усадки.

Фазовый состав керамик изучали методом рентгенофазового анализа (РФА) с использованием дифрактометра Shimadzu LabX XRD-6000. Для изучения микроструктуры образцов использовали растровый электронный микроскоп JEOL JSM-6495 с EDS-микроанализатором Oxford Instruments INCA 350. Плотность полученных керамик измеряли методом гидростатического взвешивания на весах Sartorius CPA.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Полученные порошки представляли собой легко разрушающиеся конгломераты размером от ~1 до ~10 мкм (см. рис. 1). Результаты электронно-микроскопического анализа свидетельствуют о том, что субмикронные частицы MgO синтезировались на поверхности частиц YAG (рис. 2).

По данным РФА (рис. 3), порошки YAG кристаллизуются в структурном типе граната (пр. гр. $Ia\bar{3}d$ (ICDD DataBase card no. 79-1891)). Результаты РФА показывают, что композиции YAG–MgO представлены фазами граната и оксида магния (ICDD DataBase card no. 75-0447, пр. гр. $Fm\bar{3}m$).

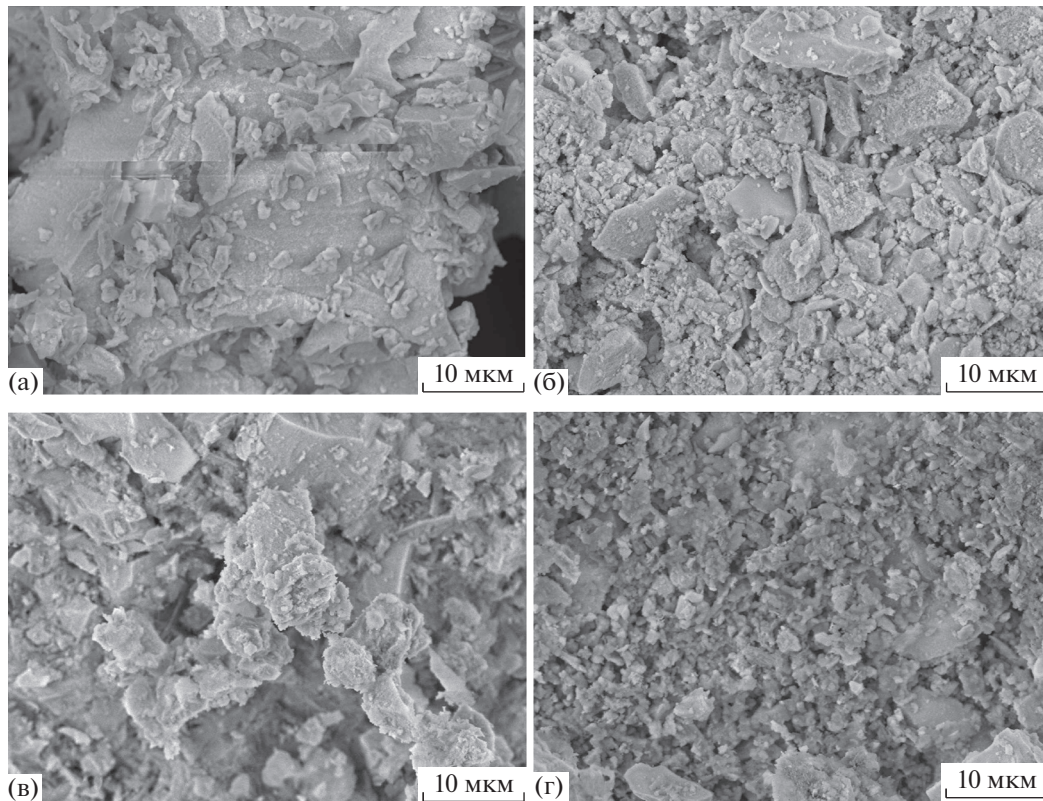


Рис. 1. Изображения микроструктуры конгломератов порошков граната $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ (а) и композиций $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$, содержащих 5 (б), 10 (в) и 20 об. % MgO (г): растровая электронная микроскопия; состояние после синтеза (до механического диспергирования (помола в планетарной мельнице)).

На рис. 4 представлены зависимости усадки и скорости усадки для исследуемых керамик. Из диаграммы спекания порошков YAG следует, что зависимости скорости усадки имеют четырехстадийный характер: стадия I ($t \leq t_0$), на которой усадка и скорость усадки практически не изменяются при повышении температуры нагрева; стадия II ($t_0 < t \leq t_1$), на которой наблюдается быстрое увеличение усадки и скорости усадки порошков YAG и YAG–MgO; стадия III ($t_1 < t \leq t_2$), на которой наблюдается быстрое уменьшение скорости нагрева; стадия IV ($t \geq t_2$), когда скорость усадки вновь перестает изменяться. Аналогичный характер $L(t)$ и $S(t)$ наблюдается при спекании композиционных керамик на основе граната с добавками MgO.

Из диаграмм спекания видно, что температура начала усадки t_0 для граната YAG составляет $1010 \pm 10^\circ\text{C}$, температура, соответствующая максимуму скорости усадки, составляет $t_1 = 1335 \pm 10^\circ\text{C}$, а температура, соответствующая окончанию стадии активной усадки, $t_2 = 1390 \pm 15^\circ\text{C}$ (см. табл. 1). При спекании композита YAG + 5% MgO наблюдается незначительное t_0 до $960 \pm 10^\circ\text{C}$, а харак-

терные температуры уменьшаются до $t_1 = 1240 \pm 10^\circ\text{C}$ и до $t_2 = 1345 \pm 15^\circ\text{C}$, соответственно. При дальнейшем увеличении содержания оксида магния до 20 об. % значения t_0 , t_1 и t_2 уменьшаются до 910 ± 10 , 1235 ± 10 и $1320 \pm 15^\circ\text{C}$ соответственно.

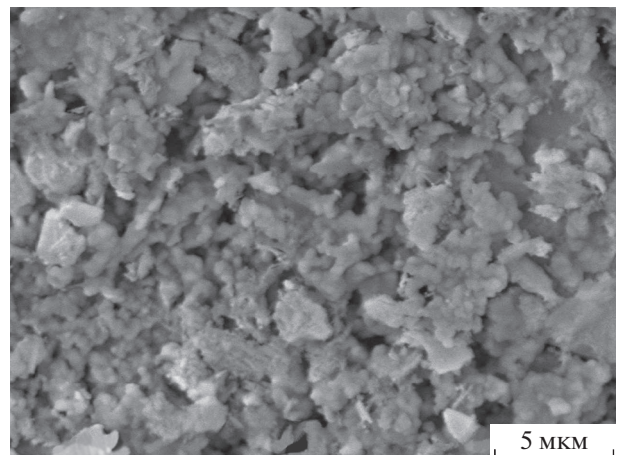


Рис. 2. Электронная микрофотография порошковой композиции YAG–20 об. % MgO после размолла.

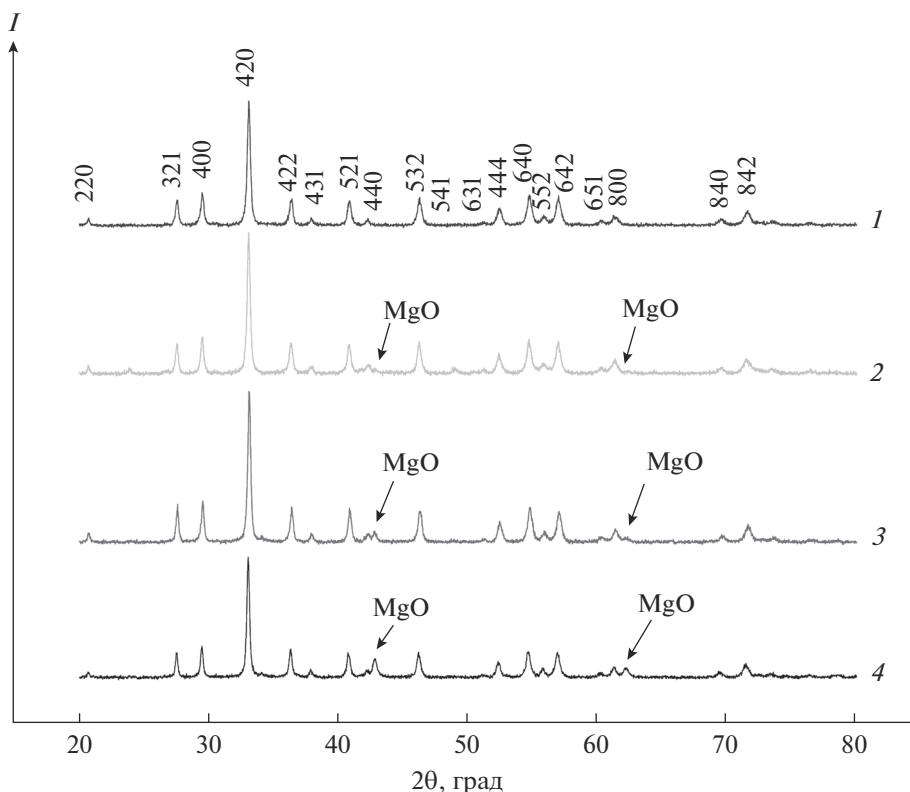


Рис. 3. Данные РФА порошков граната $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ (1), композиций YAG–5 об. % MgO (2), YAG–10 об. % MgO (3), YAG–20 об. % MgO (4).

Анализ результатов РФА показывает, что снижение характерных температур спекания для композиций YAG–MgO обусловлено образованием шпинели: согласно данным РФА (рис. 5), при ЭИПС происходит взаимодействие частиц YAG и MgO, в результате которого образуется шпинель состава $MgAl_2O_4$ (ICDD DataBase card no. 70-5187, пр. гр. $Fd\bar{3}m$), а также преобразование граната в форму с тетраэдрической кристаллической структурой (ICDD DataBase card no. 09-0310). Следует отметить, что это неожиданный результат, поскольку предполагается, что в условиях нагрева, близких к равновесным, образование шпинели в тройной системе Al_2O_3 – Y_2O_3 –MgO происходит при температурах более $1700^\circ C$ [21, 22]. Анализ возможных причин снижения температуры фазового перехода в условиях нестационарного высокоскоростного нагрева выходит за рамки настоящей работы.

Обобщение представленных в табл. 1 данных показывает, что при введении в гранат добавки MgO наблюдается незначительное повышение плотности – от 98.6 до 99.2–99.5%, а также повышение максимальной усадки $L_{max} = L(t = t_{ЭИПС})$ и максимальной скорости усадки $S_{max} = S(t = t_2)$.

Для сравнительного анализа кинетики спекания порошков граната и композитов YAG–MgO зависимости $L(t)$ были преобразованы в графики уплотнения $\rho/\rho_{th}t$, где ρ_{th} – теоретическая плотность керамики. Процедура пересчета подробно описана в [13, 23].

Зависимости $\rho/\rho_{th}(t)$ имеют трехстадийный характер, типичный для кривых уплотнения при спекании порошковых материалов. Ограничим дальнейший анализ зависимостей $\rho/\rho_{th}(t)$ рассмотрением стадии интенсивного уплотнения (область температур $t_1 < t_{ЭИПС} < t_2$). Величину энергии активации ЭИПС (Q_s) можно определить по углу наклона зависимости $\rho/\rho_{th}(T)$, представленной в двойных логарифмических координатах: $\ln(\ln[(\rho/\rho_{th})/(1 - \rho/\rho_{th})]) - T_m/T$, где $T_m = 2243$ К – температура плавления граната [24]. (Более подробно процедура расчета энергии спекания описана в работах [13, 23].

Анализ полученных результатов показывает, что температурная зависимость усадки порошков YAG в координатах $\ln(\ln[(\rho/\rho_{th})/(1 - \rho/\rho_{th})]) - T_m/T$ может быть интерполирована прямой линией, угол наклона которой составляет $\sim 35.5 \pm 2.5$ kT_m ($\sim 630 \pm 40$ кДж/моль) (см. рис. 6а). Полученные значения

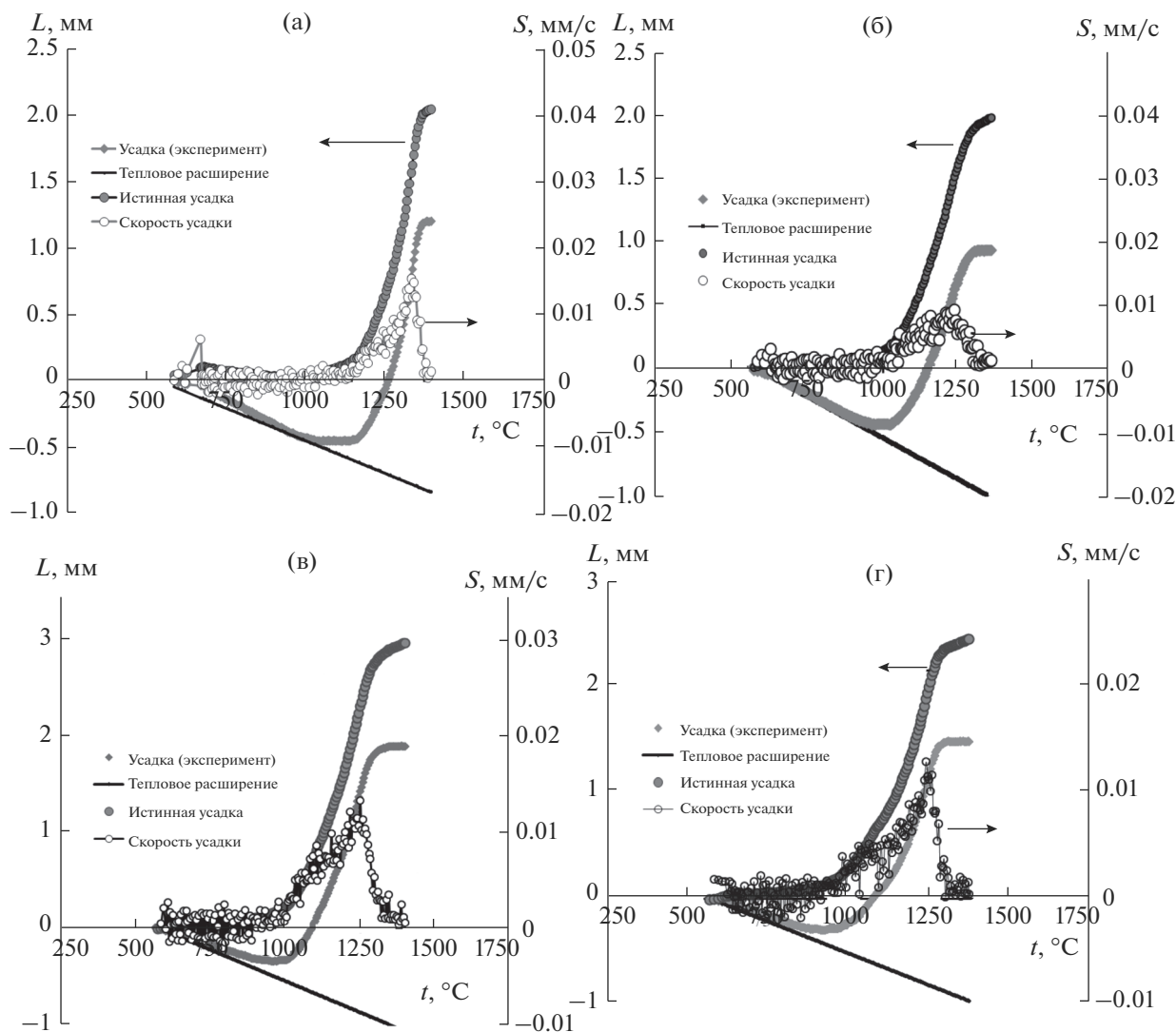


Рис. 4. Зависимости усадки и скорости усадки от температуры спекания керамики $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ (а) и композитов с содержанием 5 (б), 10 (в) и 20 об. % MgO (г).

Q_s близки к энергии активации самодиффузии кислорода в кристаллической решетке граната, величина которой лежит в интервале от 325 до 567 кДж/моль по данным [25, 26]).

Зависимости для композитов YAG–MgO в координатах $\ln[\ln[(\rho/\rho_{th})/(1 - \rho/\rho_{th})]] - T_m/T$ могут быть интерполированы двумя линиями с различными углами наклона (см. рис. 6б, 6в). В области “низких” температур величина энергии активации спекания композитов YAG–MgO составляет 31.0–34.7 kT_m и оказывается близка к энергии активации спекания чистого граната. Энергия активации в области “высоких” температур спекания оказывается существенно ниже и составляет 8.3–9.4 kT_m (~147–167 кДж/моль).

Сопоставление полученных значений с литературными данными показывает, что рассчитанные значения энергии активации уплотнения порошков YAG–MgO при повышенных температурах ЭИПС заметно меньше энергии активации ионов магния (360–384 кДж/моль [26, 27]) и кислорода O^{18} (404–439 кДж/моль [26–28]) в кристаллической решетке шпинели $MgAl_2O_4$, но близки к энергии активации зернограничной диффузии ионов магния (139.4–230.5 кДж/моль [26]) и кислорода (262.3 кДж/моль [26]) в оксиде магния MgO, а также близки к энергии активации зернограничной диффузии ионов кислорода O^{18} в шпинели $MgAl_2O_4$ ($Q_b = 264$ кДж/моль [29]).

Причиной снижения энергии активации спекания (Q_s) по сравнению с табличными значениями

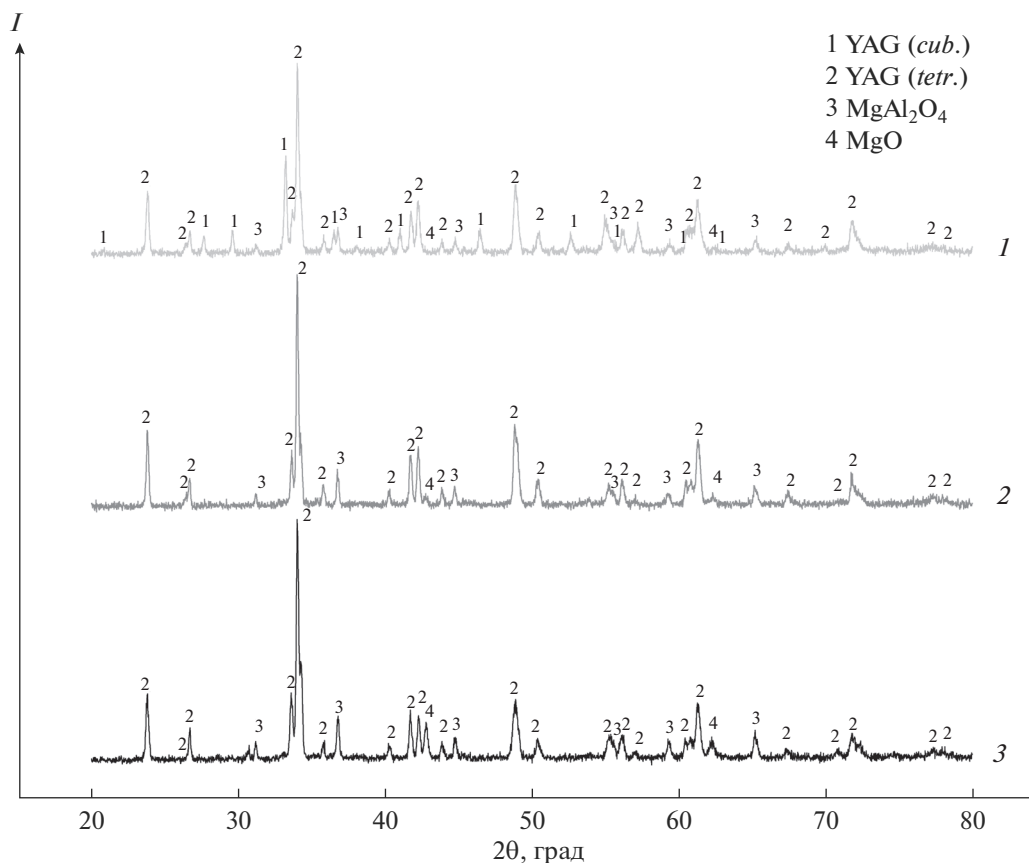


Рис. 5. Данные РФА композитов $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ –5% MgO (1), $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ –10% MgO (2), $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ –20% MgO (3).

ями энергии активации зернограничной диффузии может быть рост зерен, приводящий к повышению плотности дефектов на мигрирующих границах зерен мелкозернистых материалов [30]. Ранее данный эффект был подробно исследован при высокоскоростном ЭИПС нанопорошков карбида вольфрама [23].

Дополнительной причиной ускорения спекания могут быть внутренние напряжения, возникающие в композитах YAG–MgO вследствие различий в коэффициентах теплового расширения граната ($\alpha_{YAG} = 6.9 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ [31]) и шпинели $MgAl_2O_4$ ($\alpha_{MgAl} = 8.5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ [32]). При охлаждении спеченного композита YAG– $MgAl_2O_4$ средний размер частиц шпинели уменьшается на ~20% больше, чем размер частиц YAG. Это приводит к формированию внутренних полей напряжений, величина которых зависит от размера и формы частиц шпинели, а также их объемной доли. Положительное влияние внутренних напряжений на ускорение спекания керамик описано в работе [33].

Следует отметить, что энергия активации ЭИПС мелкозернистых композитов YAG–MgO оказывается меньше энергии обычного спекания крупнозернистых порошков шпинели: при температурах 1300–1500 $^\circ\text{C}$ Q_s составляет 485–494 кДж/моль и близка к энергии активации диффузии кислорода в решетке $MgAl_2O_4$ [34, 35].

Таким образом, кинетика ЭИПС мелкозернистого граната и композитов YAG–MgO в области низких температур лимитируется интенсивностью диффузии кислорода в решетке граната, а кинетика ЭИПС мелкозернистых композитов YAG–MgO при повышенных температурах – интенсивностью процесса зернограничной диффузии.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исследованы композиционные порошки состава $Y_{2.5}Nd_{0.5}Al_5O_{12}$ –(5, 10, 20 об. %) MgO, полученные методом соосаждения и последующего осаждения MgO из водного раствора нитрата магния $Mg(NO_3)_2$.

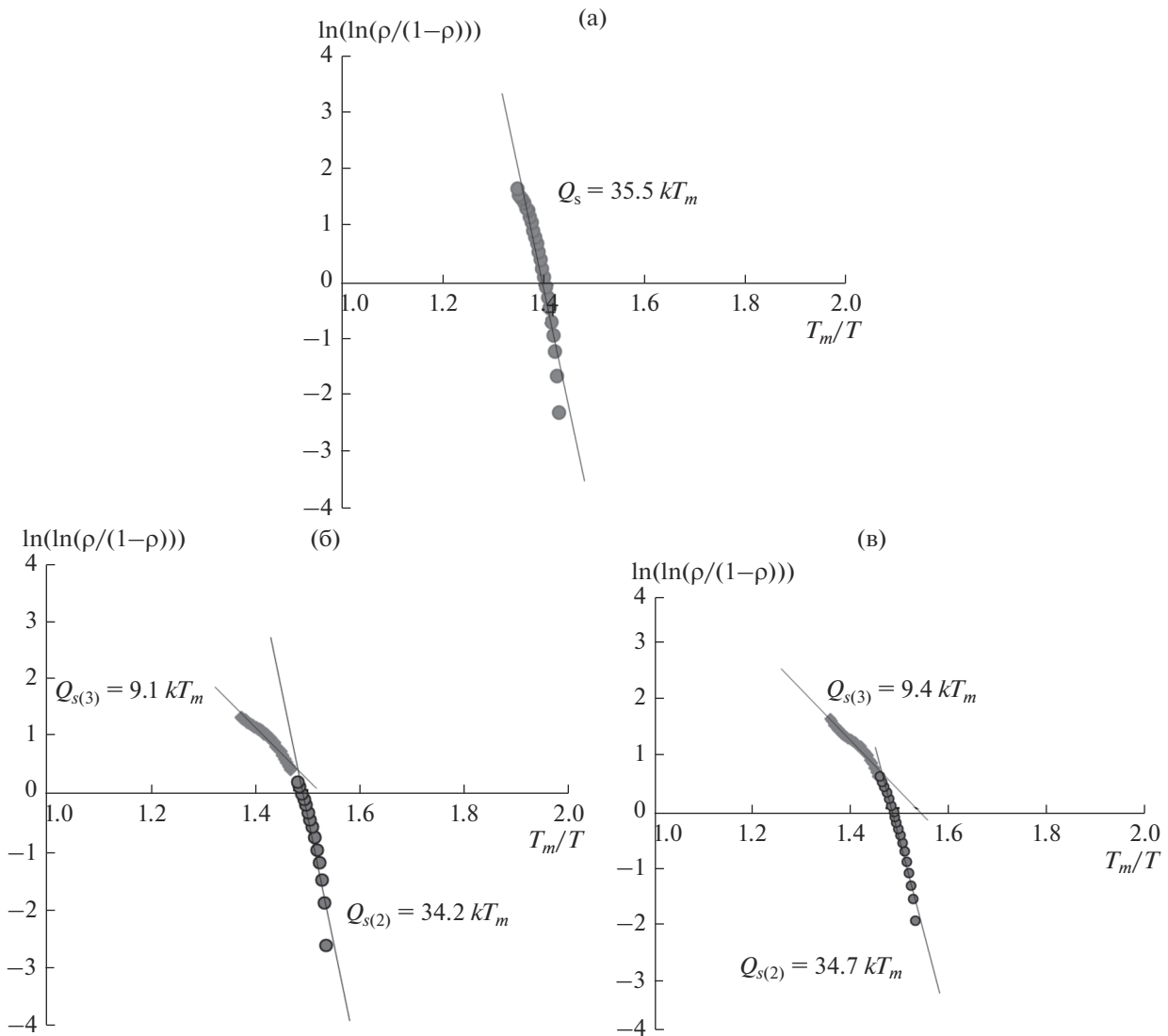


Рис. 6. Зависимости усадки в двойных логарифмических координатах $\ln(\ln(\rho/\rho_{th})/(1-\rho/\rho_{th})) - T_m/T$ для чистого граната (а), композитов YAG–5% MgO (б) и YAG–20% MgO (в).

Показано, что ЭИПС позволяет получить керамики YAG–MgO с плотностью 98–99%. Кинетика ЭИПС керамик и композитов при “низких” температурах лимитируется энергией активации диффузии атомов кислорода в решетке граната, а при “высоких” температурах – энергией активации зернограничной диффузии.

Установлено, что при повышении содержания MgO наблюдается уменьшение характерных температур ЭИПС: при увеличении содержания частиц MgO от 0 до 20 об. % температура начала усадки t_0 уменьшается от 1010 до 910°C, температура максимума скорости усадки t_1 – 1335 до 1255°C, а температура окончания стадии активной усадки t_2 уменьшается от 1390 до 1320°C. Продemonстрировано, что ускорение спекания при

введении в гранат добавки MgO обусловлено образованием шпинели состава $MgAl_2O_4$, а также полиморфным преобразованием кубической решетки граната в тетраэдрическую.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант № 16-13-10464).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Cocuaud N. et al.* Inert Matrices, Uranium-Free Plutonium Fuels and Americium Targets. Synthesis of CAPRA, SPIN and EFTTRA Studies // Proc. Conf. GLOBAL'97. Yokohama (Oct 5–10). 1997. P. 1044–1049.

2. *Chauvin N., Konings R.J., Matzke H.* Optimization of Inert Matrix Fuel Concepts for Americium Transmutation // *J. Nucl. Mater.* 1999. V. 274. № 1–2. P. 105–111.
3. *Neeft E.A.C., Bakker K., Schram R.P.C. et al.* The EFT-TRA-T3 Irradiation Experiment on Inert Matrix Fuels // *J. Nucl. Mater.* 2003. V. 320. № 1–2. P. 106–116.
4. *Golovkina L.S., Orlova A.I., Boldin M.S. et al.* Development of Composite Ceramic Materials with Improved Thermal Conductivity and Plasticity Based on Garnet-Type Oxide // *J. Nucl. Mater.* 2017. V. 489. P. 158–163.
5. *Potanina E., Golovkina L., Orlova A. et al.* Lanthanide (Nd, Gd) Compounds with Garnet and Monazite Structures. Powders Synthesis by “Wet” Chemistry to Sintering Ceramics by Spark Plasma Sintering // *J. Nucl. Mater.* 2016. V. 473. P. 93–98.
6. *Golovkina L.S., Orlova A.I., Nokhrin A.V. et al.* Ceramics Based on Yttrium Aluminum Garnet Containing Nd and Sm Obtained by Spark Plasma Sintering // *Adv. Ceram. Sci. Eng.* 2013. V. 2. № 4. P. 161–165.
7. *Томилини С.В., Лизин А.А., Лукиных А.Н. и др.* Радиационная и химическая устойчивость алюмоиттриевого граната // *Радиохимия.* 2011. Т. 53. № 2. С. 162–165.
8. *Лившиц Т.С., Лизин А.А., Джанг Д. и др.* Аморфизация редкоземельных алюминатных гранатов при ионном облучении и распаде примеси ^{244}Cm // *Геология рудных месторождений.* 2010. Т. 52. № 4. С. 297–309.
9. *Gregg D.J., Karatchevtseva I., Triani G. et al.* The thermophysical Properties of Calcium and Barium Zirconium Phosphate // *J. Nucl. Mater.* 2013. V. 441. P. 203–210.
10. *Ryu H.J., Lee Y.W., Cha S.I. et al.* Sintering Behaviour and Microstructures of Carbides and Nitrides for the Inert Matrix Fuel by Spark Plasma Sintering // *J. Nucl. Mater.* 2006. V. 352. P. 341–348.
11. *Kamel N., Ait-Amar H., Kamel Z. et al.* On the Basic Properties of an Iron-Based Simulated Cermet Inert Matrix Fuel, Synthesized by a Dry Route in Oxidizing Conditions // *Progr. Nucl. Eng.* 2006. V. 48. P. 590–598.
12. *Wang B., Jiang H., Jia X. et al.* Thermal Conductivity of Doped YAG and GGG Laser Crystal // *Front. Opt. China.* 2008. V. 1. № 1–2. P. 138–141.
13. *Чувильдеев В.Н., Болдин М.С., Дятлова Я.Г. и др.* Сравнительное исследование горячего прессования и искрового плазменного спекания порошков $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2\text{--Ti(C,N)}$ // *Неорган. материалы.* 2015. Т. 51. № 10. С. 1128–1134.
14. *Chuvildeev V.N., Boldin M.S., Nokhrin A.V., Popov A.A.* Advanced Materials Obtained by Spark Plasma Sintering // *Acta Astron.* 2017. V. 135. P. 192–197.
15. *Tokita M.* Spark Plasma Sintering (SPS) Method, Systems, and Applications // *Handbook of Advanced Ceramics.* Academic Press, 2013. P. 1149–1177.
16. *Chuvildeev V.N., Panov D.V., Boldin M.S. et al.* Structure and Properties of Advanced Materials Obtained by Spark Plasma Sintering // *Acta Astron.* 2015. V. 109. P. 172–176.
17. *Орлова А.И., Корытцева А.К., Канунов А.Е. и др.* Высокоскоростное электроимпульсное спекание керамических материалов на основе фосфатов со структурой $\text{NaZr}_2(\text{PO}_4)_3$ // *Неорган. материалы.* 2012. Т. 48. № 3. С. 372–377.
18. *Golovkina L.S., Orlova A.I., Chuvildeev V.N. et al.* Spark Plasma Sintering of High-Density Fine-Grained $\text{Y}_{2.5}\text{Nd}_{0.5}\text{Al}_5\text{O}_{12} + \text{SiC}$ Composite Ceramics // *Mater. Res. Bull.* 2018. V. 103. P. 211–215.
19. *Golovkina L.S., Orlova A.I., Nokhrin A.V. et al.* Spark Plasma Sintering of Fine-Grain Ceramic-Metal Composites Based on Garnet-Structure Oxide $\text{Y}_{2.5}\text{Nd}_{0.5}\text{Al}_5\text{O}_{12}$ for Inert Matrix Fuel // *Mater. Chem. Phys.* 2018. V. 214. P. 516–526.
20. *Шелудяк Ю.Е., Каушоров Л.Я., Малинин А.А. и др.* Теплофизические свойства компонентов горючих систем. М., 1992. 184 с.
21. *Михайлов Г.Г., Макровец Л.А., Смирнов Л.А.* Термодинамика процессов взаимодействия магния, алюминия, углерода и иттрия с кислородом в расплаве на основе // *Вестн. ЮУрГУ. Сер. Metallurgy.* 2016. Т. 16. № 3. С. 5–10.
22. *Adylov G.T., Mansurova E.P., Sigalov L.M.* Phase relations in air // *Dokl. Akad. Nauk USSR.* 1988. № 4. P. 29–31.
23. *Chuvildeev V.N., Blagoveshchenskiy Yu.V., Nokhrin A.V. et al.* Spark Plasma Sintering of Tungsten Carbide Nanopowders Obtained through DC arc Plasma Synthesis // *J. Alloys. Compd.* 2017. V. 708. P. 547–561.
24. *Андреевский А.Р., Спивак И.И.* Прочность тугоплавких соединений и материалов на их основе. Справ. изд. Челябинск: Metallurgy, 1989. 368 с.
25. *Haneda H., Miyazawa Y., Shirasaki S.* Oxygen Diffusion in Single Crystal Yttrium Aluminum Garnet // *J. Cryst. Growth.* 1984. V. 68. № 2. P. 581–588.
26. *Diffusion in Non-Metallic Solids (Part 1) / Ed. Beke D.L.* Landolt-Börnstein—Group III Condensed Mater. 1999. V. 33B1.
27. *Reddy K.P.R., Cooper A.R.* Oxygen Diffusion in Magnesium Aluminate Spinel // *J. Am. Ceram. Soc.* 1981. V. 64. № 6. P. 368–371.
28. *Ando K., Oishi Y.* Self-Diffusion Coefficients of Oxygen Ion in Single Crystals of $\text{MgO} \cdot n \text{Al}_2\text{O}_3$ spinels // *J. Chem. Phys.* 1974. V. 61. № 2. P. 625–629.
29. *Фрос Г.Дж., Эшби М.Ф.* Карты механизмов деформации. Челябинск: Metallurgy, 1989. 328 с.
30. *Нохрин А.В.* Эффект ускорения зернограничной диффузии при рекристаллизации в субмикросталлических металлах и сплавах, полученных методом интенсивного пластического деформирования // *Письма в ЖТФ.* 2012. Т. 38. № 13. С. 70–79.
31. *Foster J.D., Osterink L.M.* Index of Refraction and Expansion Thermal Coefficients of Nd:YAG // *Appl. Opt.* 1968. V. 7. P. 2428–2429.
32. *Kaprálik I.* Thermal Expansion of Spinel MgCr_2O_4 , MgAl_2O_4 and MgFe_2O_4 // *Chem. Zvesti.* 1969. V. 23. P. 665–670.
33. *Pelleg J.* Diffusion in Ceramics. Series “Solid Mechanics and Its Applications”. Switzerland: Springer, 2016. V. 221. 464 p.
34. *Bratton R.J.* Initial Sintering Kinetics of MgAl_2O_4 // *J. Am. Ceram. Soc.* 1969. V. 52. № 8. P. 417–419.
35. *Bratton R.J.* Sintering and Grain-Growth Kinetics of MgAl_2O_4 // *J. Am. Ceram. Soc.* 1971. V. 54. Iss. № 3. P. 141–143.