



УДК 666.3

К. Е. Лукьяшин, В. А. Шитов, А. И. Медведев,
А. В. Ищенко В. С. Шевелев, Б. В. Шульгин

Се:YAG керамика: влияние особенностей технологии синтеза на люминесцентные и оптические свойства

Рассмотрено влияние на люминесцентные и оптические характеристики параметров синтеза оптических керамик на основе алюмоиттриевого граната (YAG) с церием, синтезированных двумя способами. Прозрачность образцов размером $\varnothing 10 \times 2$ мм составила от 60 до 81 % в области 500–900 нм. Исследовано влияние промежуточных стадий синтеза на оптические характеристики образцов и конечную концентрацию активатора Ce^{3+} в матрице керамики YAG.

Ключевые слова: керамика, YAG, гранат, церий, синтез, сцинтиллятор.

Введение

Большинство сцинтилляционных материалов, используемых в детекторах ионизирующего излучения, применяется в монокристаллической форме. Известно, что выращивание сцинтилляционных кристаллов с высокой температурой плавления – трудоемкий и дорогостоящий процесс [1]. Одним из перспективных подходов является замена монокристаллов керамическими материалами, например на основе алюмоиттриевого граната $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, активированных Се (Се:YAG), исследование которых ведется достаточно давно [2, 3]. Благодаря своим уникальным сцинтилляционным свойствам данный материал применяется в качестве детектора рентгеновского и мягкого гамма-излучения [4, 5] и характеризуется высокой эффективностью, механической и термической устойчивостью. Показано потенциальное применение Се:YAG в качестве люминофора для визуализации рентгеновских изображений [6, 7].

В отличие от технологий создания монокристаллических материалов керамическая технология предлагает возможность изготовления высокопрозрачных и крупноразмерных образцов (в том числе и на основе YAG) при более низких температурах синтеза с однородным или контролируемым градиентным распределением ионов активатора [8, 9], что является ее несомненным преимуществом. Однако сегодня технологические особенности создания прозрачных керамических материалов еще остаются предметом активного изучения.

В настоящей работе представлены результаты исследований зависимости оптических и люминесцентных свойств алюмоиттриевого граната $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, активированного ионами церия Ce^{3+} с концентрацией 0,1 и 1 ат. % (Ce^{3+} :YAG), от особенностей технологии синтеза.

Приготовление образцов

Технологическая карта, по которой проводился синтез керамик, приведена в табл. 1. Керамические образцы Ce^{3+} :YAG синтезировались из нанопорошков Al_2O_3 , Y_2O_3 , 1 ат. % Ce^{3+} : Y_2O_3 диаметром порядка 10–15 нм собственного производства, полученных методом лазерной абляции мишени [10]. В качестве исходных грубых порошков были взяты коммерческие порошки с чистотой > 99,99 %. Порошки синтезировались в метастабильных фазах, и для их перевода в основные фазы осуществлялись атмосферные отжиги в муфельных электропечах с карбидкремневыми нагревателями при температуре 1200 и 900 °С в течение 3 ч для нанопорошков Al_2O_3 и Y_2O_3 , 1 ат. % Ce^{3+} : Y_2O_3 соответственно. Для синтеза Ce^{3+} :YAG с необходимой концентрацией церия брали нанопорошки Al_2O_3 , Y_2O_3 , 1 ат. % Ce^{3+} : Y_2O_3 в необходимой стехиометрической пропорции. Смешивание нанопорошков проводилось на шаровой мельнице с наклонной осью в пластиковой емкости в среде этилового спирта в течение 48 ч. Массовое соотношение порошок : шары : спирт составляло 1 : 4 : 8. В качестве спекающей добавки во время смешивания порошков добавляли 0,5 масс. % ТЕОС (тетраэтоксисилан). Далее смесь выпаривалась в ротационном вакуумном испарителе и осуществлялся атмосферный отжиг при температуре 600 °С в течение 3 ч для удаления остатков спирта.

© Лукьяшин К. Е., Шитов В. А., Медведев А. И., Ищенко А. В., Шевелев В. С., Шульгин Б. В., 2019



Таблица 1

Технологическая карта синтеза керамики

Технологическая операция	Номер образца					
	№ 2420	№ 2405	№ 2421	№ 2406	№ 1854	№ 1851
Содержание Се, ат. %	0,1	1	0,1	1	0,1	1
Способ приготовления	Первый			Второй		
Сырье Al_2O_3 , Y_2O_3 , CeO_2 с чистотой > 99,99 %	Есть					
Синтез нанопорошков Al_2O_3 и Y_2O_3 , 1 ат. % $Ce^{3+}:Y_2O_3$ (10–15 нм) [10]	Есть					
Атмосферный отжиг нанопорошка: 1200 °C/3 ч оксид алюминия и 900 °C/3 ч оксид иттрия	Есть					
Смешивание (Y+Ce):(Al) = 3:5 (48 ч) в C_2H_5OH	Есть					
Спекающая добавка 0,5 мас. % ТЕОС (C_2H_5O) ₄ Si (0,14 мас. % SiO_2)	Есть					
Выпаривание смеси	Есть					
Атмосферный отжиг	600 °C/3 ч					
Брикетирование	Нет	Нет	Нет	Нет	Есть, 20 %	Есть, 20 %
Просеивание через сито	200 меш	200 меш	200 меш	200 меш	Нет	Нет
Синтез YAG	Нет	Нет	Нет	Нет	1200 °C/3 ч	1200 °C/3 ч
Помол брикетов в этиловом спирте	Нет	Нет	Нет	Нет	Есть	Есть
Выпаривание	Нет	Нет	Нет	Нет	Есть	Есть
Атмосферный отжиг 600 °C/3 ч	Нет	Нет	Есть	Есть	Есть	Есть
Холодное одноосное прессование, МПа	200					
Атмосферный отжиг	800 °C/3 ч					
Вакуумный синтез	1700 °C/~20 ч (или 1780 °C/~20 ч)					
Атмосферный отжиг	1300 °C/5 ч					
Оптическая полировка	Есть					

Смеси порошков прессовали в компакты методом одноосного статического прессования давлением 200 МПа в металлической пресс-форме с рабочим диаметром 14 мм до плотности 40–50 % от теоретической плотности YAG (4,55 г/см³). Для удаления органических примесей керамики смеси порошков отжигались в воздушной атмосфере при температуре 800 °C в течение 3 ч. Спекание компактов проводилось в высоковакуумной электропечи с графитовыми нагревателями при давлении $5 \cdot 10^{-5}$ мбар и температуре 1700–1780 °C в течение 20 ч [1]. После вакуумного спекания образцы имели черный цвет из-за дефицита кислорода в структуре. Для восполнения дефицита образцы отжигались в воздушной атмосфере при температуре 1300 °C в течение 5 ч.

В рамках этой процедуры образцы синтезировались двумя различными способами. Принципиальное различие между ними заклю-

чается в синтезе основной фазы алюмоиттриевого граната: непосредственно во время спекания (первый способ) и до спекания (второй способ). При применении первого способа смесь порошков после отжига дополнительно просеивается через сито 200 меш и затем отжигается (образцы № 2406 – 1 ат. % Се, № 2421 – 0,1 ат. % Се), либо не отжигается (образцы № 2405 – 1 ат. % Се, № 2420 – 0,1 ат. % Се) в воздушной атмосфере при температуре 600 °C в течение 3 ч для удаления органических примесей. При этом температура вакуумного спекания составляла 1700 °C в течение 20 ч.

При использовании второго способа еще до спекания (образцы № 1851 – 1 ат. % Се, № 1854 – 0,1 ат. % Се) смесь порошков после отжига переводилась в YAG в виде брикетов плотностью 20 % от теоретической плотности при температуре 1200 °C в течение 3 ч в атмосферной печи. Далее брикеты дробились и из-

мельчались, как и при процедуре смешивания порошков. При этом температура вакуумного спекания составляла 1780 °С в течение 20 ч. Далее керамики шлифовались и полировались с использованием полировального круга и алмазных паст (при чистовой полировке использовалась паста АСМ 1/0) по отработанной технологии. Контроль качества поверхности осуществлялся на оптическом микроскопе (BX51TRF-5, Olympus Corp., Япония). В основе синтеза данной керамики – способы, которыми авторы получали оптическую керамику ранее [8, 11].

Эксперимент

Измерения площади поверхности порошков (BET-анализ) были проведены на автоматизированном газовом адсорбционном анализаторе (TriStar 3000, Micromeritics Instrument Corporation, США). Структуры порошка и

синтезированной керамики были определены методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре D8 Discover GADDS, Bruker AXS, Германия. Морфология поверхностей керамик изучена с применением оптического микроскопа BX51TRF-5, Olympus Corp., Япония. Оптические характеристики синтезированных керамических образцов $\text{Ce}^{3+}:\text{YAG}$ измерены на двухлучевом оптическом спектрофотометре Shimadzu UV-2450 (200–900 нм). Спектры рентгенолюминесценции (РЛ) измерены на установке на основе монохроматора МДР-23 с рентгеновским источником УРС-1,0 (W-анод, 20 кВ, 14 мА) и ФЭУ-106.

Результаты и их обсуждение

В результате синтеза были получены шесть образцов ($\text{Ø}10 \times 2$ мм) с концентрацией допанта Ce^{3+} 0,1 и 1 ат. % (рис. 1). Образцы харак-

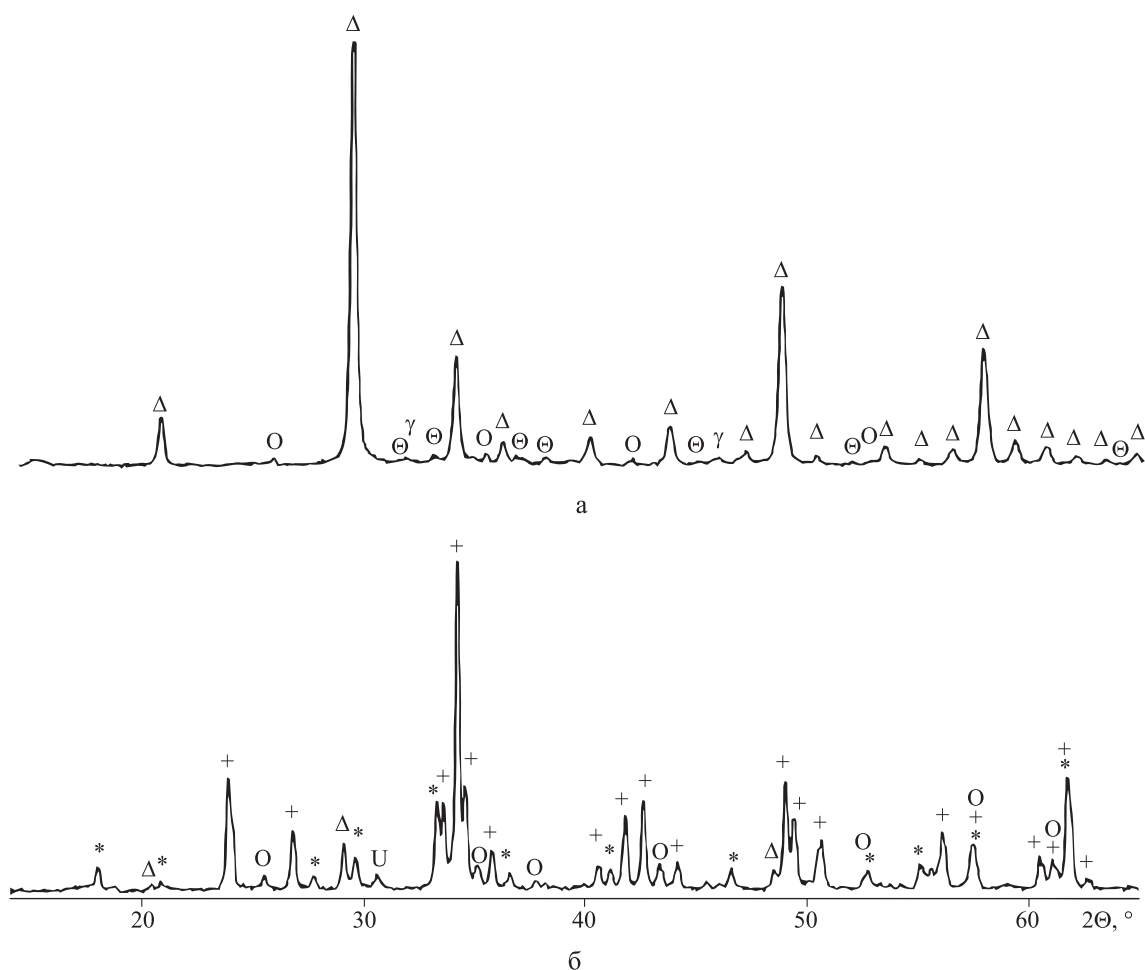


Рис. 2. Рентгенограммы РФА компактов (а – первый способ; б – второй способ) и керамик γ – Al_2O_3 кубическая γ -фаза; + – YAlO_3 орторомбический;

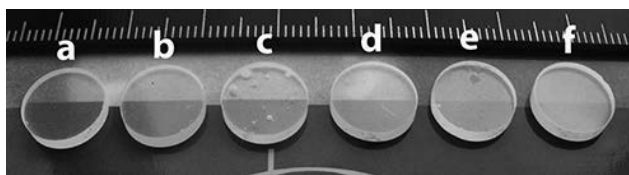


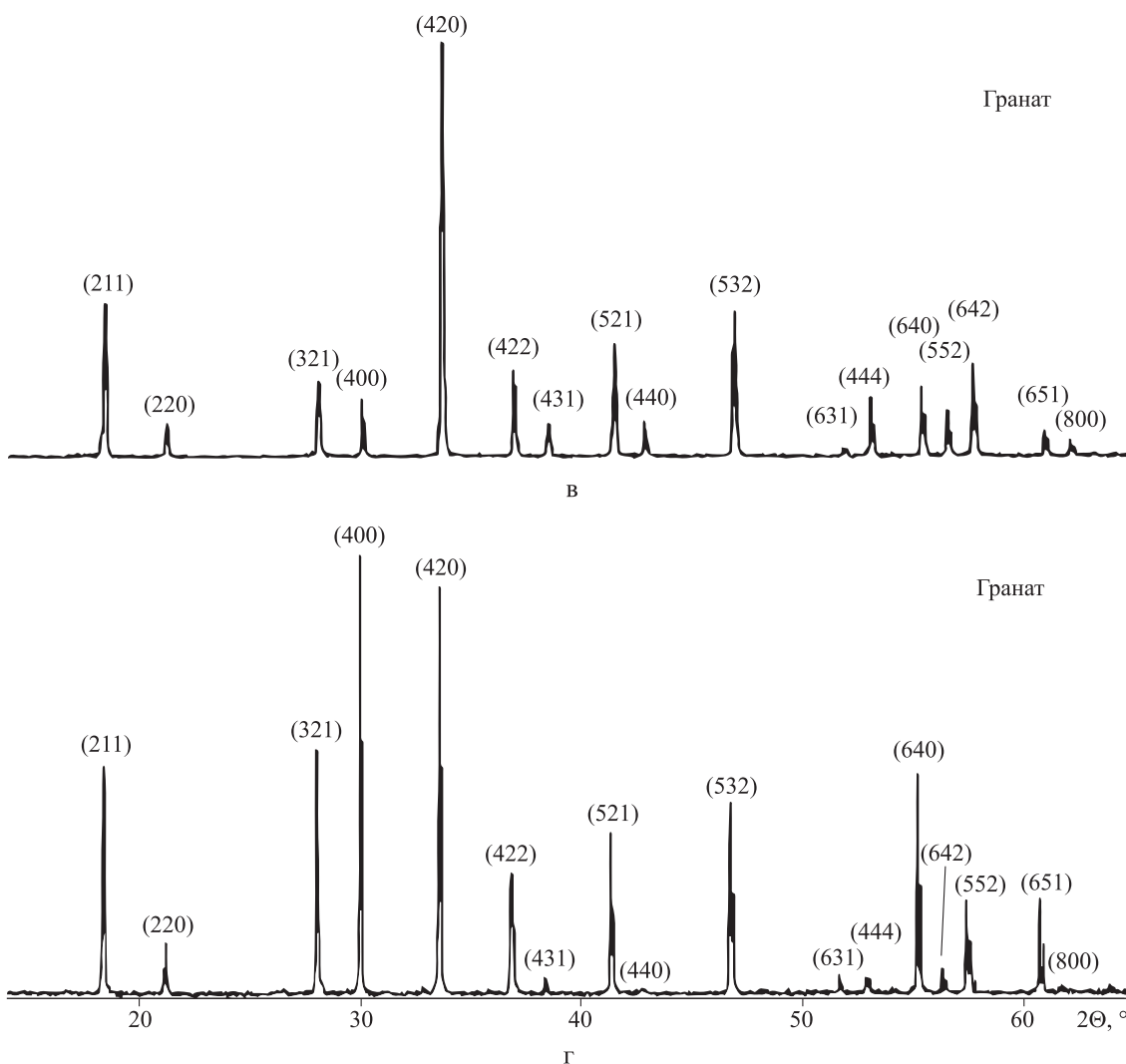
Рис. 1. Фотографии образцов $Ce^{3+}:YAG$ керамик:
 а – № 2420 – 0,1 ат. % Се; б – № 2405 – 1 ат. % Се;
 в – № 2421 – 0,1 ат. %; г – № 2406 – 1 ат. % Се;
 д – № 1854 – 0,1 ат. % Се; е – № 1851 – 1 ат. % Се

теризуются яркой желтой окраской и высокой прозрачностью [11].

В данной работе, как уже упоминалось ранее, принципиальное различие между способами заключается в синтезе основной фазы алюмоиттриевого граната из порошков оксидов иттрия и алюминия: непосредственно во время спекания (первый способ) и до спекания (второй способ). Это различие наглядно

можно наблюдать на рентгенограммах РФА компактов: первый способ показан на рис. 2, а, второй – на рис. 2, б.

При использовании первого способа компакт был отожжен при 800 °С в течение 10 ч. По технологии для удаления органики предусмотрен отжиг в течение 3 ч, но для точного фиксирования отсутствия реакций между оксидом иттрия и алюминия время было увеличено до 10 ч. В результате проведения исследований не было обнаружено реакций между оксидами (см. рис. 2, а). При этом РФА показывает наличие кубической фазы Y_2O_3 в количестве 60 вес. % и средних размеров кристаллитов (ОКР) = 43 (5) нм, наличие различных фаз оксида алюминия: корунд ромбоэдрический в количестве 10 вес. % и ОКР = 48 (10) нм, моноклинную θ -фазу Al_2O_3 в



(в – первый способ, г – второй способ): Δ – Y_2O_3 кубический; O – корунд; Θ – Al_2O_3 моноклинная θ -фаза;
 * – гранат; U – неустановленная кристаллическая фаза



количестве 20 вес. % и ОКР = 22 (2) нм, кубическую θ -фазу Al_2O_3 в количестве 10 вес. % и ОКР = 29 (3) нм. Наличие большого количества различных фаз оксида алюминия вызвано предварительными отжигами нанопорошка и компакта.

При применении второго способа компакт был также отожжен при 800 °С в течение 10 ч. Согласно данным РФА (см. рис. 2, б), он содержит следующие фазы: орторомбическую фазу перовскита $YAlO_3$ в количестве 65 вес. % и ОКР = 90 (20) нм, ромбоэдрический корунд в количестве 17 вес. % и ОКР = 70 (10) нм, кубический гранат $Y_3Al_5O_{12}$ в количестве 14 вес. % и ОКР = 78 (6) нм, кубический Y_2O_3 в количестве 4 вес. % и ОКР = 54 (6) нм, неустановленную кристаллическую фазу, содержание < 1 вес. %. Вероятно, это одна из модификаций оксида алюминия. Из РФА (см. рис. 2, б) видно, что исходный компакт был получен из уже прореагировавших оксидных порошков, которые образовали необходимую фазу кубического граната $Y_3Al_5O_{12}$ и промежуточную орторомбическую фазу перовскита $YAlO_3$. Кроме того, обнаружено, что часть исходного материала (оксидные порошки иттрия и алюминия) так и не прореагировала.

В результате использования обоих способов после вакуумного спекания были синтезированы керамики со 100%-ной фазой YAG , что подтверждается типичными рентгенограммами РФА (см. рис. 2, в, г). 100%-ной фазой YAG обладали все исследуемые керамики.

Важным этапом синтеза керамики является прессование порошка, поэтому стоит отметить, что уплотняемость нанопорошков при одних и тех же давлениях прессования (в данном случае 200 МПа) заметно отличается. Так, например, для первого способа плотность компакта составила порядка 2,02 г/см³ (44,4 % от плотности YAG), для второго способа – 2,18 г/см³ (47,9 % от плотности YAG). Порошки во втором случае были более грубыми после прокалики и помола, чем исходные нанопорошки при первом подходе. Проблема уплотняемости нанопорошков существует, и ее исследуют [12, 13]: чем меньше размер частиц, тем хуже они прессуются. Исходная плотность частиц порошка не может не сказываться на конечных характеристиках оптических керамик.

Кроме того, конечная дисперсность частиц учитывалась при выборе соответствующей температуры синтеза YAG . Для первого способа была выбрана температура 1700 °С, так как использовался мелкий порошок, более активный с точки зрения спекания за счет более развитой удельной поверхности частиц. Для второго способа была выбрана температура 1780 °С, так как порошок был более грубый даже после размола вследствие агломерации частиц и фазовых превращений. Согласно данным *BET*-анализа, у порошков, использованных в первом способе (перед этапом прессования), удельная поверхность оксида иттрия – 17,92 м²/г, оксида алюминия – 57,5 м²/г, во втором способе (перед этапом прессования) удельная поверхность частиц составила 11,7 м²/г. Данные *BET*-анализа порошков согласуются с ОКР РФА, приведенными выше (см. рис. 2, а, б), где ОКР фаз материалов в компакте значительно больше размеров частиц исходных нанопорошков. Для исследования микроструктуры (рис. 3) грани керамик были отполированы, а затем подвергнуты термотравлению на воздухе при температуре 1350 °С в течение 5 ч. Исследования показали, что средние размеры кристаллитов керамик не зависят от способа получения. Зависимость наблюдается в образцах с различной концентрацией ионов Ce^{3+} (см. рис. 3). Средний размер кристаллитов уменьшается с 24–27 мкм (0,1 ат. % Ce) до 17 мкм (1 ат. % Ce).

Спектры оптического поглощения и пропускания исследуемых образцов представлены на рис. 4, а и 4, б соответственно. На спектрах наблюдаются ярко выраженные полосы поглощения с максимумами в районе 228, 260, 304, 338 и 457 нм, связанные с $4f \rightarrow 5d$ -переходами в ионах Ce^{3+} .

Как видно по спектрам оптического поглощения (см. рис. 4, а), интенсивность вышеуказанных полос поглощения образцов, синтезированных в рамках одного способа, существенно зависит от концентрации активатора. Однако интенсивность полос поглощения у образцов с одинаковой расчетной концентрацией активатора, но синтезированных разными способами, отличается (например, спектры для образцов № 2420, 2421 (первый способ синтеза) и № 1854 (второй способ синтеза),

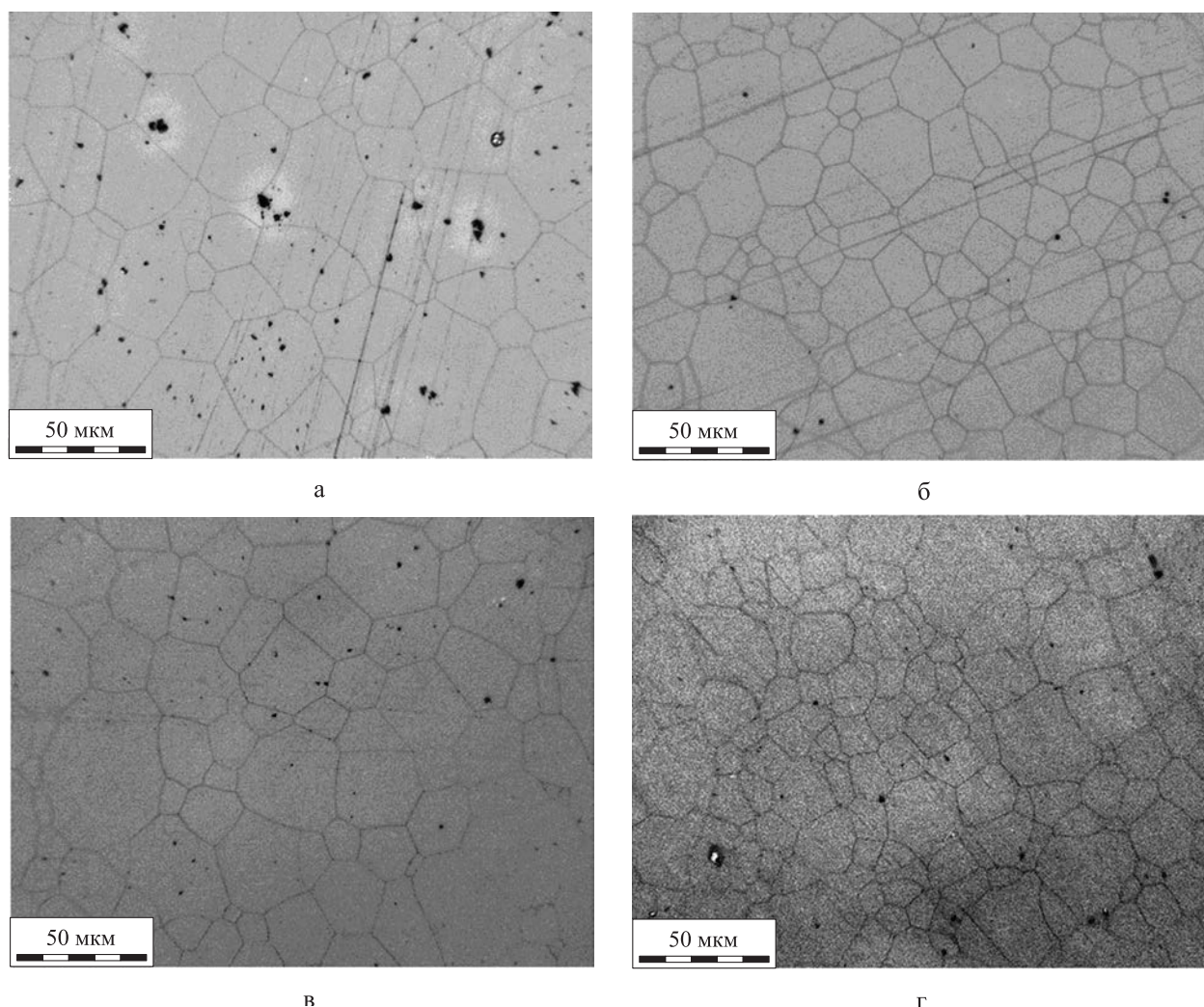


Рис. 3. Фотографии полированных поверхностей образцов $\text{Ce}^{3+}:\text{YAG}$ керамик:
 а – образец № 2420 – 0,1 ат. % Се (первый способ); б – № 2405 – 1 ат. % Се (первый способ);
 в – № 1854 – 0,1 ат. % Се (второй способ); г – № 1851 – 1 ат. % Се (второй способ)

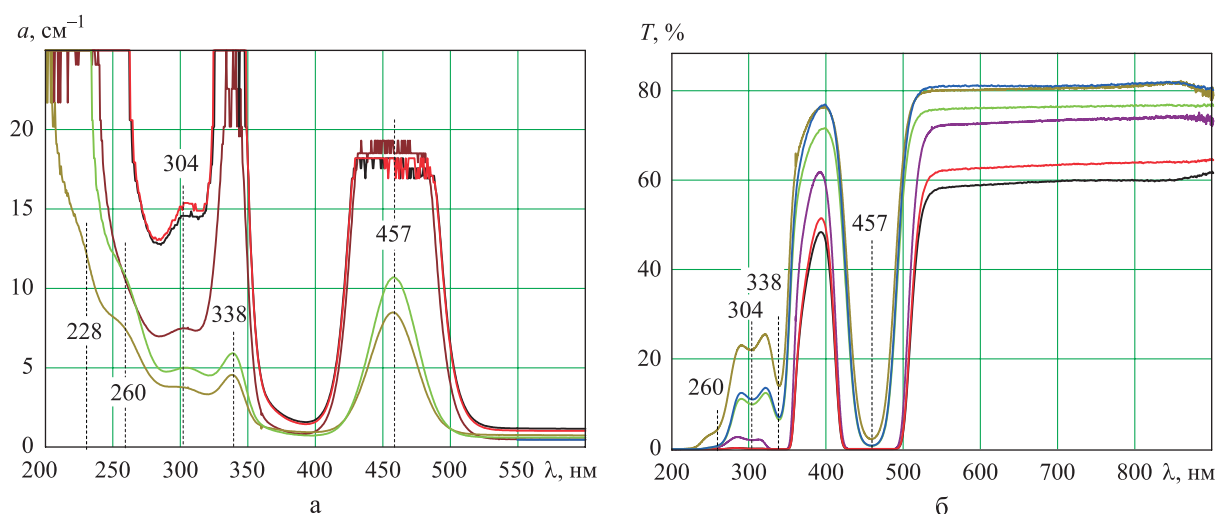


Рис. 4. Спектры поглощения (а) и пропускания (б) образцов $\text{Ce}:\text{YAG}$ керамик:
 — – № 2405 – 1 % Се (способ 1); — – № 2406 – 1 % Се (способ 1); — – № 2420 – 0,1 % Се (способ 1);
 — – № 2421 – 0,1 % Се (способ 1); — – № 1854 – 0,1 % Се (способ 2); — – № 1851 – 1 % Се (способ 2)

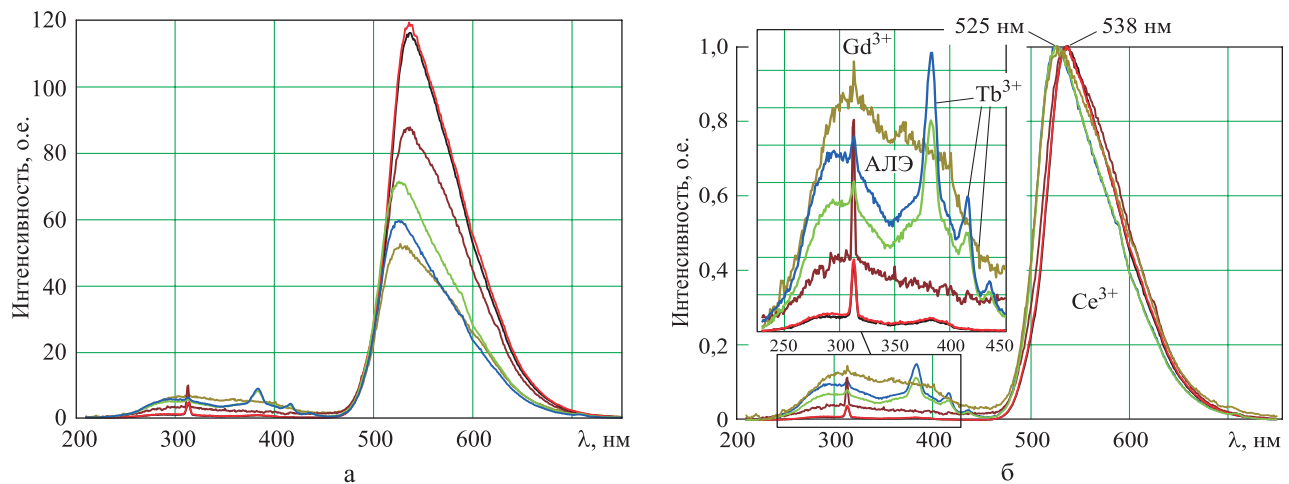


Рис. 5. Ненормированные (а) и нормированные (б) спектры РЛ образцов $\text{Ce}^{3+}:\text{YAG}$ керамик:

— — № 2405 – 1 % Ce (способ 1); — — № 2406 – 1 % Ce (способ 1); — — № 2420 – 0,1 % Ce (способ 1);
— — № 2421 – 0,1 % Ce (способ 1); — — № 1854 – 0,1 % Ce (способ 2); — — № 1851 – 1 % Ce (способ 2)

см. рис. 4, а). В результате можно сделать вывод, что образцы, синтезированные вторым способом, содержат меньшее количество ионов Ce^{3+} . Исходя из этого первый подход более предпочтителен с точки зрения точной дозировки допанта.

Из спектров оптического пропускания (см. рис. 4, б) видно, что в области прозрачности (540–900 нм) коэффициент пропускания для образцов керамик составил от 60 до 81 %. Значение коэффициента пропускания в этой области (см. рис. 4, б), определяющее оптическое качество образцов, зависит от концентрации ионов Ce^{3+} в решетке YAG. Чем ниже концентрация ионов церия, тем выше оптическое качество образцов. Одной из причин возникновения данного эффекта может быть влияние размеров кристаллитов на оптические свойства образцов. Как было отмечено выше, при увеличении концентрации Ce^{3+} средний размер кристаллитов в образце уменьшается. При меньшем размере кристаллита появляется больше центров рассеяния света, что приводит к ухудшению оптического качества образцов. Можно предположить, что увеличение времени отжига приводит к росту размеров кристаллитов и повышает прозрачность керамик с большей концентрацией активатора Ce^{3+} .

Стоит отметить следующий эффект. Образцы с одинаковой концентрацией активатора, синтезированные в рамках первого способа (образцы № 2420, 2421 (0,1 % Ce) и

№ 2405, 2406 (1 % Ce)), имеют разный коэффициент пропускания в области прозрачности (см. рис. 4, б). Размер кристаллитов в указанных парах образцов одинаковый. Различие в парах заключается в наличии или отсутствии дополнительного отжига образцов керамик после просеивания через сито 200 меш (см. табл. 1). Образцы, не подвергнутые дополнительному отжигу, содержат больше пор и дефектов, образовавшихся вследствие попадания в исходный порошок вспомогательных органических веществ.

Спектры РЛ образцов измерены в диапазоне 200–800 нм (рис. 5). У всех образцов наблюдается интенсивная полоса свечения с максимумом в районе 525–538 нм, соответствующая излучательным $d-f$ -переходам (${}^2D \rightarrow {}^2F_{5/2}$ и ${}^2D \rightarrow {}^2F_{7/2}$) в ионах Ce^{3+} . На нормированных спектрах РЛ (см. рис. 5, б) видно, что при росте концентрации активатора в образцах максимум спектра свечения сдвигается с 525 до 538 нм. В области 240–460 нм также наблюдается полоса люминесценции, связанная с распадом автолокализованных экситонов (АЛЭ) в матрице YAG. Сложная форма полосы АЛЭ обусловлена наличием полос поглощения центров Ce^{3+} в этой области. Дополнительно на спектрах РЛ возникают полосы свечения неконтролируемых примесей РЗЭ Gd^{3+} и Tb^{3+} (см. рис. 5), наличие которых в ничтожных количествах не влияет на основное свечение ионов Ce^{3+} .



Таблица 2

Сравнительные характеристики синтезированных образцов

Характеристики	Номер образца					
	№ 2420	№ 2405	№ 2421	№ 2406	№ 1854	№ 1851
Концентрация Се, ат. %	0,1	1	0,1	1	0,1	1
Способ приготовления	Первый			Второй		
Плотность компактов, г/см ³	2,02			2,18		
Относительная плотность, %	44,4			47,9		
Фазовый состав компактов	Y ₂ O ₃ – 60 вес. %, α-Al ₂ O ₃ – 10 вес. %, θ-Al ₂ O ₃ – 20 вес. %, γ-Al ₂ O ₃ – 10 вес. %			YAlO ₃ – 65 вес. %, α-Al ₂ O ₃ – 17 вес. %, Y ₃ Al ₅ O ₁₂ – 14 вес. %, Y ₂ O ₃ – 4 вес. %, неустановленная кристаллическая фаза < 1 вес. %		
Фазовый состав керамики	100 % кубическая фаза YAG					
Размер керамики, мм	Ø10×2					
Средний размер кристаллитов, мкм	24–27	17	24–27	17	24–27	17
Прозрачность в области 500–900 нм, %	76	60	81	63	73	80
Интенсивность РЛ полосы 530 нм, о. е.	71	116	60	119	51	88
Интенсивность РЛ полосы АЛЭ, о. е.	4,9	0,9	5,6	1,1	6,4	3,2

Результаты исследований позволили составить таблицу со сравнительными характеристиками образцов, синтезированных двумя способами (табл. 2). Независимо от способа синтеза получают однофазные образцы прозрачной керамики с достаточно высоким оптическим качеством (прозрачность не хуже 60 %) (см. табл. 2). Самым ярким свечением обладают образцы № 2405 и 2406, синтезированные в рамках первого способа с 1 % Се. Среди образцов с концентрацией церия 0,1 % самым ярким оказался образец № 2420. Интересно отметить, что данный образец обладает худшим оптическим качеством, чем аналогичные образцы с 0,1 % Се.

Для более точной оценки относительного содержания Се³⁺ в YAG керамике следует обратить внимание на полосу свечения АЛЭ (см. табл. 2). Интенсивность полосы АЛЭ в данном случае косвенно указывает на относительную концентрацию ионов церия в YAG (вставка на рис. 5, б, табл. 2). Чем выше концентрация ионов церия в YAG, тем ниже интенсивность полосы свечения АЛЭ. Интенсивность полосы свечения АЛЭ для образца № 2420 оказывается ниже, чем для образцов № 2421 и 1854, следо-

вательно, концентрация ионов Се³⁺ в образце № 2420 больше. В результате содержание ионов Се³⁺ в решетке YAG при втором способе синтеза керамики меньше, чем при первом.

Заключение

Синтезированы однофазные образцы керамик 0,1 ат. % Се:YAG и 1 ат. % Се:YAG с размерами Ø10×2 мм двумя различными способами из нанопорошков с размером зерен 10–15 нм. Показано, что увеличение в образцах концентрации активатора с 0,1 до 1 ат. % приводит к уменьшению среднего размера кристаллитов с 24–27 мкм до 17 мкм, что, в свою очередь, является одной из причин снижения коэффициента пропускания образцов в диапазоне длины волн 500–900 нм с 81 до 60 %. При синтезе основной фазы алюмоиттриевого граната в керамиках YAG непосредственно во время спекания образцов (первый способ) отсутствие промежуточного отжига после просеивания порошка и перед прессованием приводит к снижению прозрачности готовых керамик и появлению зависимости прозрачности от концентрации активатора. Чем выше концентрация активатора, тем хуже прозрачность образцов. При синтезе фазы YAG до спекания (второй подход) зависимость



обратная. Однако при этом снижается интенсивность люминесценции, что может происходить из-за дополнительного выхода активатора из образцов во время перевода смеси порошков в YAG в брикетах и/или во время вакуумного спекания, температура которого заметно выше (1700 °C – первый способ и 1780 °C – второй способ). Данный вопрос еще предстоит изучить.

В результате можно отметить, что из приведенного анализа двух способов синтеза керамик Ce:YAG, синтез основной фазы алюмоиттриевого граната непосредственно во время спекания оптической керамики (первый подход) более предпочтителен с точки зрения точной дозировки активатора, простоты синтеза, временных и энергетических затрат и, как следствие, снижения стоимости технологии изготовления оптических скintилляционных керамик на основе YAG.

Работа выполнена при поддержке проекта РФФИ № 19-08-00117. Авторы выражают благодарность кандидату физико-математических наук В. В. Платонову и Р. Н. Максимова из Института электрофизики УрО РАН за синтез нанопорошков и подготовку образцов соответственно.

Список литературы

1. *Ikesue A., Aung Y. L., Taira T., Kamimura T., Yoshida K., Messing G. L.* Progress in ceramic lasers // *Annual Review of Materials Research*. 2006. V. 36. Pp. 397–429.
2. *Greskovich C., Duclos S.* Ceramic scintillators // *Annual Review of Materials Science*. 1997. V. 27. № 1. Pp. 69–88.
3. *Zych E., Brecher C., Wojtowicz A. J., Lingertat H.* Luminescence properties of Ce-activated YAG optical ceramic scintillator materials // *Journal of Luminescence*. 1997. V. 75. № 3. Pp. 193–203.
4. *Kobayoshi M., Shinkawa T., Sato T. et al.* YAlO₃: Ce-Am light pulsers as a gain monitor for undoped CsI detectors in a magnetic field // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. 1994. V. A337. P. 355.
5. *Fyodorov A. A., Pavlenco V. V., Korzhik M. V., et al.* Stability of scintillator light yield under small radiation doses // *Radiation Measurements*. 1996. V. 26. № 2. P. 215.
6. *Ikesue A. J.* Ce:YAG Ceramic Scintillator for Electron Beam Detector // *Journal of the Ceramic Society of Japan*. 2000. V. 108. № 11. Pp. 1020–1023.
7. *Schauer P.* Optimization of decay kinetics of YAG:Ce single crystal scintillators for S(T) EM electron detectors // *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*. 2011. V. 269. Pp. 2572–2577.
8. *Bagayev S. N., Osipov V. V., Solomonov V. I., Shitov V. A., Maksimov R. N., Lukyashin K. E., Vatnik S. M., Vedin I. A.* Fabrication of Nd³⁺:YAG laser ceramics with various approaches // *Optical Materials*. 2012. V. 34. № 8. Pp. 1482–1487.
9. *Osipov V. V., Shitov V. A., Solomonov V. I., Lukyashin K. E., Spirina A. V., Maksimov R. N.* Composite Nd:YAG/Cr⁴⁺:YAG transparent ceramics for thin disk lasers // *Ceramics International*. 2015. V. 41. Pp. 13277–13280.
10. *Osipov V. V., Kotov Yu. A., Ivanov M. G., Samatov O. M., Lisenkov V. V., Platonov V. V., Murzakaev A. M., Medvedev A. I., Azarkevich E. I.* Laser synthesis of nanopowders // *Laser Physics*. 2006. V. 16. Pp. 116–125.
11. *Лукьяшин К. Е., Шитов В. А., Ищенко А. В., Шевелев В. С., Шульгин Б. В., Басырова Е. Р.* Зависимость люминесцентно-оптических свойств прозрачной керамики Ce:YAG от условий синтеза // Сборник трудов X международной конференции молодых ученых и специалистов «ОПТИКА – 2017» (Санкт-Петербург, 16–20 октября 2017). СПб: Университет ИТМО, 2017. С. 301–303.
12. *Boltachev G. Sh., Lukyashin K. E., Shitov V. A., Volkov N. B.* Three-dimensional simulations of nanopowder compaction processes by granular dynamics method // *Physical review E*. 2013. V. 88. 012209.
13. *Boltachev G., Volkov N., Lukyashin K., Markov V., Chingina E.* Influence of particle size distribution on nanopowder cold compaction processes // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. 2017. V. 208, № 1. 012008.

Поступила 21.03.18



Лукьяшин Константин Егорович – младший научный сотрудник Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института электрофизики Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург. Область научных интересов: теория конденсированного состояния, образование и структура кристаллов, нано- и мембранные технологии, физико-химические и радиационные проблемы материаловедения, фундаментальные основы создания новых металлических, керамических и композиционных материалов.

Шитов Владислав Александрович – младший научный сотрудник Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института электрофизики Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург. Область научных интересов: лазерная физика, фундаментальные основы создания новых металлических, керамических и композиционных материалов, образование и структура кристаллов, нано- и мембранные технологии.

Медведев Анатолий Иванович – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института электрофизики Уральского отделения Российской академии наук, г. Екатеринбург. Область научных интересов: рентгенофазовый анализ наночастиц, порошков и поликристаллов, структура веществ.

Ищенко Алексей Владимирович – доцент кафедры экспериментальной физики Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», г. Екатеринбург. Область научных интересов: физика конденсированного состояния, оптика, люминесценция.

Шевелев Владимир Сергеевич – аспирант кафедры экспериментальной физики Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», г. Екатеринбург. Область научных интересов: физика конденсированного состояния, оптика, люминесценция.

Шульгин Борис Владимирович – профессор кафедры экспериментальной физики Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина», г. Екатеринбург. Область научных интересов: физика конденсированного состояния, оптика, люминесценция.



Ce: YAG ceramics: effect of synthesis technology on luminescent and optical properties

The paper studies the influence of the synthesis technology on the luminescent and optical characteristics of transparent Ce doped yttrium aluminum garnet (YAG) ceramics synthesized in two ways. The transparency of samples with a size of $\varnothing 10 \times 2$ mm reaches 60 to 81 % in the 500–900 nm wavelength range. The effect of intermediate synthesis steps on the optical characteristics and final concentration of the Ce^{3+} activator in the YAG ceramic has been described and discussed.

Keywords: ceramics, YAG, garnet, cerium, synthesis, scintillator.

Lukyashin Konstantin Egorovich – Junior Researcher, Institute of Electrophysics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg.

Science research interests: theory of condensed state, formation and structure of crystals, nano- and membrane technologies, physico-chemical and radiation problems of materials science, fundamentals of creating new metal, ceramic and composite materials.

Shitov Vladislav Aleksandrovich – Junior Researcher, Institute of Electrophysics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg.

Science research interests: laser physics, fundamentals of creating new metal, ceramic and composite materials, formation and structure of crystals, nano- and membrane technologies.

Medvedev Anatoliy Ivanovich – Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, Institute of Electrophysics of the Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, Ekaterinburg.

Science research interests: X-ray phase analysis of nanoparticles, powders and polycrystals, substance structure.

Ishchenko Aleksey Vladimirovich – Associate Professor, Department of Experimental Physics, Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeitsin, Ekaterinburg.

Science research interests: condensed matter physics, optics, luminescence.

Shevelev Vladimir Sergeevich – Post-graduate student, Department of Experimental Physics, Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeitsin, Ekaterinburg.

Science research interests: condensed matter physics, optics, luminescence.

Shulgин Boris Vladimirovich – Professor, Department of Experimental Physics, Ural Federal University named after the First President of Russia B. N. Yeitsin, Ekaterinburg.

Science research interests: condensed matter physics, optics, luminescence.