

УДК 621.762.244:678.046.82

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА ЗАМЕЩЕННЫХ ГРАНАТОВ $(Y_{1-x}La_x)_3(Al_{1-y}Ga_y)_5O_{12}:Ce^{3+}$

© 2019 г. Ю. В. Бокшиц¹, *, С. Е. Кичанов², Г. П. Шевченко¹,
Е. В. Третьяк¹, Е. А. Паршикова¹, Д. П. Козленко²

¹Научно-исследовательский институт физико-химических проблем

Белорусского государственного университета, Беларусь, 220080 Минск, Ленинградская, 14

²Объединенный институт ядерных исследований, Россия, 141980 Московская обл., Дубна, ул. Жолио-Кюри, 6

*e-mail: julias106@mail.ru

Поступила в редакцию 24.09.2018 г.

После доработки 03.03.2019 г.

Принята к публикации 05.03.2019 г.

В работе методом соосаждения получены соединения со структурой граната разного состава, активированные ионами церия, частичным замещением катионов Y^{3+} и Al^{3+} катионами La^{3+} и Ga^{3+} в решетке граната. Методом нейтронной дифракции проведены детальные исследования особенностей кристаллической структуры замещенных образцов. Установлено влияние природы и количества замещающих катионов на структурные параметры и спектрально-люминесцентные свойства соединений $(Y_{1-x}La_x)_3(Al_{1-y}Ga_y)_5O_{12}:Ce^{3+}$. Наибольшее влияние на люминесценцию ионов Ce^{3+} в полученных образцах оказывает изменение геометрии кислородного додекаэдра.

Ключевые слова: алюмоиттриевый гранат, замещающие ионы, соосаждение, метод нейтронной дифракции, люминесценция

DOI: 10.1134/S0002337X19080037

ВВЕДЕНИЕ

Высокая структурная толерантность кристаллической решетки алюмоиттриевого граната позволяет производить в ней частичное или полное замещение катионов Y^{3+} и Al^{3+} на другие катионы. Для этих люминофоров, активированных ионами Ce^{3+} (YAG:Ce), такие замещения приводят к изменениям в кристаллическом окружении иона церия и, как следствие, к изменению люминесцентных свойств получаемых соединений со структурой граната в широких пределах [1–4].

Известно, что сохранение структуры при замещении определяется рядом различных параметров, включающих значения ионных радиусов замещающих ионов. Например, из-за большого различия в ионных радиусах Y^{3+} и La^{3+} ионы La^{3+} не образуют собственных гранатовых структур [5]. Однако частичное замещение ионов Y^{3+} ионами La^{3+} приводит к значительным изменениям люминесценции YAG:Ce. Нами показано [6], что введение в YAG:Ce замещающих катионов La^{3+} в виде гидрозоля La_2O_3 в количестве до 30 мас. % приводит к смещению максимума полосы люминесценции в красную область на 40–45 нм.

Частичное замещение ионов иттрия или алюминия в структуре граната на Gd^{3+} и Ga^{3+} также приво-

дит к изменению люминесцентных характеристик. Так, для монокристаллов $Y_2GdGa_2Al_3O_{12}:Ce$ значение светового выхода составляет 32000 фот/МэВ, в то время как для YAG:Ce – лишь 17000 фот/МэВ [7].

Для получения поликристаллических порошков в настоящее время предпочтение отдается методам и технологиям с использованием “мокрой” коллоидной химии. Их использование для синтеза сложнозамещенных гранатов по сравнению с твердофазным синтезом позволяет посредством варьирования условий синтеза высокогомогенных прекурсоров контролировать процессы структурной организации и дефектообразования, а также кристаллическое окружение иона-активатора [8, 9].

Цель данной работы состояла в исследовании методом нейтронной дифракции особенностей кристаллической структуры новых соединений на основе гранатовой матрицы YAG:Ce, полученных с использованием приема частичного замещения ионов Y^{3+} и/или Al^{3+} ионами La^{3+} и/или Ga^{3+} , для выяснения структурных факторов, определяющих их спектрально-люминесцентные свойства.

Таблица 1. Составы синтезированных образцов

Образец	Состав
0	$\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$
1	$(\text{La}_{0.25}\text{Y}_{0.75})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$
2	$\text{Y}_3(\text{Ga}_{0.25}\text{Al}_{0.75})_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$
3	$(\text{La}_{0.25}\text{Y}_{0.75})_3(\text{Ga}_{0.25}\text{Al}_{0.75})_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$
4	$(\text{La}_{0.5}\text{Y}_{0.5})_3\text{Al}_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$
5	$\text{Y}_3(\text{Ga}_{0.5}\text{Al}_{0.5})_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$
6	$(\text{La}_{0.5}\text{Y}_{0.5})_3(\text{Ga}_{0.5}\text{Al}_{0.5})_5\text{O}_{12}:\text{Ce}$

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

Синтез алюмоиттриевых гранатов $(\text{Y}_{1-x}\text{La}_x)_3(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y)_5\text{O}_{12}:\text{Ce}^{3+}$. Для получения образцов состава $(\text{Y}_{1-x}\text{La}_x)_3(\text{Al}_{1-y}\text{Ga}_y)_5\text{O}_{12}:\text{Ce}^{3+}$, где $0 \leq x, y \leq 0.5$ в качестве исходных реагентов использовали $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$, $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$, $\text{Ga}(\text{NO}_3)_3$, $\text{Ce}(\text{NO}_3)_3$, $\text{La}(\text{NO}_3)_3$ и NH_4HCO_3 . Все реактивы были квалификации “ч. д. а.”. В качестве осадителя использовали водный раствор насыщенного при комнатной температуре гидрокарбоната аммония, в качестве активатора – раствор нитрата церия. Концентрация Ce^{3+} в образцах составляла 1.3 ат. % от общего количества ионов Y^{3+} в додекаэдрических позициях.

К водным 1 М растворам $\text{Y}(\text{NO}_3)_3$ и $\text{Al}(\text{NO}_3)_3$, взятым в стехиометрических количествах, после растворения навески $\text{Ce}(\text{NO}_3)_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ при перемешивании добавляли необходимое количество растворов 0.5 М $\text{La}(\text{NO}_3)_3$ и/или 1 М $\text{Ga}(\text{NO}_3)_3$. Полученные растворы по каплям добавляли к раствору осадителя до pH 8.5–9.0. Образующиеся осадки выделяли центрифугированием, промывали дистиллированной водой, сушили на воздухе при 80°C и затем подвергали двухстадийной термообработке: 2 ч при 600°C и 2 ч при 1500°C .

В табл. 1 приведены составы синтезированных образцов и их обозначения.

Экспериментальные методы. Рентгенофазовый анализ (РФА) образцов проводили на дифрактометре ДРОН-3 с использованием CoK_α -излучения в режиме накопления сигнала от 5° до 80° с шагом $0.02^\circ 2\theta$.

Морфологию и размер частиц исследуемых образцов определяли методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) на приборе LEO-1420.

Эксперименты по нейтронной дифракции проводили на дифрактометре ДН-6 [10] импульсного высокопоточного реактора ИБР-2 (ЛНФ им. И.М. Франка, ОИЯИ, Дубна) при комнатной температуре. Дифракционные спектры измерялись при угле рассеяния $2\theta = 90^\circ$. Характерное

время измерения одного спектра составляло 10 мин. Объем исследуемых образцов $V \sim 25 \text{ mm}^3$. Обработка экспериментальных данных осуществлялась с помощью программы Fullprof [11]. Выбор метода нейтронной дифракции обусловлен не только более высокой чувствительностью нейтронов к положениям кислорода в кристаллической структуре по сравнению с рентгеновской дифракцией, но и возможностью оценки степени замещения ионов алюминия ионами галлия [12]. Характеристический параметр длины нейтронного рассеяния [13] для ядер Ga и Al отличается более чем в два раза, поэтому из нейтронных дифракционных данных можно оценить относительное количество галлия в тетраэдрической и октаэдрической кристаллографической позиции гранатовой структуры. Поскольку длины рассеяния для ядер La и Y практически равны, рассчитать количество лантана в додекаэдрической позиции не представляется возможным.

Спектры люминесценции (СЛ) измеряли при комнатной температуре на спектрофлуориметре Jobin-Yvon Fluoromax-2. Длина волны возбуждения люминесценции в эксперименте составляла $\lambda_{\text{возб}} = 440 \text{ nm}$. Полученные спектры корректировались на спектральную чувствительность системы регистрации и распределение спектральной плотности возбуждающего излучения. Перед проведением исследований все образцы тщательно перетирали в агатовой ступке и их одинаковые навески помещали между двумя кварцевыми подложками. Каждое измерение проводили 3 раза в разных точках.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

РФА, СЭМ. По данным РФА, для всех образцов наблюдаются рефлексы, характерные для фазы граната: кубическая симметрия, пр. гр. $Ia3d$. Однако на рентгенограммах образцов, содержащих ионы La^{3+} , дополнительно наблюдаются также рефлексы, характерные для фазы LaAlO_3 (PDF[85-1071]).

На рис. 1 представлены снимки СЭМ исходного образца (0) и замещенных гранатов (образцы 4, 5). СЭМ-снимки остальных образцов не приведены из-за их идентичности.

Образцы замещенных гранатов независимо от состава характеризуются более дисперсным характером частиц в размерном диапазоне от 100 до 250 нм по сравнению с незамещенным образцом (0), размер частиц в котором лежит в пределах 500–1000 нм. Введение замещающих катионов также оказывает влияние на морфологию частиц. Так, частицы в образце 0 имеют четкую огранку, наблюдается типичный для граната габитус. В замещенных образцах частицы собраны в рыхлые агрегаты произвольного размера.

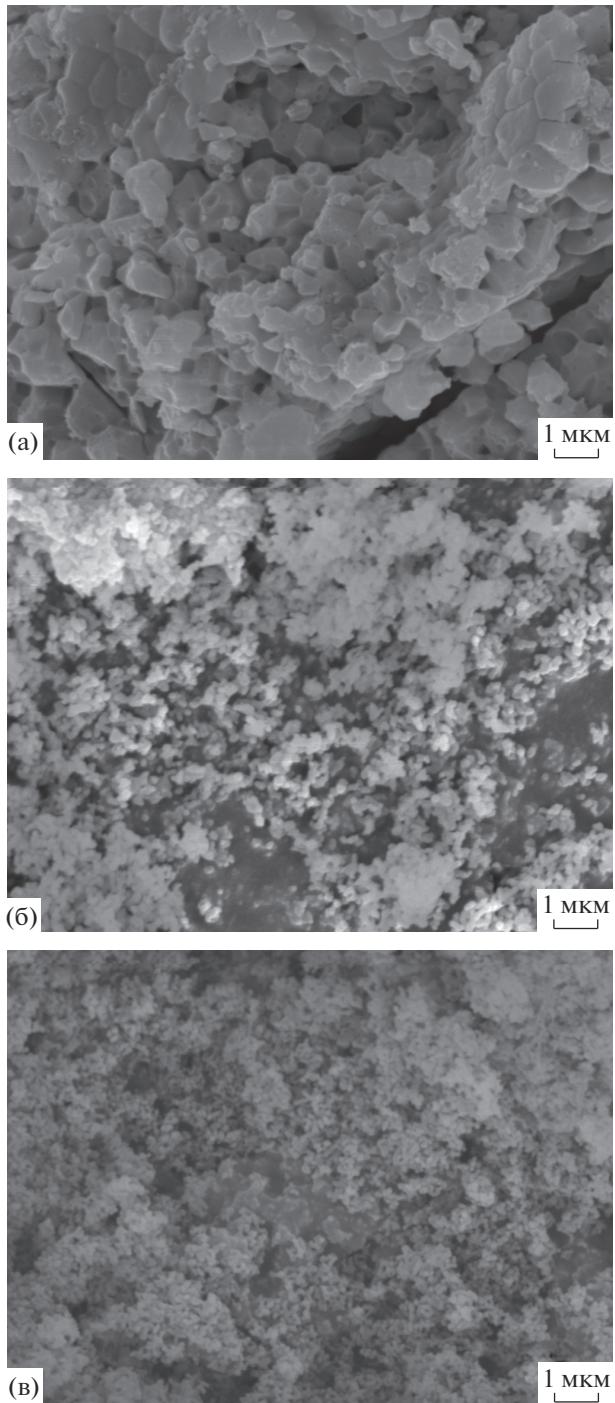


Рис. 1. Снимки СЭМ образцов 0 (а), 4 (б), 5 (в).

Спектрально-люминесцентные свойства. На рис. 2 представлены СЛ полученных образцов. Приведенные спектры характеризуются уширенной в красную область полосой, представляющей собой по форме суперпозицию по меньшей мере двух полос различной интенсивности. Фотолюминесценция ионов Ce^{3+} обусловлена межконфигурационным переходом $5d-4f$, причем этот переход

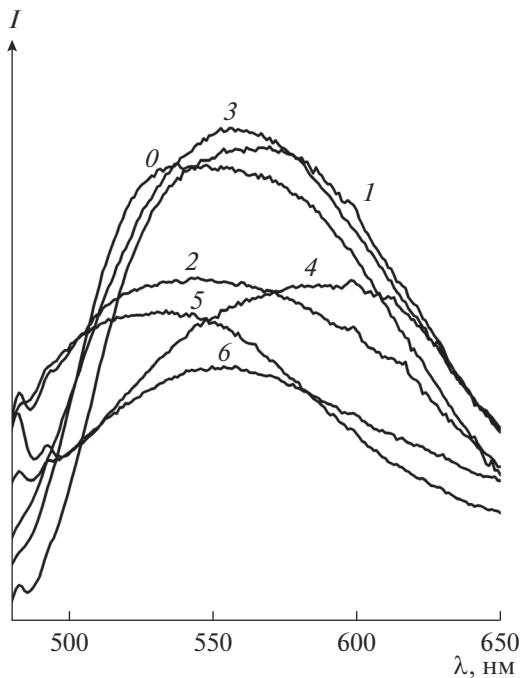


Рис. 2. СЛ образцов синтезированных гранатов, $\lambda_{\text{возб}} = 440 \text{ нм}$; нумерация кривых соответствует номерам образцов.

осуществляется на два терма — ${}^2F_{5/2}$ и ${}^2F_{7/2}$, что и приводит к собственному уширению спектра люминесценции. Несмотря на схожий вид спектров фотолюминесценции исследуемых образцов, положение максимума полосы люминесценции зависит от их состава, что иллюстрирует рис. 3.

Как видно из рис. 3, положение максимума в СЛ определяется в основном химической природой замещающих катионов. Замещение с использованием La^{3+} приводит к сдвигу максимума полосы люминесценции в длинноволновую область до 565–580 нм (в зависимости от концентрации ионов La^{3+}) по сравнению с $\lambda_{\text{max}} = 555 \text{ нм}$ для незамещенного образца 0. Введение Ga^{3+} , напротив, приводит к смещению максимума люминесценции в область меньших длин волн до 535–545 нм. При совместном введении ионов La^{3+} и Ga^{3+} максимум люминесценции практически не смещается (555 нм). Интенсивность люминесценции образцов 1–3 практически сопоставима с интенсивностью образца 0, а с увеличением количества замещающих ионов (образцы 4–6) интенсивность люминесценции падает.

Нейтронная дифракция. Нейтронные дифракционные спектры полученных образцов представлены на рис. 4, для всех образцов характерна структура граната.

Для образцов с замещением катионами La^{3+} (1, 3, 4, 6) наблюдаются дополнительные дифракци-

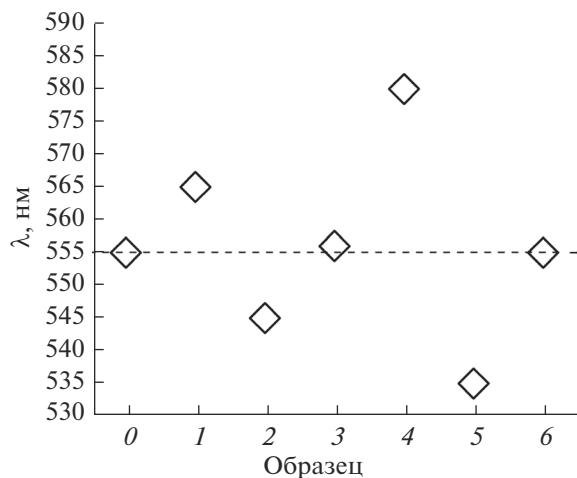


Рис. 3. Значения λ_{\max} люминесценции исследуемых гранатовых образцов (штриховая линия показывает λ_{\max} люминесценции образца 0).

онные рефлексы (рис. 4), соответствующие примесной фазе LaAlO_3 , что согласуется с результатами РФА. Для образцов с замещением только ионами Ga^{3+} (2, 5) наблюдается присутствие только фазы граната. Обработку экспериментальных данных осуществляли в рамках структурной модели с кубической симметрией, пр. гр. $Ia3d$ [14, 15]. В этой структуре ионы иттрия Y^{3+} (Ce^{3+}) находятся в позициях $24c$ ($1/8, 0, 1/4$), характеризующихся

искаженным додекаэдрическим кислородным окружением [9, 15]. Атомы Al занимают две кристаллографические позиции: Al1 – $16a$ ($0, 0, 0$) и Al2 – $24d$ ($3/8, 0, 1/4$), формирующие октаэдрическое и тетраэдрическое кислородное окружение соответственно. Атомы кислорода занимают позицию $96h$ (x, y, z).

На рис. 5 приведены расчетные значения параметра элементарной ячейки (*a*) полученных образцов.

Для всех замещенных образцов наблюдается увеличение объема ячейки. Незначительное увеличение параметра элементарной ячейки образцов при замещении ионами La^{3+} , а также формирование LaAlO_3 в виде примесной фазы указывают на малую степень вхождения ионов La^{3+} в решетку граната, по-видимому, из-за большого различия в ионных радиусах Y^{3+} и La^{3+} (табл. 2). В то же время резкое увеличение параметра элементарной ячейки при вхождении ионов Ga^{3+} свидетельствует об их полном замещении в решетке ионов алюминия. Максимальное увеличение параметра *a* наблюдается при одновременном замещении ионами La^{3+} и Ga^{3+} .

Рассчитанные из нейтронных данных значения относительного содержания галлия в октаэдрической и тетраэдрической позициях представлены в табл. 3.

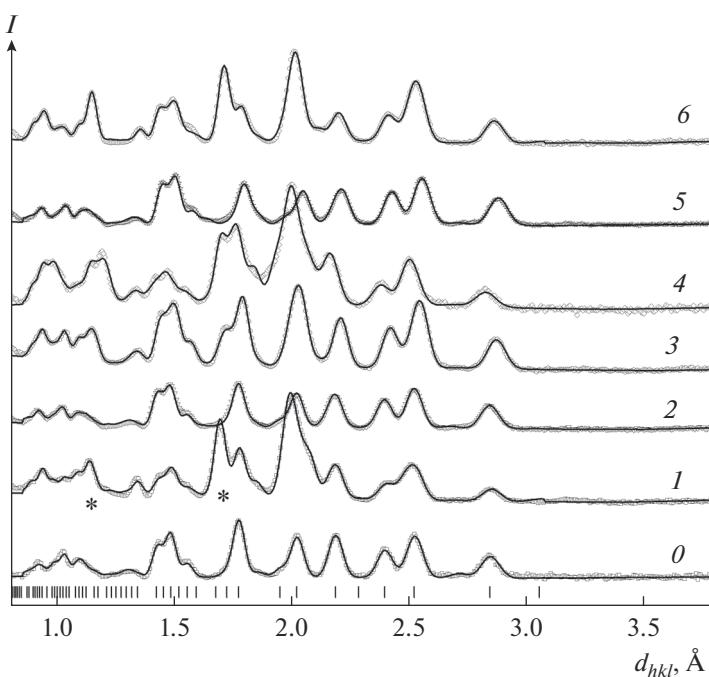


Рис. 4. Нейтронные дифракционные спектры образцов: представлены экспериментальные точки и рассчитанный по методу Ритвельда профиль; вертикальные штрихи указывают положения брэгговских пиков для кубической фазы граната, звездочками указаны дополнительные рефлексы от примесей для соединений с замещением ионами La^{3+} .

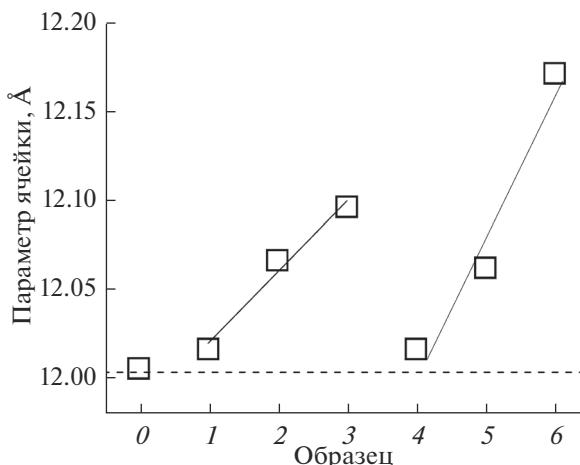


Рис. 5. Параметр элементарной ячейки (а) кубической фазы соединений с замещенными ионами La³⁺ и Ga³⁺ (сплошные линии – линейные интерполяции экспериментальных данных, пунктирная линия показывает параметр кубической фазы для образца 0).

Видно, что при меньшей концентрации замещающих ионов Ga³⁺ ($x = 0.25$, образец 2) они в основном входят в октаэдрическое кислородное окружение. При увеличении концентрации ионов Ga³⁺ ($x = 0.5$, образец 5) наблюдается замещение не только ионов Al1 в октаэдрическом кислородном окружении, но и ионов Al2 в тетраэдрической позиции, причем практически в равных количествах. При совместном присутствии La³⁺ и Ga³⁺ (образцы 3 и 6) независимо от концентрации Ga³⁺ наблюдается тенденция преимущественного вхождения ионов Ga³⁺ в октаэдрические позиции.

Указанные особенности вхождения ионов Ga³⁺ в решетку граната оказывают влияние на значения длин связей Al–O в октаэдрическом и тетраэдрическом кислородном окружении (рис. 6).

Максимальные значения длин связи Al–O как для тетраэдрического, так и для октаэдрического

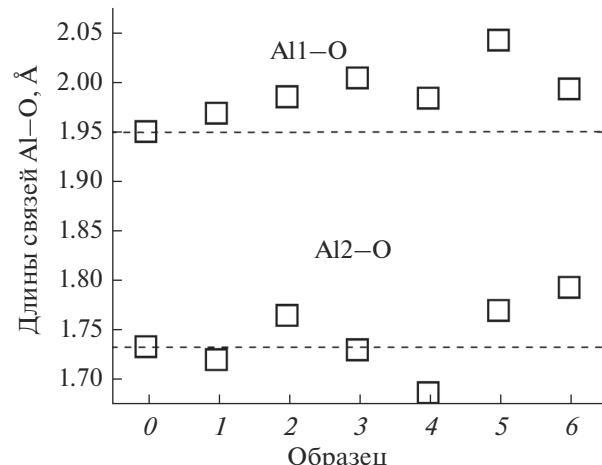


Рис. 6. Длины связи Al–O в октаэдрическом Al1–O и тетраэдрическом Al2–O кислородном окружении для исследуемых образцов (пунктирные линии показывают соответствующие длины связи для образца 0).

кислородного окружения наблюдаются для образцов 5 и 6, когда происходит вхождение ионов Ga³⁺ в обе позиции вместо ионов Al³⁺ (табл. 3). Небольшой рост длины связи Al1–O и уменьшение длины связи Al2–O при введении только ионов лантана (образцы 1 и 4) может быть связан с формированием дефектов в кислородной подрешетке полиэдра AlO₈ или AlO₆ [15].

Кислородный додекаэдр вокруг ионов Y³⁺(Ce³⁺) характеризуется двумя характеристическими длинами связи – Y1–O и Y2–O (рис. 7).

Использование в качестве замещающих ионов La³⁺, а также одновременно ионов La³⁺ и Ga³⁺ оказывает довольно сильное влияние на геометрию кислородного додекаэдра образцов (рис. 7а). Это подтверждается и представленной на рис. 7б зависимостью разности двух длин связи $\Delta = l(Y2–O) – l(Y1–O)$ от состава образцов. При введении

Таблица 2. Значения ионных радиусов катионов в различных кристаллических окружениях [16]

Ион (к. ч.)	Y ³⁺ (8)	Al ³⁺ (6)	Al ³⁺ (4)	La ³⁺ (8)	Ga ³⁺ (6)	Ga ³⁺ (4)
Ионный радиус, Å	1.02	0.53	0.39	1.18	0.62	0.47

Таблица 3. Относительные концентрации ионов Ga³⁺ в тетраэдрическом и октаэдрическом кислородном окружении

Образец	Количество галлия, %	
	в октаэдрической позиции Al1 – 16a (0, 0, 0)	в тетраэдрической позиции Al2 – 24d (3/8, 0, 1/4)
2	22.8(5)	1.2(9)
3	21.7(7)	3.2(9)
5	20.6(5)	22(1)
6	31.3(4)	17.6(9)

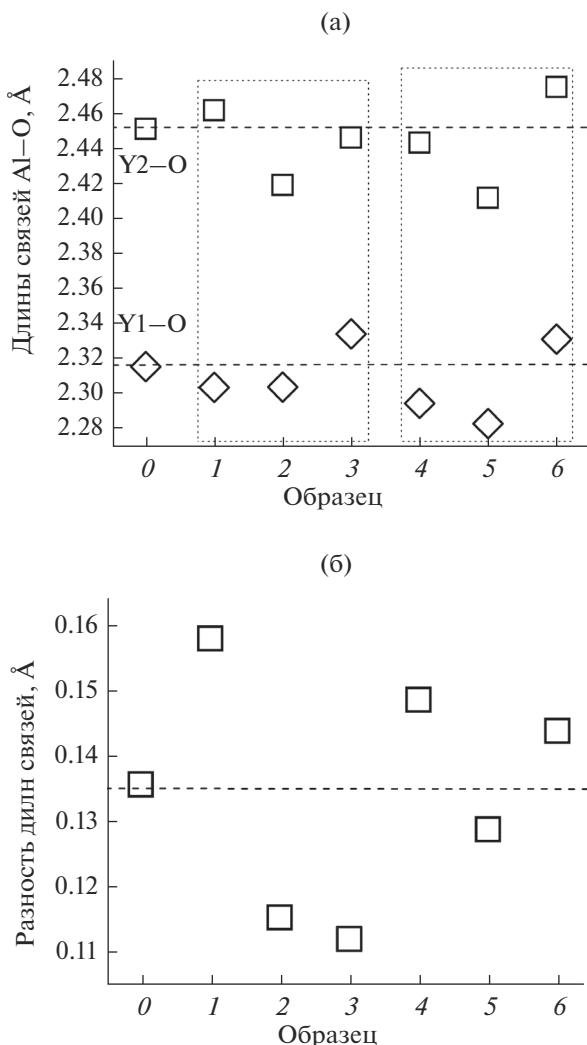


Рис. 7. Длины связи Y–O кислородного додекаэдра для замещенных образцов граната (пунктирные линии показывают длины связи для образца 0) (а) и разница между длинами связей Y2–O и Y1–O в додекаэдрическом кислородном окружении вокруг атомов Y(Ce) (пунктирная линия показывает характерную величину для образца 0) (б).

ионов La^{3+} значения Δ наибольшие, в то время как при введении ионов Ga^{3+} разница между величинами длин связи $\text{Y}_2\text{-O}$ и $\text{Y}_1\text{-O}$ уменьшается, т.е. додекаэдр искажается незначительно [9].

Разнонаправленное изменение Δ при замещении только катионами La^{3+} или Ga^{3+} коррелирует с разнонаправленным изменением положения максимума люминесценции соответствующих образцов. Это можно объяснить тем, что изменение длин связей в кислородном додекаэдре приводит к изменению силы кристаллического поля вокруг оптически активного иона Ce^{3+} , соответственно, к изменению энергии соответствующих оптических переходов, определяющих форму и

положение результирующей полосы люминесценции.

Отметим, что для образцов, полученных при совместном замещении катионами La^{3+} и Ga^{3+} , влияние Δ на спектрально-люминесцентные свойства более сложное. Это может быть связано со значительным увеличением параметра элементарной ячейки для таких образцов, поскольку размеры замещающих катионов La^{3+} и Ga^{3+} превышают размеры замещаемых катионов Y^{3+} и Al^{3+} (табл. 2).

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе методом соосаждения с использованием гидрокарбоната аммония в качестве осадителя частичным замещением катионов Y^{3+} и Al^{3+} в решетке граната катионами La^{3+} и Ga^{3+} получены новые соединения со структурой граната, активированные ионами церия. Наряду с фазой граната в образцах, содержащих лантан, присутствует дополнительно фаза LaAlO_3 , что указывает на неполное вхождение ионов La^{3+} в решетку граната в отличие от ионов Ga^{3+} . Замещенные образцы гранатов состоят из более мелких частиц размером 100–250 нм, что в 3–5 раз меньше по сравнению с незамещенным образцом YAG:Ce. Их спектрально-люминесцентные свойства зависят от природы и количества замещающих катионов.

Методом нейтронной дифракции проведены детальные исследования особенностей кристаллической структуры замещенных образцов. Установлено, что в зависимости от природы замещающих катионов (La^{3+} или Ga^{3+}) наблюдается разнонаправленное изменение разности длин связей $\Delta = l(\text{Y}_2\text{-O}) - l(\text{Y}_1\text{-O})$ относительно Δ незамещенного образца YAG:Ce. При замещении ионами La^{3+} величина Δ максимальна, при замещении ионами Ga^{3+} минимальна. Такое изменение Δ коррелирует с изменением положения максимумов люминесценции в зависимости от состава исследуемых образцов: при замещении ионами La^{3+} наблюдается смещение максимума в красную область, при замещении ионами Ga^{3+} – в синюю. Таким образом, наибольшее влияние на люминесценцию ионов Ce^{3+} в замещенных образцах оказывает изменение геометрии кислородного додекаэдра.

Рассмотренный в работе подход к синтезу YAG является перспективным при создании новых эффективных люминофоров на основе сложноксидных систем со структурой граната.

БЛАГОДАРНОСТЬ

Работа выполнена при финансовой поддержке БР ФФИ (грант Х17Д-012).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yang H., Lee D.-K., Kim Y.-S. Spectral Variations of Nano-Sized $Y_3Al_5O_{12}$:Ce Phosphors via Codoping Substitution and Their White LED Characteristics // Mater. Chem. Phys. 2009. V. 114. P. 665–669.
2. Tratsiak Y., Bokshits Y., Borisevich A., Korjik M., Vaitkevičius A., Tamulaitis G. $Y_2CaAlGe(AlO_4)_3$:Ce and $Y_2MgAlGe(AlO_4)_3$:Ce Garnet Phosphors for White LEDs // Opt. Mater. 2017. V. 67. P. 108–112.
3. Xia Z., Meijerink A. Ce³⁺-Doped Garnet Phosphors: Composition Modification, Luminescence Properties and Applications // Chem. Soc. Rev. 2017. V. 46. P. 275–299.
4. Бокшиц Ю.В., Коржик М.В., Третьяк Е.В., Шевченко Г.П. Получение методом соосаждения сложноксидных соединений со структурой граната стехиометрического и нестехиометрического состава для светодиодов белого цвета свечения // Журн. Белорус. гос. ун-та. Химия. 2017. № 1. С. 74–81.
5. Garskaite E., Dubnikova N., Katednikovas A., Pinkas J., Kareiva A. Synthesis and Characterization of $Gd_3Al_5O_{12}$ and $La_3Al_5O_{12}$ Garnets // Collect. Czech. Chem. Commun. 2007. V. 72. № 3. P. 321–333.
6. Малашкевич Г.Е., Шевченко Г.П., Третьяк Е.В., Фролова Е.В. Люминофор для световых источников: Пат. 16315 Респ. Беларусь, МПК (2006.01) C 09 K 11/80, Н 05 В 33/14 / Опубл. 28.05.2012.
7. Kamada K., Yanagida T., Pejchal J., Nikl M., Endo T., Tsutumi K., Fujimoto Y., Fukabori A., Yoshikawa A. Scintillator-Oriented Combinatorial Search in Ce-Doped $(Y,Gd)_3(Ga,Al)_5O_{12}$ Multicomponent Garnet Compounds // J. Phys. D: Appl. Phys. 2011. V. 44. № 50. P. 505104–505201.
8. Шевченко Г.П., Третьяк Е.В., Коржик М.В., Рахманов С.К. Формирование сцинтиляционной прозрачной керамики “LuAG:Ce + Lu₂O₃” из нанодисперсных порошков, синтезируемых коллоидно-химическим способом // Докл. НАН Белорусии. 2012. Т. 56. № 6. С. 56–62.
9. Kichanov S.E., Shevchenko G.P., Tretyak E.V., Kozlenko D.P., Malashkevich G.E., Belushkin A.V., Savenko B.N. The Structural and Luminescent Properties of $Lu_3Al_5O_{12}$:Ce³⁺ + Lu₂O₃ Crystal Phosphors Prepared by Colloid Chemical Synthesis // J. Alloys Compd. 2014. V. 613. P. 238–243.
10. Aksenov V.L., Balagurov A.M., Kozlenko D.P. Condensed Matter Research at the Modernized IBR-2 Reactor: from Functional Materials to Nanobiotechnologies // Phys. Part. Nuclei. 2016. V. 47. P. 627–646.
11. Rodriguez-Carvajal J. Recent Advances in Magnetic Structure Determination by Neutron Powder Diffraction // Physica B. 1993. V. 192. P. 55–69.
12. Kisi E.H., Howard Ch.J. Applications of Neutron Powder Diffraction. New York: Oxford University Press, 2008. P. 251–283.
13. Searf V. F. Neutron Scattering Lengths and Cross Sections // Neutron News. 1992. V. 3. P. 29–37.
14. Geller S. Crystal Chemistry of the Garnets // Z. Kristallogr. 1967. V. 125. № 1–6. P. 1–47.
15. Кичанов С.Е., Фролова Е.В., Шевченко Г.П., Козленко Д.П., Белушкин А.В., Лукин Е.В., Малашкевич Г.Е., Рахманов С.К., Глазков В.П., Савенко Б.Н. Исследование структурных особенностей кристаллофосфора $Y_3Al_5O_{12}$:Ce³⁺/Lu₂O₃ при его формировании коллоидно-химическим методом // ФТТ. 2013. Т. 55. № 4. С. 745–751.
16. Shannon R.D., Prewitt C.T. Effective Ionic Radii in Oxides and Fluorides // Acta Crystallogr., Sect. B. 1969. V. 25. P. 925–946.