

ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ

УДК 678.046.82

ОПТИЧЕСКАЯ И РЕНТГЕНОВСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ЦЕНТРОВ ОКРАСКИ В ИТРИЙ-АЛЮМИНИЕВОМ ГРАНАТЕ, ЛЕГИРОВАННОМ ЦЕРИЕМ

© 2023 г. А. В. Буташин¹, И. Д. Веневцев², В. А. Федоров¹, А. Э. Муслимов^{1,*}, Е. В. Антонов¹,
А. Н. Дерябин¹, В. Б. Кварталов¹, В. М. Каневский¹

¹Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва, Россия

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

*E-mail: amuslimov@mail.ru

Поступила в редакцию 17.03.2023 г.

После доработки 11.04.2023 г.

Принята к публикации 11.04.2023 г.

Методом Багдасарова выращены из расплава монокристаллы иттрий-алюминиевого граната, в том числе легированные церием. Проведено сравнительное спектроскопическое исследование образцов монокристаллов граната и специально изготовленной керамики аналогичного состава. Сравнительный анализ позволяет предположить, что увеличение концентрации ионов церия в кристаллах граната улучшает их спектрально-люминесцентные и сцинтилляционные характеристики, а также способствует эффективному тушению люминесценции основы. Предложены пути оптимизации условий синтеза для повышения эффективности сцинтилляторов на основе кристаллов граната $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$.

DOI: 10.31857/S0023476123600234, EDN: IJSQEG

ВВЕДЕНИЕ

Соединения оксидов редкоземельных элементов (R), относящиеся к структурному типу граната (составы $R_3M_5O_{12}$), с катионами алюминия или галлия (M), являются объектами интенсивных исследований, поскольку обладают комплексом интересных и полезных свойств. Прежде всего это монокристаллы и прозрачная керамика иттрий-алюминиевого граната ($Y_3Al_5O_{12}$), легированные ионами Nd^{3+} , Er^{3+} , Yb^{3+} и др., применяемые как активные элементы эффективных твердотельных лазеров [1]. Высокосовершенные монокристаллы $Gd_3Ga_5O_{12}$ и $Nd_3Ga_5O_{12}$ служат для изготовления подложек, используемых в эпитаксиальных технологиях [2]. Монокристаллы и прозрачная керамика иттрий-алюминиевого граната, легированные ионами Ce^{3+} , в последнее время привлекают все больше внимания как сцинтилляторы ввиду сочетания сравнительно высоких значений плотности и световых выходов, быстрой кинетики сцинтилляций, а также химической и радиационной стойкости [3, 4]. Их назначение — преобразование ионизирующего излучения в видимое в медико-диагностических устройствах и средствах неразрушающего контроля [5]. Имеются и технологические преимущества: монокристаллы $Y_3Al_5O_{12}$ и $Gd_3Ga_5O_{12}$ со

структурой граната могут быть выращены из расплава [6], а для соединения $Y_3Al_5O_{12}$ успешно развиваются методики синтеза керамических образцов, не уступающих по оптическим и механическим свойствам монокристаллам [3, 4, 7].

Структурную формулу иттрий-алюминиевого граната стехиометрического состава можно записать в виде $\{Y\}_3[Al]_2(Al)_3O_{12}$, где скобками $\{\}$, $[\]$, $(\)$ обозначаются c -, a - и d -позиции в структуре соответственно. Структура граната довольно сложная: в элементарной ячейке иттрий-алюминиевого граната содержатся восемь формульных единиц $Y_3Al_5O_{12}$. Ион Y^{3+} (24с) окружен восемью ионами кислорода, ион Al^{3+} (16а) — в кислородном октаэдре, ион Al^{3+} (24d) — в кислородном тетраэдре [8]. То же верно для стехиометрического гадолиний-галлиевого граната с заменой Y^{3+} на Gd^{3+} и Al^{3+} на Ga^{3+} [8]. В действительности строение диаграмм состояния систем Gd_2O_3 – Ga_2O_3 [9] и Y_2O_3 – Al_2O_3 [10] в области плавления соединений со структурой граната указывает на существование областей твердых растворов с частичным замещением Al^{3+} на Y^{3+} или Ga^{3+} на Gd^{3+} в октаэдрических a -позициях структуры. Так образуются “дефекты замещения”, которые могут формировать дополнительные центры окраски в кристаллах гранатов, в частности гадолиний-галлиевого

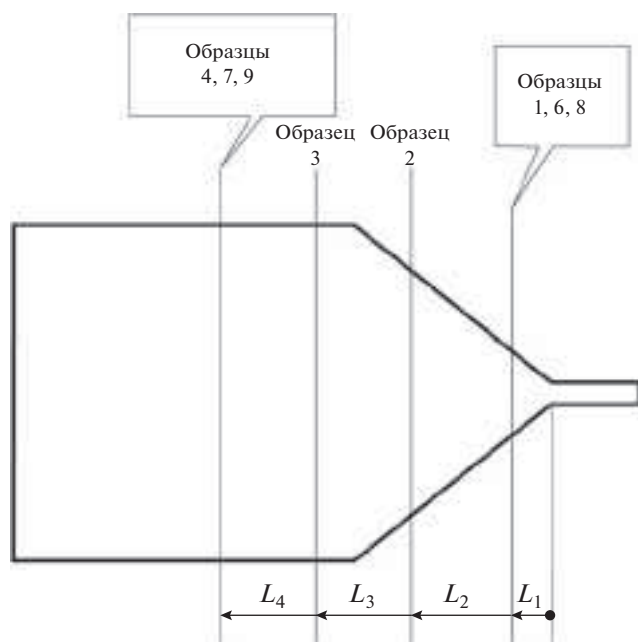


Рис. 1. Схема выбора областей в монокристалле граната для изготовления образцов. L — расстояние от затравки: $L_1 \sim 10$, $L_2 \sim 30$, $L_3 \sim 50$, $L_4 \sim 75$ мм.

граната, легированного неодимом [11]. При кристаллизации гранатов из расплава в них могут возникать и другие дефекты [6, 12], влияющие на оптические свойства, например F -центры [13].

В упомянутых выше работах кристаллы гранатов выращивали из расплава методом Чохральского [4, 6, 9–11], однако способ и параметры выращивания имеют определяющее влияние на структуру дефектов полученного кристалла [12]. В частности, кристаллы $Y_3Al_5O_{12}$, выращенные методом Чохральского, характеризуются значительной структурной неоднородностью, обусловленной образованием граней на поверхности раздела фаз, вогнутой в сторону расплава [14]. Области кристаллов, содержащие грани, оказываются упруго деформированными, в результате лишь часть выращенного кристалла пригодна для использования. Кристаллы, полученные методом Багдасарова или горизонтальной направленной кристаллизацией (ГНК), свободны от указанных недостатков. По методу ГНК принципиально возможно выращивание однородных кристаллов с широкой рабочей апертурой, перспективных для использования в детекторах для рентгеновской томографии [15].

Цель настоящей работы — сравнительное изучение спектроскопии центров окраски в легированных церием $Y_3Al_5O_{12}$ монокристаллах, выращенных из расплава методом Багдасарова (ГНК), и прозрачной керамике для выявления возможных механизмов дефектообразования при различных способах синтеза граната. С точ-

ки зрения практического применения исследования нацелены на разработку методик получения эффективных сцинтилляторов с широкой апертурой для детекторов ионизирующих излучений с высоким пространственным и временным разрешением.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Монокристаллы граната $Y_3Al_5O_{12}$, нелегированные и легированные церием, выращивали методом Багдасарова в виде пластин [12]. Образцы размером $\sim 10 \times 10 \times (0.83-1.9)$ мм³ вырезали из полученных кристаллов согласно схеме, приведенной на рис. 1. Легированный церием кристалл и, соответственно, образцы 1–4 синтезированы в вакууме для подавления реакции окисления $Ce^{3+} \rightarrow Ce^{4+}$. Для сравнения использованы образцы из нелегированных кристаллов, синтезированных в вакууме (6, 7) и аргоне (8, 9).

Далее проводили двустороннюю оптическую полировку рабочих поверхностей размером 10×10 мм², боковые поверхности образцов шлифовали. Результаты исследований монокристаллов гранатов сравнивали со свойствами образца 5 размером $6 \times 6 \times 0.8$ мм³ из прозрачной керамики $Y_3Al_5O_{12}$, легированной церием, аналогичной использованной в [16].

Элементный анализ образцов (табл. 1) выполняли методом масс-спектрометрии с ионизацией в индуктивно-связанной плазме (МС-ИСП) с помощью масс-спектрометра iCap Q-c Thermo Scientific. Концентрацию ионов Ce^{3+} в кристаллах (табл. 1) оценивали по спектрально-оптической методике, рассмотренной в [16]. Калибровку тестовых образцов для спектральных измерений осуществляли на основе прецизионных измерений концентрации Се методом МС-ИСП. Спектры пропускания и поглощения снимали в диапазоне 200–1100 нм при помощи двулучевого спектрофотометра SPECORD 200 PLUS.

Измерения спектров рентгенолюминесценции (РЛ) проводили в геометрии “на отражение” при непрерывном возбуждении излучением рентгеновской трубки с вольфрамовым анодом (40 кВ, 10 мА). Для регистрации оптического излучения использовали монохроматор МДР-2 и систему счета фотонов Hamamatsu H8259-01. Спектр излучения снимали в диапазоне 200–650 нм. При этом проводили корректировку на спектральную чувствительность установки. Исследования кинетики РЛ проводили при импульсном рентгеновском возбуждении методом время-скоррелированного однофотонного счета на установке, описанной в [17].

Также был определен абсолютный световой выход сцинтилляции образцов, который измеряли на лабораторной установке, собранной по стандарт-

ной схеме сцинтилляционного гамма-спектрометра, при возбуждении γ -квантами с энергией 662 кэВ от изотопа ^{137}Cs и калибровке по эталонному кристаллу NaI : Tl.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Спектры оптического пропускания полученных образцов граната представлены на рис. 2. В легированных Ce^{3+} образцах (1–5, табл. 1) регистрируются стандартные для них полосы поглощения Ce^{3+} в диапазонах 310–360 нм ($4f \rightarrow 5d_2$) и 400–520 нм ($4f \rightarrow 5d_1$). Интенсивности полос поглощения легированных образцов 1, 2 и 3, 4, вырезанных из различных областей кристаллов (рис. 1), приблизительно одинаковы. Если рассматривать эти кристаллы как твердые растворы церия в гранате $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ и применять к ним методику [16], основанную на законе Бугера–Ламберта–Бера, то можно оценить распределение ионов Ce^{3+} по длине выращенного кристалла (табл. 1). Как видно из таблицы, концентрация ионов Ce^{3+} изменяется незначительно. Коэффициент распределения Ce^{3+} при кристаллизации граната $\{\text{Y}_{1-x}\text{Ce}_x\}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ из расплава составляет $K \approx 0.1$ [18]. Наблюдаемое сравнительно однородное распределение Ce^{3+} по длине кристалла граната $\{\text{Y}_{1-x}\text{Ce}_x\}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ при $K \approx 0.1$ (вместо ожидаемого увеличения концентрации Ce^{3+} в дальней от затравки области кристалла) нетипично для элементов начала ряда лантаноидов при выращивании методом ГНК. Например, для кристаллов $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12} : \text{Nd}^{3+}$ наблюдается увеличение концентрации Nd^{3+} в конце кристалла на 30–50% [19]. Наблюдаемое для кристаллов $\{\text{Y}_{1-x}\text{Ce}_x\}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ равномерное распределение Ce^{3+} обусловлено, по-видимому, конкуренцией двух процессов: оттеснения церия в конечную часть кристалла и его испарения в процессе кристаллизации.

Образец 5 явно содержит больше Ce^{3+} , так как при меньшей толщине обладает гораздо большим поглощением на полосах Ce^{3+} .

Спектры пропускания в коротковолновой области нелегированных кристаллов граната (рис. 2) заметно различаются для образцов 6, 7 (кристалл выращен в вакууме) и 8, 9 (кристалл выращен в аргоне). Это различие связано с особенностями метода Багдасарова (ГНК). Широкое зеркало расплава и высокая температура кристаллизации способствуют очистке расплава от посторонних примесей за счет их испарения [12], и область оптической прозрачности образцов 6, 7 доходит до края фундаментального поглощения ~ 200 нм. Полосы поглощения небольшой интенсивности в диапазоне 200–250 нм могут быть обусловлены поглощением F -центров – вакансий

Таблица 1. Катионный состав исследованных образцов граната $\{\text{Y}_{1-x}\text{Ce}_x\}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (ат. %)

Образец	Шихта			Синтезированный образец		
	Y^{3+}	Ce^{3+}	Al^{3+}	Y^{3+}	Ce^{3+}	Al^{3+}
1	14.55	0.45	25	14.985	0.015	25
2	14.55	0.45	25	14.987	0.013	25
3	14.55	0.45	25	14.986	0.014	25
4	14.55	0.45	25	14.986	0.014	25
5	14.925	0.075	25	14.925	0.075	25
6	15		25	15		25
7	15		25	15		25
8	15		25	15		25
9	15		25	15		25

кислорода, появление которых возможно при кристаллизации в вакууме (восстановительная атмосфера) [13, 20]. Значительное уменьшение оптического пропускания образцов 8, 9 в спектральной области менее ~ 400 нм может быть отнесено, например, на счет наиболее распространенных примесей железа и титана, содержащихся в составной части шихты – корунде; именно ионы этих примесей в валентном состоянии $3+$ дают интенсивные полосы в УФ-области спектра поглощения граната [21, 22]. Кристаллизация в атмосфере аргона при давлении 1.3–1.4 бар снижает скорость испарения оксидов железа и титана из расплава и ухудшает очистку кристаллов от данных примесей.

На спектрах РЛ образцов 1–4 (рис. 3) отчетливо видны две полосы излучения. В диапазоне 220–380 нм регистрируется излучение самой кристаллической основы граната. Рентгенолюминесценция в диапазоне 220–380 нм образцов 1–4 и 6, 7 определенно связана с нарушением стехиометрии кристаллов в процессе роста за счет преимущественного испарения Al_2O_3 из расплава и образования дефектов замещения Al^{3+} на Y^{3+} в октаэдрических a -позициях структуры граната. В пользу такого предположения говорит значительная разница интенсивностей полосы 220–380 нм образцов 6, 7 и 8, 9 (рис. 3).

Инконгруэнтное испарение компонентов расплава происходило и при выращивании легированных церием кристаллов граната (образцы 1–4) в вакууме, однако интенсивное испарение Al_2O_3 из расплава частично компенсировалось испарением оксидов церия (его следы наблюдали на внутренних поверхностях ростовой камеры), снижая концентрацию дефектов замещения в полученных кристаллах. Для образца 5 сильнее всего потушено излучение основы (составляет $\sim 1\%$

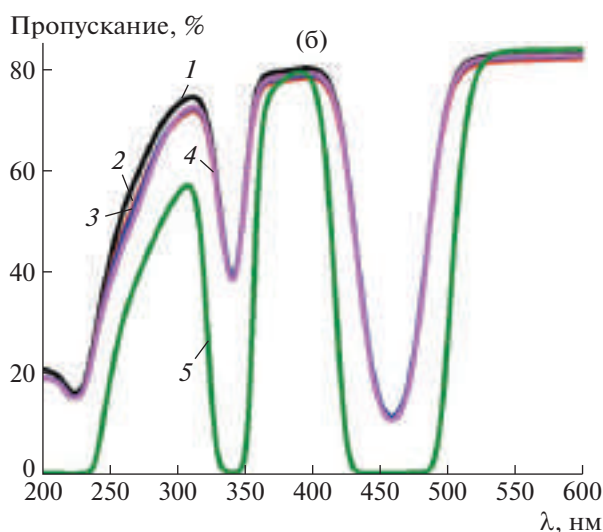
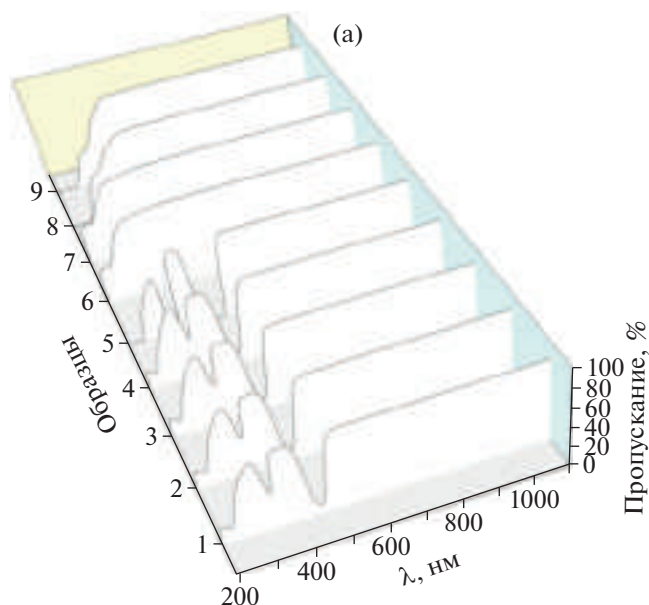


Рис. 2. Спектры оптического пропускания образцов граната $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$: а – общий вид, б – область 200–600 нм для образцов 1–5. Толщина образцов: 1–4–1.65 мм, 5–0.83 мм, 6–9–1.9 мм.

от интегральной интенсивности), что может быть связано с большей концентрацией ионов Ce^{3+} и меньшей температурой синтеза образца по сравнению с точкой плавления (в этом случае подавлены испарение Al_2O_3 и сегрегация компонентов системы при пересечении линии “ликвидус–солидус”).

В диапазоне 480–650 нм для образцов 1–5 регистрируется излучение Ce^{3+} . Можно заметить, что полоса люминесценции Ce^{3+} состоит из двух неразрешенных линий, что связано с расщеплением основного 4f-состояния. Наибольшая интенсивность излучения Ce регистрируется для об-

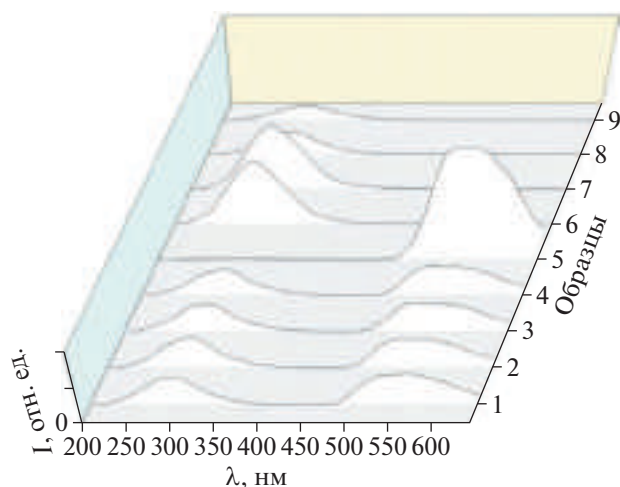


Рис. 3. Спектры рентгенолюминесценции образцов граната $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$.

разца 5. В образцах 1–4 люминесценция основы составляет ~40% от интегральной интенсивности. Как для излучения основы, так и для люминесценции Ce^{3+} форма полосы почти не изменяется от образца к образцу.

Кинетика РЛ изученных образцов граната различалась значительно (рис. 4). По характеру уменьшения интенсивности РЛ от времени их можно условно разбить на три группы: образцы 1–4, образец 5 и образцы 6–9, что коррелирует со структурой спектров РЛ этих образцов (рис. 3).

Все кривые можно аппроксимировать суммой трех экспоненциальных функций с различными показателями времени затухания τ :

$$I = I_0 + I_1 e^{-t/\tau_1} + I_2 e^{-t/\tau_2} + I_3 e^{-t/\tau_3},$$

где I_0 – интенсивность фоновой засветки, I_1 , I_2 и I_3 – интенсивности компонент кинетики, а τ_1 , τ_2 и τ_3 – времена спада соответствующих компонент. При этом оценить вклад отдельных компонент можно на основании интегральной интенсивности. Для экспоненциальной зависимости ее можно рассчитать как произведение интенсивности на время спада $I_i \tau_i$.

Результаты приведены в табл. 2 отдельно для образцов 1–5 и 6–9, поскольку очевидно, что природа их РЛ значительно различается. Разброс по временам затухания имеется, хотя везде прослеживаются три компоненты с временами затухания ~85, ~300 и ~1700 нс. Наблюдается корреляция со структурой спектров РЛ, хотя различие в интегральной интенсивности довольно сильное. К примеру, быстрая компонента, соответствующая излучению церия, составляет в кинетике образцов 1–4 всего 21–24%. В образце 5 вклад быстрой компоненты составляет 79%, хотя в спектре РЛ интегральная интенсивность люминесценции

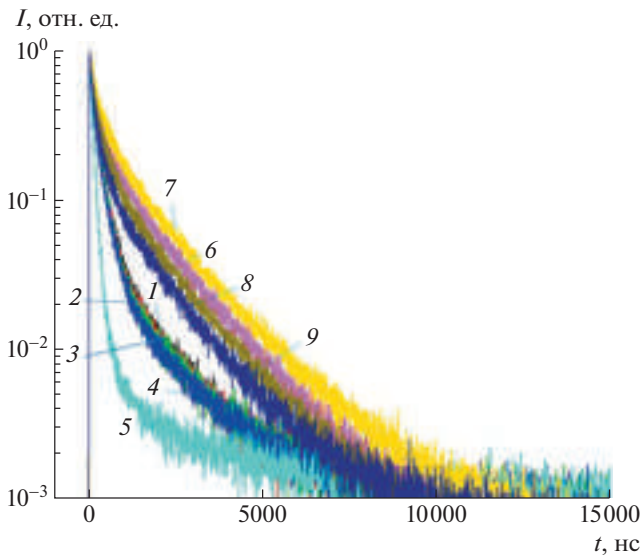


Рис. 4. Временные зависимости спада интенсивности рентгенолюминесценции образцов граната $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$.

Ce^{3+} в диапазоне 480–650 нм около 99%. В образцах 6, 7, несмотря на отсутствие активатора, регистрируется 5–9% быстрого излучения, которое может быть связано с наличием неконтролируемых примесей в шихте, в частности Се. Различия в интенсивности и кинетике РЛ могут быть связаны также с несколько различающимися условиями возбуждения (габариты и оптическое совершенство образцов).

Измерен абсолютный световыход образцов (рис. 5). Наибольшее значение получено для образца 5, что коррелирует с предыдущими результатами, т.е. практически вся РЛ со временем затухания $\tau_1 \approx 82\text{--}88$ нс сосредоточена в диапазоне 480–650 нм. Для образцов 1–4 отдельно представлен световыход основы и ионов Ce^{3+} , а также суммарный световыход. Отметим, что погрешность измерения световыхода может составлять ~30%, что связано с формой образца, процентом светосбора, вариациями в квантовом выходе различных зон фотоэлектронного умножителя и т.д.

Интенсивную РЛ самой кристаллической матрицы граната (рис. 3) в диапазоне 200–400 нм следует рассматривать как паразитный канал люминесценции, снижающий абсолютный световыход и эффективность сцинтилляторов на основе граната $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$, а также их быстродействие. Наблюдаемая в диапазоне 200–400 нм широкая полоса РЛ в действительности является совокупностью нескольких полос [23], и предложенная аппроксимация спада интенсивности РЛ как суммы трех экспонент (табл. 2) косвенно подтверждает это. Если фотолюминесценцию Ce^{3+} в

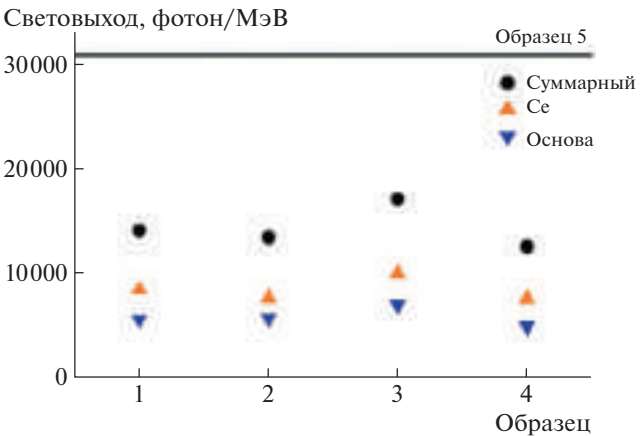


Рис. 5. Световыход образцов граната $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$ при облучении γ -квантами от ^{137}Cs (662 кэВ).

$\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$ в диапазоне 480–660 нм можно возбудить накачкой в любую из полос оптического поглощения церия (рис. 2), то для возбуждения люминесценции самой кристаллической матрицы граната в диапазоне 200–400 нм требуется более коротковолновое излучение – с длиной волны короче 180 нм [23].

Таблица 2. Результаты аппроксимации экспонентами временных зависимостей спада интенсивности рентгенолюминесценции образцов гранатов $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$

Образец	Интегральная интенсивность (%) для времени спада		
	$\tau_1 \approx 82\text{--}88$ нс	$\tau_2 \approx 282\text{--}291$ нс	$\tau_3 \approx 1650\text{--}1780$ нс
1	21	53	26
2	23	52	25
3	22	54	24
4	24	54	22
5	79	15	12
Образец	Интегральная интенсивность (%) для времени спада		
	$\tau_4 \approx 80\text{--}130$ нс	$\tau_5 \approx 240\text{--}440$ нс	$\tau_6 \approx 1370\text{--}1690$ нс
6	5	32	63
7	7	27	66
8	9	33	58
9	9	31	60

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом Багдасарова (ГНК) выращены из расплава монокристаллы иттрий-алюминиевого граната $Y_3Al_5O_{12}$, в том числе легированные церием. Проведено сравнительное спектроскопическое исследование образцов монокристаллов граната и специально изготовленной керамики аналогичного состава методами оптической абсорбционной спектроскопии и РЛ. Определены кинетика спада РЛ и световыход сцинтилляций. Установлено, что наибольший световыход сцинтилляций 31 000 фот/МэВ и максимальную скорость спада РЛ $\tau_1 \approx 82\text{--}88$ нс имеет керамика состава $\{Y_{0.995}Ce_{0.005}\}_3Al_5O_{12}$, для которой характерны значительно бóльшая концентрация церия по сравнению с монокристаллами и весьма малая интенсивность паразитной РЛ самой кристаллической матрицы граната.

На основе полученных результатов можно сделать вывод о значительном влиянии межцентровых взаимодействий, приводящих к тушению собственной РЛ кристаллической матрицы граната уже в кристаллах с достаточно низкой концентрацией активатора. Сравнение результатов по гранатам и керамике дает основание полагать, что эффективность тушения будет возрастать при увеличении концентрации ионов церия в кристаллах с соответствующим улучшением спектрально-люминесцентных и сцинтилляционных характеристик кристаллов. Полученные результаты позволяют наметить пути повышения эффективности сцинтилляторов на основе кристаллов граната $\{Y_{1-x}Ce_x\}_3Al_5O_{12}$ за счет увеличения концентрации активатора, корректировки состава исходной шихты в сторону увеличения содержания оксида алюминия, оптимизации состава атмосферы и давления в ростовой камере для подавления испарения алюминия и активатора в процессе кристаллизации.

Работа выполнена в рамках Госзадания ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН в части роста кристаллов граната, изготовления образцов для исследования и кристаллохимического анализа, и в рамках Соглашения с Министерством науки и высшего образования РФ от 12 октября 2021 г. № 075-15-2021-1362 в части спектроскопии и характеристики полученных материалов как элементов сцинтилляционных детекторов ионизирующего излучения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kaminskii A.A. // Laser Photonics Rev. 2007. V. 1. № 2. P. 93.
<https://doi.org/10.1002/lpor.200710008>
2. <https://www.crystals.saint-gobain.com/garnet-substrates>
3. Yanagida T., Takahashi H., Ito T. et al. // IEEE Trans. Nucl. Sci. 2005. V. 52. № 5. P. 1836.
<https://doi.org/10.1109/TNS.2005.856757>
4. Mihóková E., Nikl M., Mareš J.A. et al. // J. Lumin. 2007. V. 126. P. 77.
<https://doi.org/10.1016/j.jlumin.2006.05.004>
5. Lecoq P., Gektin A., Korzhik M. // Inorganic Scintillators for Detector Systems. Cham: Springer, 2017. P. 1.
6. Linares R.C. // Solid State Commun. 1964. V. 2. P. 229.
[https://doi.org/10.1016/0038-1098\(64\)90369-2](https://doi.org/10.1016/0038-1098(64)90369-2)
7. Wagner A., Ratzker B., Kalabukhov S. et al. // Ceram. Int. 2019. V. 45. P. 12279.
<https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2019.03.141>
8. Милль Б.В. // Магнитные и кристаллохимические исследования ферритов. М.: Изд-во МГУ, 1971. С. 56.
9. Allibert M., Chatillon C., Mareschal J., Lissalde F. // J. Cryst. Growth. 1974. V. 23. P. 289.
[https://doi.org/10.1016/0022-0248\(74\)90071-2](https://doi.org/10.1016/0022-0248(74)90071-2)
10. Ashurov M.Kh., Voronko Yu., Osiko V.V. et al. // Phys. Status Solidi. A. 1977. V. 42. № 1. P. 101.
<https://doi.org/10.1002/pssa.2210420108>
11. Каминский А.А., Буташиин А.В., Александров К.С., Безматерных Л.Н. // Кристаллография. 2002. Т. 47. № 2. С. 344.
<https://doi.org/10.1134/1.1466508>
12. Багдасаров Х.С. Высокотемпературная кристаллизация из расплава. М.: Физматлит, 2004. 160 с.
13. Varney Ch.R., Selim F.A. // AIMS Mater. Sci. 2015. V. 2. № 4. P. 560.
<https://doi.org/10.3934/matricsci.2015.4.560>
14. Каминский А.А., Аминов Л.К., Ермолаев В.Л. и др. Физика и спектроскопия лазерных кристаллов. М: Наука, 1986. 272 с.
15. Lumpkin A.H., Garson A.B., Anastasio M.A. // Rev. Sci. Instrum. 2018. V. 89. № 7. P. 073704.
<https://doi.org/10.1063/1.5027499>
16. Кварталов В.Б., Каневский В.М., Федоров В.А., Буташиин А.В. // Успехи в химии и химической технологии: сб. науч. тр. Том XXXVI. № 7. М.: РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2022. С. 70.
17. Rodnyi P.A., Mikhlin S.B., Mishin A.N., Sidorenko A.V. // IEEE Trans. Nucl. Sci. 2001. V. 48. № 6. P. 2340.
<https://doi.org/10.1109/23.983264>
18. Zhao G., Zeng X., Xu J. et al. // J. Cryst. Growth. 2003. V. 253. P. 290.
[https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(03\)01017-0](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(03)01017-0)
19. Петросян А.Г., Багдасаров Х.С., Бутаева Т.Н. и др. // Кристаллография. 1975. Т. 20. № 5. С. 1089.
20. Nizhankovsky S.V., Dan'ko A.Ya., Puzikov V.M. et al. // Funct. Mater. 2008. V. 15. № 4. P. 546.
21. Bantien F., Albers P., Huber G. // J. Lumin. 1987. V. 36. P. 363.
[https://doi.org/10.1016/0022-2313\(87\)90153-0](https://doi.org/10.1016/0022-2313(87)90153-0)
22. Lin Ch. // Bull. Minéral. 1981. V. 104. P. 218.
23. Zorenko Yu., Voloshinovskii A., Savchyn V. et al. // Phys. Status Solidi. B. 2007. V. 244. № 6. P. 2180.
<https://doi.org/10.1002/pssb.200642431>