

ОПТИЧЕСКИЕ, ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ И СЦИНТИЛЛЯЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ZnO- И ZnO:Ga-КЕРАМИК

© 2008 г. **Е. И. Горохова***, канд. техн. наук; **П. А. Родный****, доктор физ.-мат. наук; **И. В. Ходюк****; **Г. В. Ананьева***; **В. А. Демиденко***, канд. хим. наук; **E. D. Bourret-Courchesne*****

* Научно-исследовательский и технологический институт оптического материаловедения ВНИЦ “ГОИ им. С.И. Вавилова”, Санкт-Петербург

** Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Санкт-Петербург

*** Lawrence Berkeley National Laboratory, University of California, Berkeley, USA

E-mail: E.Gorokhova@ Rambler.ru

Методом одноосного горячего прессования получены керамики на основе оксида цинка и исследованы их оптические, рентгеноструктурные, люминесцентные и сцинтилляционные характеристики. Показано, что, меняя содержание активатора (Ga) и соактиватора (N), можно изменять интенсивности краевой (397,5 нм) и внутризонной (510 нм) полос люминесценции ZnO, а также их соотношение. Нелегированная ZnO-керамика имеет хорошую прозрачность в видимой области спектра и достаточно высокий световыход: 9050 фотонов на МэВ. Керамика ZnO:Ga обладает интенсивной краевой люминесценцией со временем спада порядка 1 нс.

Коды OCIS: 160.2540, 160.4760.

Поступила в редакцию 20.05.2008.

Введение

Порошкообразный оксид цинка, легированный галлием, обладает малым временем высвечивания – 0,7 нс и высоким световыходом – 15 000 фотонов/МэВ [1]. В результате ZnO:Ga имеет самую высокую добротность (отношение световыход/время спада) среди известных люминофоров. Хорошие сцинтилляционные характеристики показывают также люминофоры ZnO:In [1, 2] и ZnO:Zn [3, 4]. Однако порошкообразные и тонкопленочные материалы применимы лишь для детектирования нейтронов и альфа-частиц [4, 5], а для регистрации гамма- и рентгеновских квантов необходимы сцинтилляторы, обладающие большим объемом (монокристаллы либо оптические керамики) и высокой прозрачностью в спектральной области излучения материала. Получение объемного, монокристаллического ZnO – сложный, длительный и дорогостоящий технологический процесс. К настоящему времени имеются лишь отдельные сообщения о выращивании сцинтилляционных монокристаллов на основе ZnO, в частности ZnO:In, миллиметровых размеров [2].

Сцинтилляционная керамика, которая представляет собой прессованный поликристаллический материал, размер зерна которого может варьироваться в широких пределах, является перспективной альтернативой традиционным сцинтилляционным монокристаллам. Для получения оптических (прозрачных к собственному излучению) керамик наиболее приемлемы кристаллы кубической сингонии

[6]. В случае кристаллов с низкой симметрией (таких как ZnO) получить прозрачную в видимой области спектра керамику намного сложнее, так как в процессе горячего прессования оптической керамики формируется микроструктура из разориентированных зерен, что даже при незначительной разнице в показателях преломления (Δn) вызывает значительное рассеяние света. Минимизация негативного влияния Δn возможна при создании преимущественной ориентировки зерен по направлению, совпадающему с направлением оптической оси. Известно, что границы зерен оказывают значительное влияние и на другие свойства керамик [7], поэтому характеристики керамик и монокристаллов обычно отличаются.

Оксид цинка проявляет типичные полупроводниковые свойства, обладая при этом большой долей ионной связи. Наиболее полно характеристики оксида цинка представлены в недавнем обзоре [8]. В обычных условиях ZnO обладает гексагональной вюрцитовой структурой, в которой каждый ион O^{2-} окружен тетраэдром из четырех ионов Zn^{2+} . Постоянные кристаллической структуры имеют значения: $a = 3,2497 \text{ \AA}$, $c = 5,2069 \text{ \AA}$, а их отношение $c/a = 1,602$ близко к идеальному. Разница в значениях показателей преломления оксида цинка в видимой области спектра колеблется в пределах 0,016–0,018, а при 405 нм она составляет 0,009. В многообразных формах ZnO: монокристаллах, тонких пленках и нитях, нанокристаллах, иглах и т. д., как правило, регистрируются две полосы из-

лучения: коротковолновая вблизи края поглощения кристалла, то есть краевая люминесценция, и длинноволновая (зеленая) полоса, которую назовем внутризонной люминесценцией. Краевая люминесценция имеет экситонную природу, а внутризонную полосу связывают с наличием вакансий кислорода или цинка, либо с остаточными примесями [8, 9].

Рассматриваются перспективы применения ZnO и ZnO:Ga в коротковолновой оптоэлектронике, лазерной и сцинтилляционной технике [1–5]. В последнем случае важно, что ZnO обладает относительно небольшой (для сцинтилляторов) шириной запрещенной зоны ($E_g = 3,37$ эВ), поскольку конверсионная эффективность сцинтилляторов растет с уменьшением ширины запрещенной зоны. Кроме того, энергия связи экситона (60 мэВ) в ZnO в 2,4 раза больше термической энергии kT (для $T \approx 290$ К), в результате краевая люминесценция имеет высокую интенсивность при комнатной температуре. В случае быстрых сцинтилляторов наиболее важна краевая люминесценция, поскольку для нее характерны наносекундные и субнаносекундные времена высвечивания. Для сцинтилляционных детекторов важны также следующие характеристики ZnO: прозрачность в видимой области спектра, хорошие термические и механические свойства, достаточно высокая плотность – $5,61$ г/см³ и высокая радиационная стойкость [10].

В настоящей работе представлены первые результаты по синтезу и исследованию сцинтилляционных ZnO- и ZnO:Ga-керамик. Для получения керамик применялся метод одноосного горячего прессования. Этот метод был использован ранее при разработке сцинтилляционных керамик $Gd_2O_2S:Pr$, Ce [11] и ZnO:Zn [12]. Исследованы оптические, люминесцентные, сцинтилляционные и другие свойства полученных ZnO- и ZnO:Ga-керамик.

Методика эксперимента

Все керамики были получены в форме дисков диаметром 24 мм и толщиной 1,5 мм (после полировки). Как чистые, так и легированные керамики были синтезированы из двух видов исходного оксида цинка: промышленный порошок ZnO квалификации “ос ч” (обозначенный ZnOI) производства ЗАО НПФ “Люминофор” (Ставрополь) и специально очищенный производства фирмы “Alfa Aesar” (обозначенный ZnOII). Для легирования использовались порошки Ga_2O_3 и $Ga(NO_3)_3$ также производства фирмы “Alfa Aesar”. На основании предыдущего опыта синтеза керамик и данных по порошкообразному ZnO:Ga [5, 8], содержание галлия в ZnO было выбрано в пределах от 0,05 до 0,1 вес. %

(в дальнейшем содержание примеси везде указано в весовых процентах). Галлий вводился в форме Ga_2O_3 и $Ga(NO_3)_3$, соответствующие образцы обозначены как ZnO:Ga и ZnO:Ga,N. В отличие от галлия, образующего донорные уровни в ZnO, азот формирует мелкие акцепторные уровни [5]. Считается, что за счет донорно-акцепторной рекомбинации краевая полоса в образцах, активированных галлием и азотом, должна быть смещена в длинноволновую область спектра по сравнению с таковой в ZnO:Ga.

Морфология и средний размер зерна порошков и керамических образцов изучались с помощью оптического микроскопа. Исследования параметров решетки и степени текстурированности керамики проводились на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 с медным анодом и никелевым фильтром при регистрации рентгеновских отражений на ленте самописца. Для определения параметров кристаллической ячейки была выбрана система кристаллографических плоскостей (105) и (300) с большими углами отражения 2θ ($104,12^\circ$ и $110,52^\circ$). Для контроля текстуры, т. е. преимущественной ориентировки кристаллографических плоскостей в керамических образцах, была использована методика расчета текстурного фактора, предложенная в работе [13]. Расчет текстурного фактора проводился по однозначно индифицированным линиям отражения от плоскостей (100), (002), (101), (102), (110), (103) путем сопоставления интенсивностей этих линий от исследуемого текстурированного образца со стандартными данными для этого материала, взятыми из картотеки I.C.P.D.S. Полный спектральный коэффициент пропускания образцов определяли на спектрофотометре “Hitachi-330”, снабженном приставкой с интегральной сферой диаметром 60 мм.

Измерение спектров рентгенолюминесценции осуществлялось с использованием рентгеновской трубки с медным анодом, работающей в режиме 55 кВ, 40 мА. Для отсекающей мягкой составляющей рентгеновского излучения применялся Al фильтр толщиной 3 мм. Спектры излучения измерялись при помощи монохроматора Acton Research Company VM-504 (дифракционная решетка 1200 штр./мм). В качестве фотоприемника использовался ФЭУ Hamamatsu R934-04. Все измеренные спектральные кривые были откорректированы с учетом чувствительности ФЭУ и пропускной способности монохроматора для различных длин волн.

Измерение абсолютного световыхода монокристалла BaF_2 проводилось с использованием ФЭУ Hamamatsu R1791 путем сравнения позиции максимума фотопика для спектра Cs^{137} (662 кэВ) с позицией центра веса одноэлектронного спектра [14].

Световойход стандартного монокристалла BaF_2 оказался равным 8880 фотонов на МэВ. Для керамических образцов ZnO , ZnO:Ga не удалось надежно разрешить позицию фотопика при возбуждении гамма-квантами Cs^{137} . Для определения абсолютного световыхода полученной керамики использовалось отношение ее интегральной интенсивности к интенсивности рентгенолюминесценции BaF_2 , умноженное на абсолютный световойход фторида бария

$$L = \left(\int I_{\text{ZnO}}(\lambda) d\lambda / \int I_{\text{BaF}_2}(\lambda) d\lambda \right) 8880 \text{ фотон/МэВ.}$$

Кинетика люминесценции измерялась с использованием оригинальной экспериментальной установки [15]. Для возбуждения образцов использовался источник рентгеновского излучения с длительностью импульса ≤ 1 нс, работающий при напряжении 30 кВ и максимальной амплитуде тока 500 мА. Схема регистрации состояла из ФЭУ 71, работающего в режиме счета фотонов, и сопутствующей электроники, позволяющей проводить измерения в различных временных диапазонах с разрешением не хуже 100 пс.

Оптические и рентгеноструктурные характеристики образцов

Исходные порошки ZnO характеризовались достаточно однородным зерновым составом как по морфологии, так и по размеру. Зерна имели преимущественно округлую, близкую к изометричной форму и размер порядка 1–3 мкм. Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что параметры решетки исходных порошков соответствуют таковым для монокристаллов: $a = 3,2497 \text{ \AA}$, $c = 5,2069 \text{ \AA}$. Значительное влияние на параметры решетки оказывает процесс горячего прессования: для нелегированных керамик ZnO наблюдалось уменьшение параметра “ c ” до 5,2034–5,2043 \AA . Внедрение в решетку ZnO легирующей примеси с меньшим ионным радиусом ($r[\text{Ga}^{3+}] = 0,47 \text{ \AA}$, $r[\text{Zn}^{2+}] = 0,6 \text{ \AA}$) не приводило к заметным изменениям параметров керамики ZnO:Ga . При внедрении в ZnO нитрата галлия параметр “ c ” уменьшался. Было замечено также небольшое уменьшение параметра “ a ”, которое наблюдается у керамических образцов при минимальной концентрации легирующей примеси независимо от типа соединения, в виде которого она вводилась.

Исследования преимущественной ориентировки основных кристаллографических плоскостей показали, что для всех керамик характерна текстура по плоскостям призмы (100), (110) и ромбоэдра (101). Проявление текстуры по трем плоскостям является следствием ее размытия (угол между плоскостями не превышает 30°).

Для нелегированной ZnO -керамики наблюдается преимущественная ориентировка по плоскости ромбоэдра (101). У легированных галлием образцов преобладает текстура по плоскостям призмы. В целом, значение текстуры не превышает 0,3.

На рис. 1 приведены фотографии типичных микроструктур ZnO - и ZnO:Ga -керамик. Характер представленных микроструктур отражает, во-первых, интенсивное протекание рекристаллизационных процессов при формировании ZnO -керамики, в результате чего размер зерна увеличивается на 1,5–2 порядка по сравнению с размером исходных частиц, во-вторых, ингибирующую роль легирующей примеси, следствием чего является затормаживание рекристаллизационных процессов. Анализ данных, приведенных на рис. 1, показал, что размер зерен в нелегированном образце составляет 30–90 мкм, а в ZnO:Ga – 15–35 мкм.

Плотность всех керамических образцов составляла более 0,99 относительно рентгеноструктурной

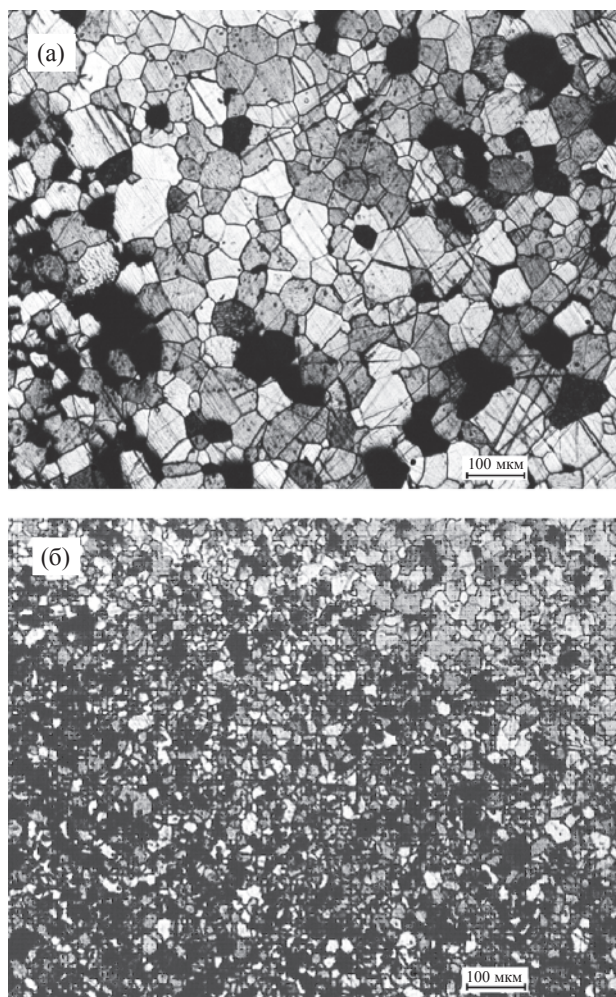


Рис. 1. Микроструктура ZnO (а) и ZnO:Ga -керамик (б).

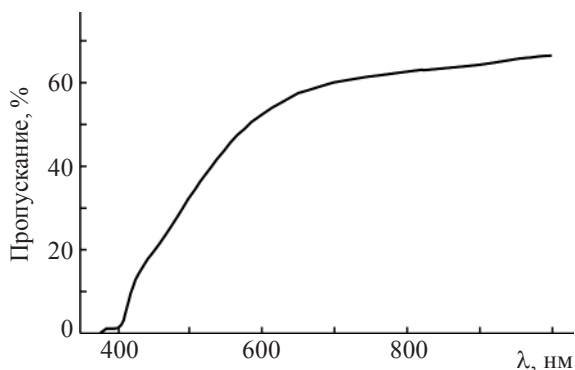


Рис. 2. Спектр полного пропускания ZnOII-керамики толщиной 1,5 мм.

плотности ZnO. Полученные образцы имели характерную окраску. Образцы ZnOI были окрашены в интенсивный красный цвет, а ZnOII имел желто-красный оттенок. Легированная керамика имела сине-голубую окраску, интенсивность которой возрастала с увеличением содержания галлия. Наиболее высокая прозрачность характерна для ZnOII-керамики, спектр полного пропускания которой представлен на рис. 2. Поглощение в коротковолновой области прозрачности из-за наличия окраски (причина которой выясняется) снижает уровень пропускания ZnOII-керамики в этой области. Подобное явление для монокристаллов ZnO (наличие красной окраски и смещение коротковолновой границы прозрачности в длинноволновую область) отмечалось в работе [16] и объяснялось наличием большой концентрации окисных вакансий. Высокотемпературный отжиг в атмосфере кислорода позволил авторам обесцветить монокристаллы ZnO, что сопровождалось увеличением прозрачности во всей видимой области спектра и соответствующим смещением границы прозрачности в коротковолновую область.

Следует отметить, что полученный уровень прозрачности нелегированной керамики в длинноволновой области спектра ($\lambda \geq 600$ нм) приближается к таковому для монокристаллического ZnO [17]. При этом существенно, что такой результат достигнут для керамики, преимущественная ориентировка зерен в которой не является оптимальной для гексагональной структуры, так как она не совпадает с направлением оптической оси.

Люминесцентные и сцинтилляционные характеристики керамик

На рис. 3а приведены спектры рентгенолюминесценции ZnOI- и ZnOII-керамик в сравнении со спектром традиционного сцинтиллятора BaF_2 . Вид-

но, что в нелегированных керамиках преобладает внутризонная люминесценция, то есть широкая полоса с максимумом при 520 нм. ZnOI-керамика проявляет слабую краевую люминесценцию (рис. 3б), в то время как в исходных порошках и монокристаллах [18, 19] краевая люминесценция достаточно интенсивна. Световыход ZnOII оказался выше, чем BaF_2 и существенно выше, чем ZnOI.

Спектры люминесценции легированных керамик приведены на рис. 4. Интенсивности обеих полос люминесценции увеличиваются при переходе $I \rightarrow II$ (рис. 4а, б), что справедливо как для ZnO:Ga-, так и для ZnO:Ga, N-образцов. При увеличении содержания галлия от 0,1% (рис. 4в) световыход уменьшается по сравнению с таковым для ZnO:Ga, NII (0,075%) (рис. 4б). В ZnO:Ga-керамиках излучение сосредоточено преимущественно в коротковолновой области (рис. 4г), а в ZnO:Ga, N (рис. 4а, б, в) преобладает внутризонная люминесценция с мак-

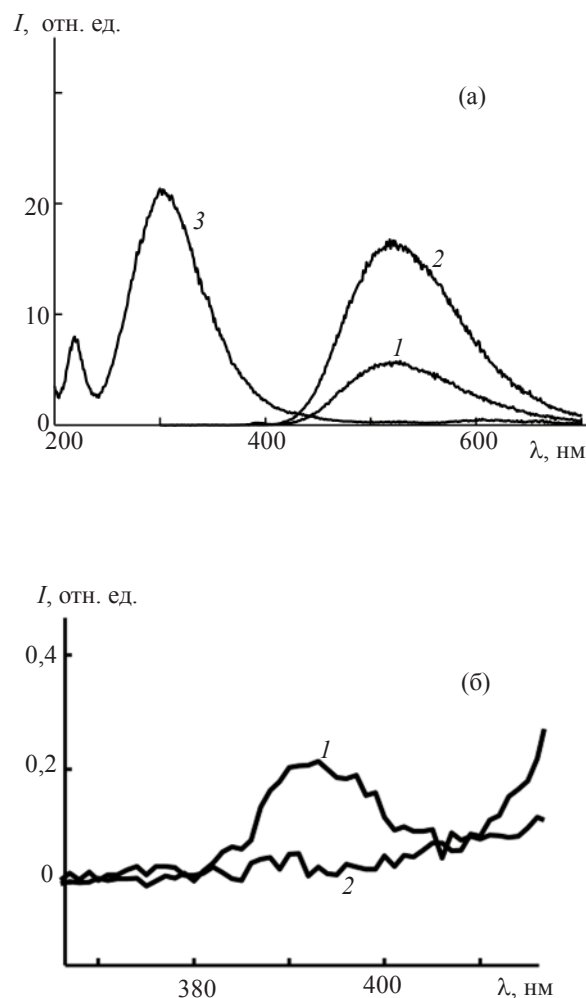


Рис. 3. а – спектры люминесценции нелегированных керамик ZnOI – 1, ZnO:II – 2 и монокристалла BaF_2 – 3 при комнатной температуре. б – фрагмент спектров в увеличенном масштабе интенсивностей.

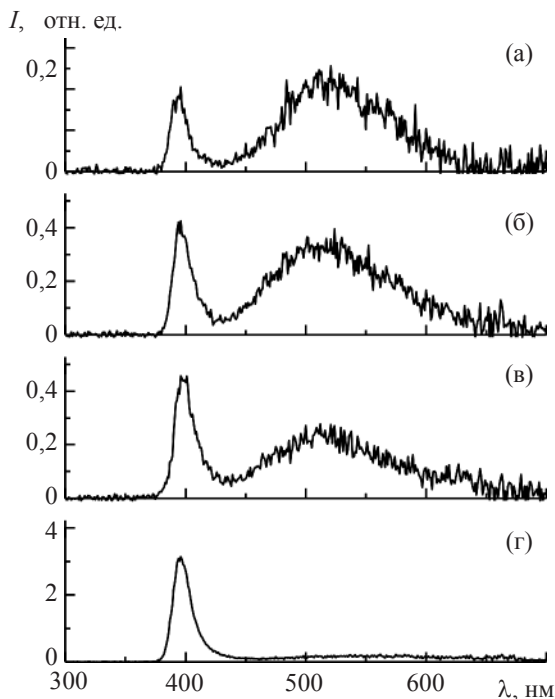


Рис. 4. Спектры люминесценции ZnO:Ga-керамик при комнатной температуре. а – ZnO:Ga, NI (0,075%), б – ZnO:Ga, NII (0,075%), в – ZnO:Ga, NII (0,1%), г – ZnO:GaII (0,075%).

симумом при 510 нм. Следует отметить, что световыход образцов ZnO:GaII и ZnO:Ga, NII одинаков, однако наличие в образце азота приводит к усилению внутризонной полосы и ослаблению краевой люминесценции. Положение максимума полосы краевой люминесценции в ZnO:Ga и в ZnO:Ga, N оказалось одинаковым – 397,5 нм при 300 К, то есть ожидаемого длинноволнового смещения при введении акцептора (N) не наблюдалось. Более того, максимум краевой полосы в легированных образцах (рис. 4) смещен относительно максимума в ZnOI (рис. 3б) всего примерно на 10 мЭВ.

Внутризонная люминесценция ZnO может быть связана с вакансиями цинка V_{Zn} [8], вакансиями кислорода V_O [8, 9], антиузельным цинком O_{Zn} [20] и другими центрами. Проведенное недавно специальное исследование [18] показало, что за полосу люминесценции с максимумом 2,35 эВ, которая регистрируется в наших керамиках, ответственны V_{Zn} центры, а кислородные вакансии приводят к более коротковолновому излучению (2,53 эВ). Очевидно, в нашем случае введение Ga_2O_3 в ZnO уменьшает число вакансий цинка в образце и усиливает краевую люминесценцию.

На рис. 5 приведены зависимости интенсивности люминесценции от температуры для образца

ZnO:GaII. Интенсивность краевой люминесценции при 78 К в 3 раза выше, чем при 300 К. При $T > 300$ К интенсивность краевой полосы становится выше интенсивности внутризонной люминесценции.

Примеры кинетических кривых для образцов ZnO:Ga и ZnO:Ga,N приведены на рис. 6. В образцах

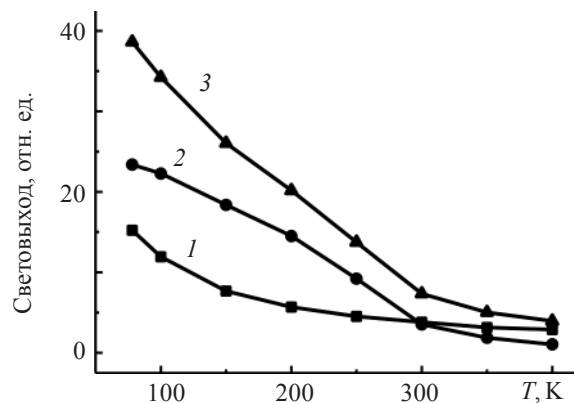


Рис. 5. Зависимости интенсивностей краевой (497,5 нм) – 1, внутризонной (510 нм) – 2 и интегральной – 3 люминесценции керамики ZnO:GaII от температуры.

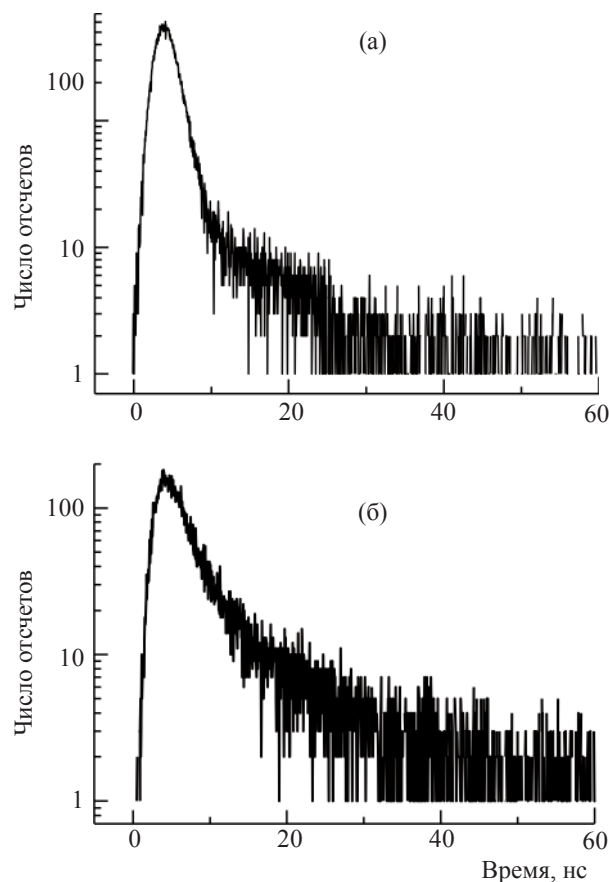


Рис. 6. Кинетика люминесценции ZnO:GaII (а) и ZnO:Ga, NII (б) керамик.

преобладает быстрый спад рентгенолюминесценции. В ZnO:Ga быстрый компонент с постоянной спада примерно в 1 нс занимает два десятичных порядка по интенсивности. ZnO:Ga, N-керамика обладает гиперболическим спадом люминесценции, в начале кривой (рис. 6б) удается выделить участок с постоянной спада $3,3 \pm 0,3$ нс. Таким образом, с позиций быстродействия ZnO:Ga-керамика предпочтительней по сравнению с ZnO:Ga, N.

Основные характеристики керамик приведены в таблице. Световойход чистого образца ZnOII достаточно высок – 9050 фот./МэВ. Активированные керамики имеют низкий световойход – 420 фот./МэВ. Однако это так называемый технический выход, связанный с низкой прозрачностью полученных к настоящему времени керамик. Физический световойход должен быть выше, поскольку он очень высок у исходного ZnO:Ga. Кроме того, следует еще раз подчеркнуть, что эти данные относятся к образцам, не прошедшим термообработку. Эти данные нужно рассматривать как предварительные, поскольку термообработка в специальной атмосфере является неотъемлемой процедурой формирования сцинтилляторов не только на основе ZnO [5, 11]. Наши пробные эксперименты по термообработке керамических образцов ZnO:Ga показали, что интенсивность краевой люминесценции в отожженной керамике становится несколько выше таковой в исходном образце, при этом прозрачность керамики также немного увеличивается.

С позиций световыхода оптимальным содержанием галлия (при введении его в виде Ga₂O₃) в ZnO оказалось 0,075%, результат находится в соответствии с данными для порошкообразного [5] и тонкопленочного [21] ZnO:Ga. Увеличение содержания

галлия на 30% приводило к уменьшению световыхода почти в два раза. Таким образом, концентрационное тушение краевой люминесценции в ZnO:Ga начинается при содержании галлия, превышающем 0,075%. Подобные значения характерны и для керамических сцинтилляторов Gd₂O₂S:Pr, Ce [11]. Это достаточно низкое значение, поскольку в традиционных сцинтилляторах (NaI:Tl, CsI:Tl) оптимальное содержание активатора составляет 0,1–0,2%. Следует подчеркнуть, что понижение значения оптимальной концентрации активатора в керамике по сравнению с порошкообразными аналогами наблюдалось авторами и на примере таких люминесцентных керамик, как ZnS:Cu. Эта особенность керамик, вероятно, обусловлена более высокой растворимостью активирующих примесей в решетке матрицы в процессе горячего прессования.

Заключение

Методом одноосного горячего прессования получены керамики на основе оксида цинка и исследованы их оптические, рентгеноструктурные, люминесцентные и сцинтилляционные характеристики. Показано, что, меняя содержание активатора (Ga) и соактиватора (N), можно изменять интенсивности краевой и внутризонной полос люминесценции ZnO, а также их соотношение. Полученные керамики обладают короткими временами спада люминесценции.

Нелегированная ZnOII-керамика имеет хорошую прозрачность в видимой области спектра и достаточно высокий световойход в отличие от ZnO:Ga-керамик. Основываясь на первых полученных данных, авторы разработали стратегию улучшения качества ZnO:Ga-керамик (прежде всего, увеличения прозрачности образцов), которая должна привести к улучшению сцинтилляционных характеристик керамик на основе оксида цинка.

Авторы считают своим приятным долгом выразить благодарности профессору S.E. Derenzo, докторам W.W. Moses и P. Dorenbos за содействие в выполнении данной работы. Выражаем также признательность Е.А. Орещенко за помощь в выполнении экспериментальной части работы.

ЛИТЕРАТУРА

1. Derenzo S.E., Weber M.J., Klintonberg M.K. Temperature dependence of the fast, near-band-edge scintillation from CuI, HgI₂, PbI₂, ZnO:Ga and CdS:In // Nucl. Instr. Meth. in Phys. Research A. 2002. V. 486. P. 214–219.
2. Simpson P.J., Tjossem R., Hunt A.W., Lynn K.G., Munne V. Superfast timing performance from ZnO scintillators //

Сравнение характеристик керамик на основе оксида цинка и стандартного сцинтиллятора BaF₂

Образец	Световойход фотон/МэВ	Максимум люминесценции основ./дополн., нм	Время спада, нс
BaF ₂	8880*	310/220	0,88/600
ZnOI	3200	520	≈ 10
ZnOII	9050	520	≈ 10
ZnO:GaII (0,075%)	420	395/510	≈ 1,0
ZnO:Ga, NII (0,075%)	420	395/510	3,3 ± 0,3

* Значение световыхода получено для имеющегося в наличии кристалла BaF₂, имеющего такие же размеры, как исследуемые керамики. Лучшие образцы BaF₂-сцинтилляторов обладают световыходом до 11000 фотонов на МэВ.

- Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Research A. 2003. V. 505. P. 82–84.
3. *Katagiri M., Sakasai K., Matsubayashi M., Nakamura T., Kondo Y., Chujo Y., Nanto H., Kojima T.* Scintillation materials for neutron imaging detectors // Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Research A. 2004. V. 529. P. 274–279.
 4. *Kubota N., Katagiri M., Kamijo K., Nanto H.* Evolution of ZnS-family phosphors for neutron detectors using counting method // Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Research A. 2004. V. 529. P. 321–324.
 5. *Bourret-Courchesne E.D., Derenzo S.E., Weber M.J.* Semiconductor scintillators ZnO and PbI₂: co-doping studies // Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Research A. 2007. V. 579. P. 1–5.
 6. *Duclos S.J., Greskovich C.D., Lyons R.J., Vartuli J.S., Hoffman D.M., Riener R.J., Lynch M.J.* Development of the HiLight scintillator for computed tomography medical imaging // Nucl. Instr. Meth. in Phys. Research A. 2003. V. 505. P. 68–71.
 7. *Sato Y., Yamamoto T., Ikuhara Y.* Atomic structures and electrical properties of ZnO grain boundaries // J. Amer. Ceramic Society. 2007. V. 90. P. 337–357.
 8. *Orgur U., Alivov Ya.I., Liu C., Teke A., Reshnikov M.A., Dogan S., Avrutin V., Cho S.-J., Morkoc H.* A comprehensive review of ZnO materials and devices // J. Appl. Phys. 2005. V. 98. P. 041301/1-103.
 9. *Ализов Я.И., Чукичев М.В., Никитенко В.А.* Зеленая полоса люминесценции пленок оксида цинка, легированных медью в процессе термической диффузии // ФТП. 2004. Т. 38. № 1. С. 34–38.
 10. *Kucheyev S.O., Williams J.S., Jagadish C., Zou J., Evans C., Nelson A.J., Hamza A.V.* Ion-beam-produced structural defects in ZnO // Phys. Rev. B. 2003. V. 67. P. 094115/1-11.
 11. *Горохова Е.И., Демиденко В.А., Еронько С.Б., Михрин С.Б., Родный П.А., Христич О.А.* Спектрально-кинетические характеристики Gd₂O₃S:Pr,Ce-керамик // Оптический журнал. 2006. Т. 73. С. 71–79.
 12. *Demidenko V.A., Gorokhova E.I., Khodyuk I.V., Khristich O.A., Mikhlin S.B., Rodnyi P.A.* Scintillation properties of ceramics based on zinc oxide // Radiation Measur. 2007. V. 42. P. 549–552.
 13. *Kunio Matsuzaki, Akishisa Jnoue, Masumoto T.* Oriented structure and semiconductor properties in dense Y₁B₂Cu₃ oxides prepared by Press Forging // Jap. J. Appl. Phys. 1990. V. 29. P. 1789–1792.
 14. *De Haas J.T.M., Dorenbos P., van Eijk C.W.E.* Measuring the absolute light yield of scintillators // Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. A. 2005. V. 537. P. 97–100.
 15. *Rodnyi P.A., Mikhlin S.B., Mishin A.N., Sidorenko A.V.* Small-size pulsed X-ray source for measurements of scintillator decay time constants // IEEE Trans. Nucl. Sci. 2001. V. 48. P. 2340–2343.
 16. *Mycielski A., Kowalczyk L., Szadkowski A., Chwalisz B., Wyszynski A., Stepniewski R., Baranowski J.M., Potemski M., Witowski A., Jakiela R., Barcz A., Witkowska B., Kaliszek W., Jedrzejczak A., Suchocki A., Lusakowska E., Kaminska E.* The chemical vapor transport growth of ZnO single crystals // J. of Alloys and Compounds. 2004. V. 371. P. 150–152.
 17. *Xin-Hua L., Jia-Yue X., Min J., Hui S., Xiao-Min L.* Electrical and Optical Properties of Bulk ZnO Single Crystal Grown by Flux Bridgman Method // Chin. Phys. Lett. 2006. V. 23. P. 3356–3358.
 18. *Moe Berseth T., Svenson B.G., Kuznetsov A.Yu., Klason P., Zhao Q.X., Willander M.* Identification of oxygen and zinc vacancy optical signal in ZnO // Appl. Phys. Lett. 2006. V. 89. P. 262112.
 19. *Родный П.А., Стрыганюк Г.Б., Ходюк И.В.* Люминесценция кристалла ZnO:Ga при возбуждении в вакуумной ультрафиолетовой области // Опт. и спектр. 2008. Т. 104. С. 257–259.
 20. *Lin B., Fu Z., Jia Y.* Green luminescent center in undoped zinc oxide films deposited on silicon substrates // Appl. Phys. Lett. 2001. V. 79. P. 943–946.
 21. *Makino T., Segawa Y., Yoshida S., Tsukazaki A., Ohtomo A., Kawasaki M.* Gallium concentration dependence of room-temperature near-band-edge luminescence in n-type ZnO:Ga // Appl. Phys. Lett. 2004. V. 85. P. 759–761.