

РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СЦИНТИЛЛЯЦИОННОЙ ОПТИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ ZnO:In

© 2015 г. Е. И. Горохова*, канд. техн. наук; С. Б. Еронько*; А. М. Кульков***; Е. А. Орешенко*;
К. Л. Симонова*, студент; К. А. Черненко**, аспирант; И. Д. Веневцев**, студент;
П. А. Родный**, доктор физ.-мат. наук; К. П. Лотт****, PhD; Н. Wieczorek****, PhD

*Научно-исследовательский и технологический институт оптического материаловедения
Всероссийского научного центра “ГОИ им. С.И. Вавилова”
(НИТИОМ ВНЦ “ГОИ им. С.И. Вавилова”), Санкт-Петербург

**Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

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

****Tallinn University of Technology, Tallinn, Estonia

*****Philips Research Eindhoven, Eindhoven, the Netherlands

E-mail: E.Gorokhova@rambler.ru

Методом одноосного горячего прессования получены образцы сцинтилляционной оптической керамики ZnO:In с концентрацией индия от 0,075 до 1,6 мас. %. Исследованиями установлено значительное и нетривиальное влияние индия на структуру, характер микроструктуры, спектральный коэффициент пропускания, спектры и кинетику рентгенолюминесценции ZnO:In. Определена оптимальная концентрация легирующей примеси, при которой формируется сцинтилляционная оптическая керамика с относительно интенсивной краевой люминесценцией с максимумом при 388 нм и временем спада порядка 1,1 нс.

Ключевые слова: легированная окись цинка, одноосное горячее прессование, сцинтилляционная оптическая керамика.

Коды OCIS: 160.2540, 160.4760.

Поступила в редакцию 09.07.2015.

Оксид цинка ZnO является прямозонным полупроводником с шириной запрещенной зоны 3,37 эВ, которому в нелегированной форме присущ *n*-тип проводимости. ZnO имеет вюрцитовую структуру, плотность – 5,61 г/см³, обладает высокой радиационной стойкостью, механической и термической устойчивостью и рядом других уникальных характеристик, что делает его многофункциональным материалом [1–3].

В различных структурных формах оксида цинка (порошках, кристаллах, тонких пленках и др.) регистрируются две полосы люминесценции: фиолетовая люминесценция, находящаяся на краю зоны поглощения (краевая люминесценция (КрЛ)), имеющая экситонную природу, и длинноволновая полоса (ДВП) люминесценции с широкой полосой свечения с максимумом в области 500–580 нм. Постоянная спада КрЛ составляет около 1 нс, время свечения ДВП – в диапазоне нескольких микросекунд.

Этот материал представляет особый интерес для использования в качестве сцинтиллятора в быстродействующих детекторах ионизирую-

щего излучения, так как имеет люминесценцию с субнаносекундным временем спада. Интенсивность субнаносекундной полосы люминесценции можно увеличить, вводя в состав керамики донорные примеси, такие как галлий или индий. Несмотря на актуальность задачи получения быстродействующих сцинтилляторов, существует ограниченное количество публикаций, посвященных созданию сцинтилляторов на основе оксида цинка с добавкой индия (ZnO:In), причем, как правило, в форме пленок или кристаллов [4–6].

В настоящей работе представлены результаты исследования первых образцов сцинтилляционной оптической керамики ZnO:In, полученных методом одноосного горячего прессования в вакууме.

Методика эксперимента

Керамические образцы изготавливались в форме дисков диаметром 24 мм, толщина которых после механической обработки составляла 0,5–1 мм.

В качестве исходного порошка использовался оксид цинка высокой чистоты (99,9995%) производства фирмы Alfa Aesar (USA, торговая марка Puratronic®, Stock №12855 Lot 23993). Легирующая примесь вводилась в виде оксида индия отечественной марки “осч” путем механического смешивания с исходным порошком оксида цинка. Концентрация индия варьировалась в пределах 0,075–0,16 мас. %. Кроме того, в исходный состав одного из легированных образцов дополнительно вводился литий в виде фтористого лития (см. таблицу). Все исследования проводились на образцах, не прошедших термическую обработку (отжиг).

Параметры решетки и степень текстурированности керамики определялись на рентгеновском дифрактометре ДРОН-2 с медным анодом и никелевым фильтром с регистрацией значений и интенсивностей пиков рентгеновских отражений на ленте самописца. Интерпретация результатов велась на основании данных картотеки JCPDS (номер карточки 36-1451).

Для определения параметров кристаллической ячейки была выбрана система кристаллографических плоскостей (105) и (300) с большими углами отражения 2θ (104,12° и 110,52°). Для оценки преимущественной ориентировки зерен в керамических образцах использовался текстурный коэффициент, который рассчитывался из следующего равенства [7]:

$$T_c(hkl) = \frac{I(hkl)/I_0(hkl)}{(\gamma_N) \left[\sum_N I(hkl)/I_0(hkl) \right]}, \quad (1)$$

где $T_c(hkl)$ – текстурный коэффициент плоскости (hkl) , I – измеренная интенсивность соответствующего пика, I_0 – стандартная интенсивность по JCPDS и N – число дифракционных пиков. Из этого равенства следует, что $T_c > 1$, когда соответствующая плоскость (hkl) имеет

Состав легирующих добавок

№ образца	Образец	Состав легирующих примесей, мас %	
		In	LiF
1	ZnO	–	–
2	ZnO:In	0,075	–
3	ZnO:In	0,1	–
4	ZnO:In	0,13	–
5	ZnO:In, Li	0,13	0,01
6	ZnO:In	0,16	–

преимущественную ориентировку, и $T_c < 1$ для случайно ориентированных зерен.

Морфология и средний размер зерна порошков изучались на сканирующем электронном микроскопе Supra 50VP. Исследования микроструктуры керамических образцов осуществлялись с помощью оптического микроскопа ПОЛАМ Р-312.

Полное пропускание измерялось на спектрофотометре Lambda1050 фирмы Perkin-Elmer, снабженном приставкой с интегрирующей сферой, спектральный коэффициент отражения – на фурье-спектрометре ФСМ.

Измерение спектров люминесценции осуществлялось при непрерывном рентгеновском возбуждении (рабочее напряжение на трубке составляло 40 кВ) в геометрии “на отражение” и “на просвет”. Спектры рентгенолюминесценции образцов регистрировались с использованием монохроматора МДР-3 с решетками 1200 или 600 см^{-1} . Полученные спектры корректировались с учетом чувствительности фотоэлектронного умножителя (ФЭУ) и коэффициента пропускания монохроматора для различных длин волн. При измерении спектров в геометрии “на просвет” образцы керамики располагались перед входной щелью монохроматора таким образом, чтобы регистрировался свет, проходящий через объем образца. В качестве приемника излучения применялся широкополосный ФЭУ R928 с предусилителем компании Hammamatsu с последующей оцифровкой сигнала 16-битовым аналогово-цифровым преобразователем (АЦП) компании National Instruments.

Кривые спада люминесценции измерялись на экспериментальной установке, в которой для возбуждения образцов использовался источник рентгеновского излучения с длительностью импульса менее 1 нс и амплитудой тока в импульсе 500 мА, работающий при напряжении 30 кВ. Все измерения были выполнены при комнатной температуре.

Результаты и обсуждение

Рентгеноструктурный анализ показал, что все пики на дифрактограммах исследованных керамических образцов соответствуют гексагональной фазе ZnO согласно данным ICPDS. Результаты исследования влияния примеси индия на параметры решетки и текстурный коэффициент ZnO керамики представлены на рис. 1. Как видно из рис. 1а, происходит заметное

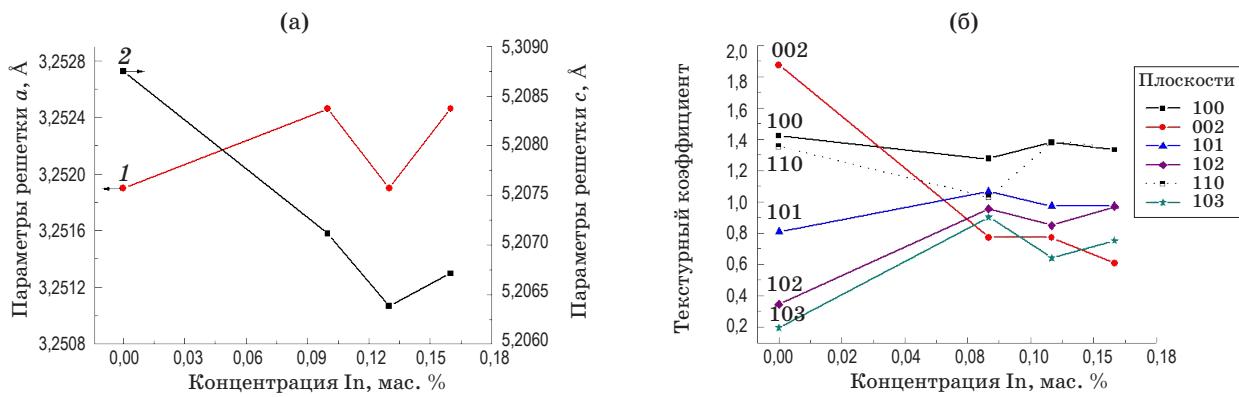


Рис. 1. Влияние примеси индия на параметры решетки (а) и текстурный коэффициент (б) керамики на основе ZnO. 1 – параметр “ a ”, 2 – параметр “ c ”.

уменьшение параметра “ c ” при введении примеси индия в решетку ZnO. Что касается параметра “ a ”, то здесь изменение несущественно и находится в пределах погрешности измерений. Наблюдаемый характер изменения параметра “ c ” объясняется встраиванием в решетку примеси In^{3+} , которая имеет несколько больший ионный радиус – 0,088 нм (по Шеннону и Прюитту с учетом координационного числа 4) по сравнению с Zn^{2+} , ионный радиус которого равен 0,082 нм, что и приводит к некоторому сжатию решетки ZnO в направлении, параллельном оси c .

Данные, представленные на рис. 1б, показывают, что в отсутствие примеси индия значение текстурного коэффициента T_c у ZnO-керамики для плоскости моноэдра (002) соответствуют значению порядка 1,9, а для плоскостей призмы (100) и (110) – 1,4. Для легированных образцов текстурный коэффициент больше единицы только для плоскостей (100) и (110) и составляет значение порядка 1,4. Иными словами, для нелегированной керамики имеет место высокая степень текстурированности зерен по плоскости моноэдра и текстура по плоскостям призмы, а для легированных образцов ZnO:In характерна преимущественная ориентировка зерен только по плоскостям призмы. Кроме того, следует отметить, что несмотря на невысокие значения T_c для плоскостей (101), (102), (103) наблюдается тенденция к росту текстурированности зерен по этим плоскостям ромбоэдра. Все эти данные указывают на влияние примеси индия на форму зерен ZnO-керамики. Это хорошо согласуется с результатами исследования микроструктуры керамических образцов, приведенными на рис. 2.

Наряду с микроструктурой керамики на рис. 2а представлена микрофотография исходного порошка, который, как видно, характеризуется значительной неоднородностью зернового состава. Морфологический состав порошка представлен главным образом уплощенно-удлиненными зернами, размер которых колеблется в пределах 0,08–0,5 мкм, а также отдельными более крупными (до 1,5 мкм) изометрическими частицами. Микроструктура нелегированной керамики (рис. 2б) состоит из изометрических зерен, размер которых на один-два порядка превышает размер частиц исходного порошка, что свидетельствует об интенсивном протекании рекристаллизационных процессов при горячем прессовании ZnO. Наличие в составе ZnO керамики примеси индия кардинально меняет характер ее микроструктуры (рис. 2в–2ж) как в части морфологии, так и размера зерна. Наблюдаются разукрупнение, значительное уменьшение количества изометрических зерен, появление удлиненных и зерен неопределенной формы с зубчатыми, извилистыми границами, а также присутствие двойников. Кроме того, наличие индия в решетке ZnO приводит к появлению сферолитоподобных образований, состоящих из более мелких зерен, слегка разориентированных относительно друг друга, а также зерен пирамидальной формы (рис. 2з). Дополнительное введение в исходный состав примеси Li слабо влияет на морфологию зерен, но приводит к определенному росту размера зерна (рис. 2е). Приведенное на рис. 3 графическое представление количественного распределения зерен по их размеру, полученное с помощью программы JMicroVision, хорошо иллюстрирует разукрупнение микроструктуры ZnO по мере увеличения

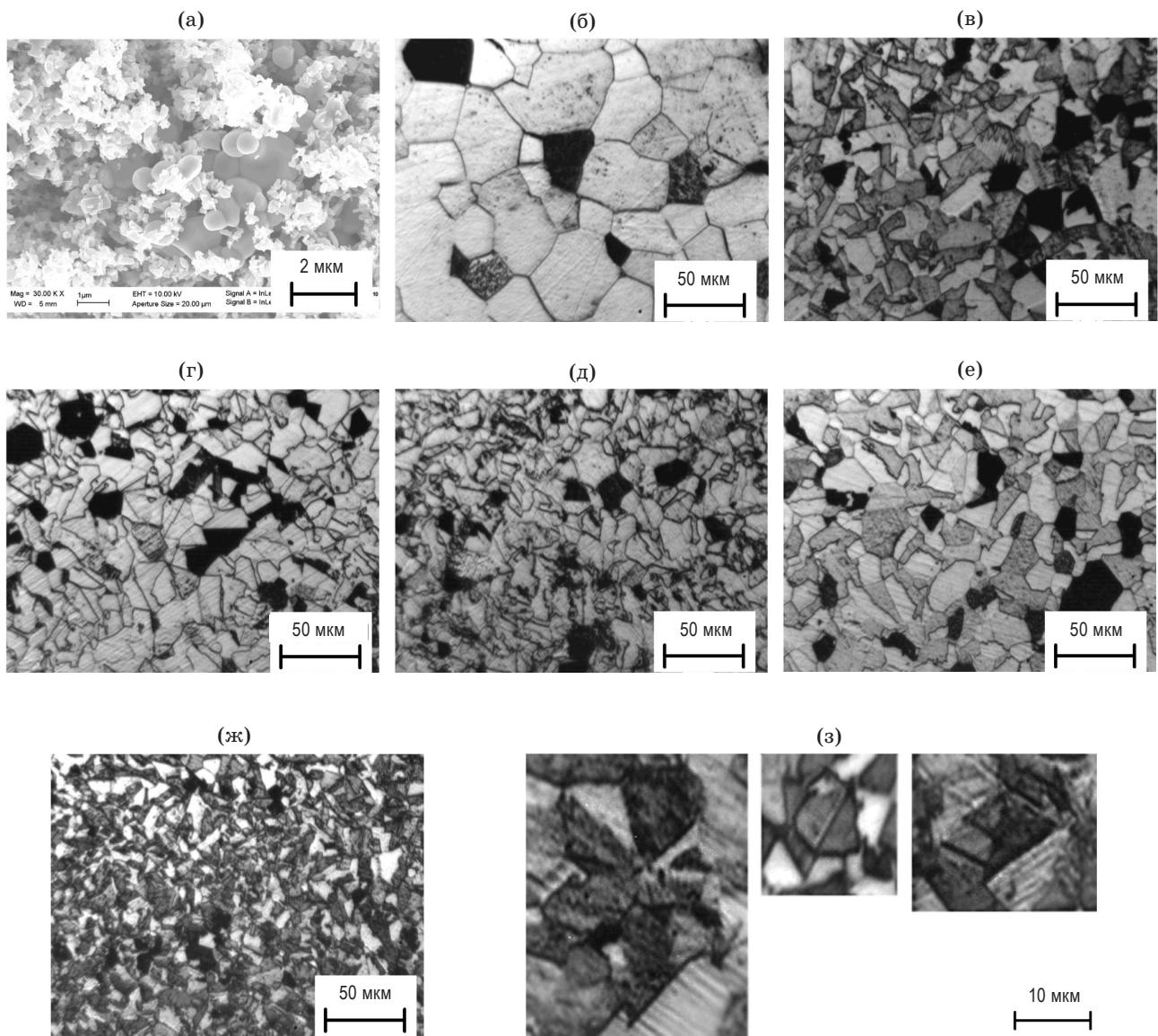


Рис. 2. Микрофотография исходного порошка (а); микроструктура нелегированной керамики № 1 (б), легированных индием керамических образцов № 2 (в), № 3 (г), № 4 (д), № 6 (ж) и керамики № 5 ZnO:In, Li (е). Характерные формы зерен легированных образцов (з).

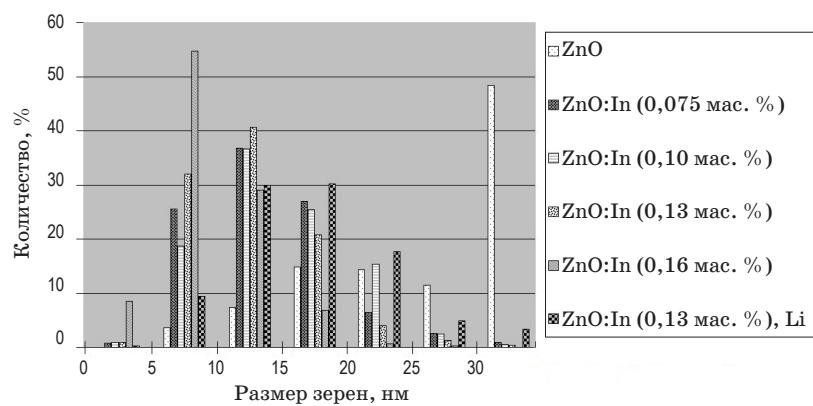


Рис. 3. Количественный состав размера зерна керамических образцов на основе ZnO.

в ее составе концентрации индия. Так, если в нелегированной ZnO-керамике около 50% зерен имеют размер порядка 30–35 мкм, то в керамике, содержащей 0,16 мас. % индия, более 50% зерен имеют уже размер 5–10 мкм.

Фотографии легированных образцов показаны на рис. 4а. В отличие от нелегированной ZnO, имеющей светло-желтый цвет, керамика ZnO:In окрашена в зеленовато-синий цвет, интенсивность которого увеличивается с ростом концентрации индия.

Кривые полного пропускания исследованных керамических образцов, толщина которых составляла 0,5 мм, представлены на рисунках 4б и 4в, где изображен фрагмент кривых в увеличенном масштабе. Несмотря на не очень высокое качество, обусловленное неоднородностью зернового состава исходного порошка, нелегированная керамика (кривая 1) имеет неплохой уровень прозрачности (более 50%) в видимой области и форму спектра, подобную приведенным ранее [8]. Легированные образцы существенно отличаются от нелегированного ZnO прежде всего формой кривых пропускания. Наблюдается резкое снижение коэффициента пропускания в области далее 490–500 нм у ZnO:In-керамик, а для ZnO:In, Li-образца еще

раньше – после 465 нм. Подобный характер кривых пропускания связан с поглощением на свободных носителях. Для того чтобы оценить концентрацию свободных носителей, было проведено измерение спектрального коэффициента отражения в инфракрасной (ИК) области для керамик ZnO (№ 1) и ZnO:In (№ 3). Минимум отражения в ИК области используется для расчета концентрации свободных носителей [6, 9] в соответствии со следующей формулой:

$$N = \frac{(2\pi c)^2}{e^2} \frac{(\epsilon_{opt} - 1)\epsilon_0 m_e^*}{\lambda_{opt}^2}. \quad (2)$$

Здесь используют общепринятые значения эффективной массы электрона $m_e^* = 0,24$ и высокочастотной диэлектрической проницаемости $\epsilon_{opt} = 3,7$; $N = 7,24 \times 10^{20} / \lambda_{opt}^2$ (см⁻³), где λ_{opt} выражается в микрометрах. Измеренные спектры представлены на рис. 4г. Минимальное значение коэффициента отражения для нелегированной ZnO-керамики наблюдается при 14,9 мкм, что соответствует концентрации свободных носителей, равной $3,26 \times 10^{18}$ см⁻³. Минимум в спектре отражения керамики, в исходный состав которой вводилось 0,1 мас. % индия, находится на длине волны 6,877 мкм, т.е. концентрация

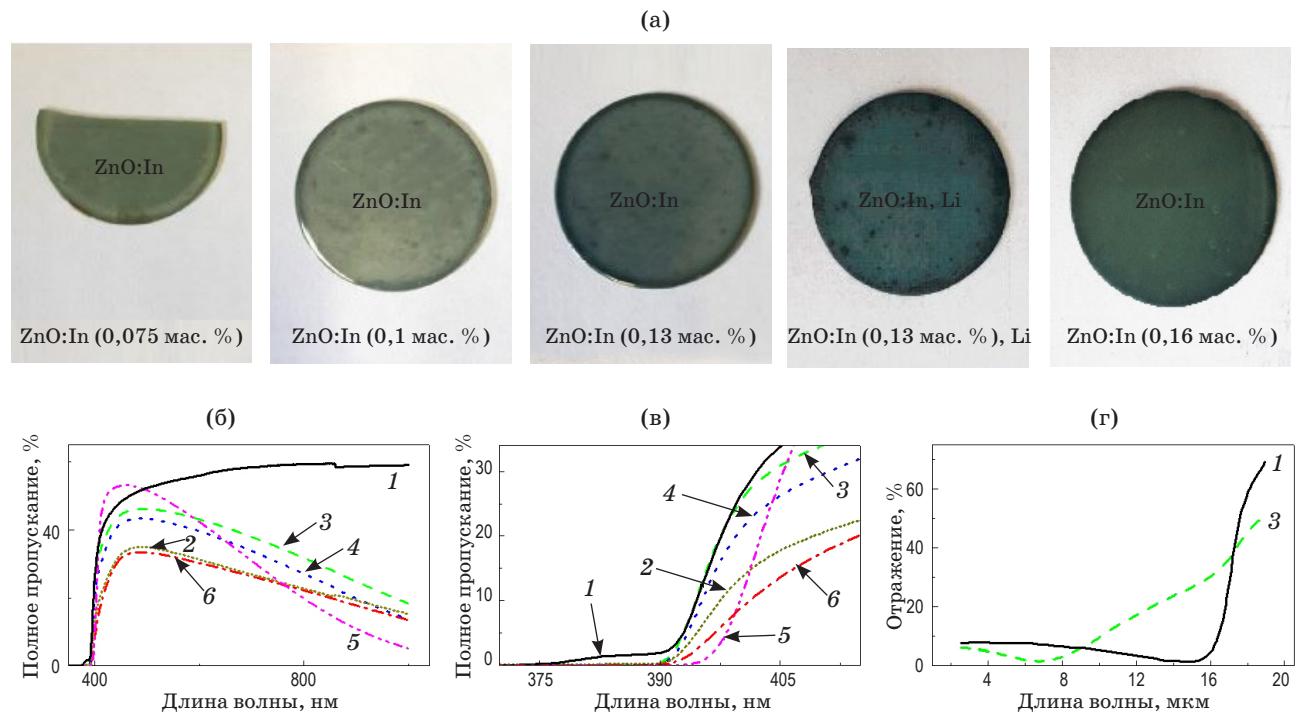


Рис. 4. Фотографии легированных образцов (а), кривые полного пропускания (б) нелегированной керамики (кр. 1) и легированных керамических образцов (кр. 2–6), фрагмент кривых полного пропускания в увеличенном масштабе (в). Спектры инфракрасного отражения ZnO (кр. 1) (г) и ZnO:In (кр. 3) керамик. Номера кривых на рисунках соответствуют номерам образцов, приведенным в таблице.

свободных носителей составляет $1,53 \times 10^{19} \text{ см}^{-3}$, что почти на порядок больше, чем у нелегированной керамики. В соответствии с характером формы спектра пропускания керамики ZnO:In, Li (рис. 4б, кривая 5) можно предполагать, что концентрация носителей в этом образце должна быть выше, чем у керамики ZnO:In.

Здесь следует обратить внимание на тот факт, что обычно добавка в ZnO только LiF не вызывает изменения формы кривой пропускания, но существенно увеличивает прозрачность керамики в видимой области. Влияние концентрации индия проявляется в изменении уровня прозрачности и положения коротковолновой границы. Наибольшей прозрачностью 46 и 43% в максимуме кривой пропускания обладают керамики, содержащие соответственно 0,1 и 0,13 мас. % индия (рис. 4б., кривые 3 и 4). С ростом концентрации In наблюдается смещение коротковолновой границы на 5–15 нм в длинноволновую область относительно нелегированного ZnO (рис. 4б, 4в). Дополнительное введение в состав исходного порошка примеси LiF приводит к еще большему смещению коротковолновой границы и к значительному росту прозрачности данной керамики (рис. 4б, кривая 5) по сравнению с другими в области 410–570 нм. Увеличение коэффициента пропускания, так же как и отмеченное ранее увеличение размера зерен ZnO:In, Li-керамики, обусловлено включением в процесс уплотнения порошка жидкофазных механизмов на основе легкоплавкой добавки LiF. Существенным фактором также является и то обстоятельство, что доноры индия повышают растворимость лития в решетке ZnO [10].

На рис. 5а представлены спектры рентгенолюминесценции (РЛ) образцов керамик ZnO и ZnO:In (у образца № 5 ZnO:In, Li люминесценция не обнаружена), измеренные в геометрии “на отражение”. В спектре керамики оксида цинка без добавок доминирует широкая полоса длинноволновой люминесценции в желто-зеленой области при относительно слабой интенсивности краевой люминесценции. Наличие минимального в выбранном диапазоне количества добавки In – 0,075 мас. % приводит к увеличению интенсивности КрЛ и к резкому спаду интенсивности ДВП со смещением ее положения в зеленую область. Увеличение концентрации индия в составе керамики приводит к дальнейшему росту интенсивности КрЛ с $\lambda_{\max} = 388$ нм, ослаблению ДВП, и при содержании In 0,13 мас. % интенсивность ДВП становится незначительной. Спектры люминесценции, измеренные в геометрии “на просвет”, показаны на рис. 5б и 5в. Здесь дополнительно приведены кривые для образцов № 5 (ZnO:In, Li) и № 6 (ZnO:In 0,16 мас. %). Расширенный концентрационный ряд образцов четко выявляет оптимальное содержание индия, при котором достигается максимальная интенсивность КрЛ-керамики – 0,13 мас. %. Как видно, характер изменения соотношения интенсивностей полос КрЛ/ДВП с ростом концентрации индия в целом подобен данным, приведенным на рис. 5а. Отличие наблюдается в положении максимума КрЛ. При измерении “на просвет” максимум полосы смещается на 10–12 нм в длинноволновую область (вставка на рис. 5б), что объясняется уровнем и характером изменения прозрачности керамики в этой, близкой к краю собственного

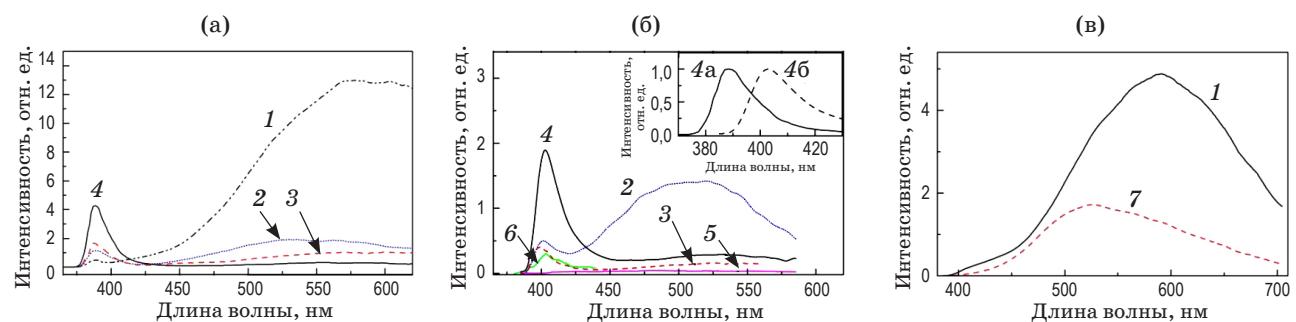


Рис. 5. Спектры рентгенолюминесценции нелегированной керамики (кр. 1) и легированных керамических образцов (кр. 2–6), измеренные в геометрии “на отражение” (а) и “на просвет” (б, в). На вставке: сравнение положения максимумов люминесценции образца № 4 при измерении на отражение (кр. 4а) и на просвет (кр. 4б). Номера кривых на рисунках соответствуют номерам образцов, приведенным в таблице; кривая 7 на рис. 5в иллюстрирует спектр керамики ZnO, легированной только примесью LiF при концентрации 0,01 мас. %.

поглощения ZnO, области спектра. В работе [9] подобное явление наблюдалось для монокристаллов ZnO:Ga толщиной 0,3–0,55 мм. Показано, что одновременно со сдвигом максимума излучения в длинноволновую область на 10–20 мкм наблюдается уменьшение интенсивности люминесценции образцов. И это снижение интенсивности соответствует быстрому увеличению коэффициента поглощения.

Отсутствие излучения в легированной индием керамике при ведении в ее состав примеси лития в виде LiF обусловлено образованием донорных состояний, служащих центрами безызлучательной рекомбинации. Они вызывают существенный сдвиг коротковолновой границы прозрачности этого образца (№ 5) относительно таковой для керамики № 4 с аналогичным содержанием индия (см. рис. 4в). Заметим, что само по себе легирование ZnO примесью LiF при аналогичной концентрации 0,01 мас. % вызывает только снижение интенсивности ДВП и некоторое смещение максимума в зеленую область спектра, как это показано на рисунке 5в, кривая 7.

Аналогичный эффект (уменьшение интенсивности свечения ДВП люминесценции при одновременном ускорении ее кинетики за счет безызлучательных процессов) наблюдался ранее в ZnO-керамиках легированных только LiF [11]. С точки зрения известного из литературы положительного эффекта от введения примеси лития в ZnO:In [6, 10], это несколько неожиданный результат. По данным авторов [6], ZnO:In, Li является одним из многообещающих сцинтилляторов для использования в детекторах дейтерий-тритиевых нейтронных генераторов. К сожалению, в цитируемой работе не указано, в виде какого соединения вводился Li и какова была концентрация Li и In. Скорее всего, использованный в нашей работе уровень концентраций был более высок, о чем свидетельствуют данные по концентрации свободных носителей. В работе [6] концентрация носителей для монокристалла ZnO:In, Li составляла $8,5 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ и была явно ниже, чем в наших образцах ZnO:In и ZnO:In, Li. То есть, очевидно, что необходимы дополнительные исследования оптимизации состава ZnO:In, Li, тем более что баланс между нахождением (существованием) Li в решетке ZnO в качестве донора или акцептора весьма хрупок.

Кривые затухания люминесценции исследованных керамик (рис. 6) имеют сложную структуру. В ней выделяется быстрый компонент,

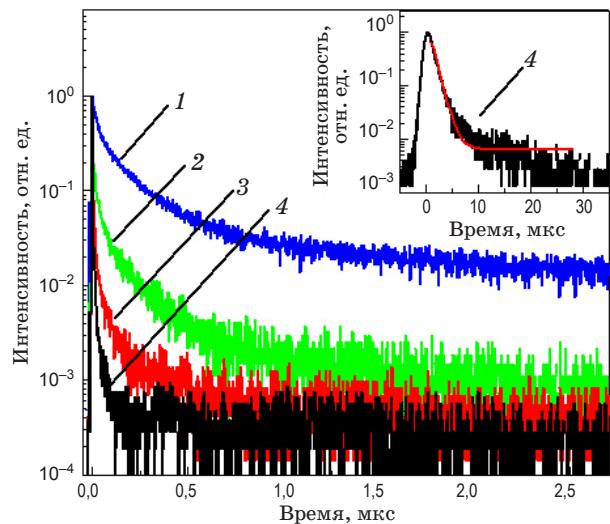


Рис. 6. Кривые спада РЛ образцов керамики ZnO (1) и ZnO:In с содержанием индия 0,075 мас. % (2), 0,10 мас. % (3), 0,13 мас. % (4). На вставке: кривая спада РЛ керамики ZnO:In 0,13 мас. % и ее аппроксимация экспоненциальным спадом с постоянной времени 1,1 нс.

связанный с КрЛ, и медленный компонент, связанный с ДВП люминесценции, имеющей неэкспоненциальный характер спада. С увеличением концентрации добавки индия относительная амплитуда медленного компонента спада уменьшается вследствие изменения интегральной интенсивности спектров люминесценции. Среднее время спада люминесценции нелегированного образца, вычисленное по определению

$$\bar{t} = \frac{\int t I(t) dt}{\int I(t) dt}, \quad (3)$$

с помощью численного интегрирования в промежутке 0–3500 нс, составляет 665 нс. Постоянная спада рентгенолюминесценции керамики ZnO:In (0,13 мас. %), полученная аппроксимацией быстрого компонента спада люминесценции (см. вставку на рис. 6), составляет 1,1 нс (без учета длительности импульса возбуждения).

Заключение

Проведенный комплекс исследований показал, что введение примеси In в структуру ZnO

- оказывает влияние на уменьшение параметра решетки “c” и изменение преимущественной ориентировки зерен;

- приводит к кардинальному изменению формы зерен и уменьшению их размера;
- вызывает смещение коротковолновой границы прозрачности в длинноволновую область спектра и изменение формы спектра, обусловленное поглощением на свободных носителях, концентрация которых увеличивается почти на порядок по сравнению с ZnO керамикой;
- приводит к изменению соотношения интенсивностей КрЛ/ДВП и при оптимальной концентрации (0,13 мас. %) – к подавлению ДВП и формированию краевой люминесценции с субнаносекундным временем спада.

Достигнутый уровень прозрачности ZnO:In-керамики в области собственного излучения может быть увеличен за счет использования ис-

ходного порошка не только высокой степени чистоты, но и с соответствующим гранулометрическим составом, поскольку качество исходного порошка является ключевым элементом в формировании высокопрозрачной оптической керамики особенно анизотропной как оксид цинка.

Полученная методом одноосного горячего прессования сцинтилляционная оптическая керамика ZnO:In, обладающая люминесценцией с максимумом при 388 нм и коротким временем свечения (около 1,1 нс), после соответствующей термической обработки перспективна для использования в быстрых детекторах тяжелых заряженных частиц, которые применяются в настоящий момент в установках по таможенному контролю и в физике высоких энергий.

* * * * *

ЛИТЕРАТУРА

1. *Look David C.* Progress in ZnO materials and devices // Journal of Electronic Materials. 2006. V. 35. № 6. P. 1295–1305.
2. *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. Physics. 2005. V. 98. P. 041301–103.
3. *Klingshirn C., Fallert J., Zhou H., Sartor J., Thiele C., Maier-Flaig F., Schneider D., Ralt H.* 65-years of ZnO research-old and very recent results // Phys. Status Solidi B 247. 2010. № 6. P. 1424–1447.
4. *Yanagida Takayuki, Fujimoto Yutaka, Yoshikawa Akira, Yokota Yuui, Miyamoto Miyuki, Sekiwa Hideyuki, Kobayashi Jun, Tokutake Taichi, Kamada Kei, Maeo Shuji.* Scintillation properties of In doped ZnO with different in concentrations // IEEE Trans. Nucl. Sci. 2010. V. 57. P. 1325.
5. *Benouisa C.E., Benhalilibaa M., Sanchez Juarezb A., Aidac M.S., Chamid F., Yakuphanoglu F.* The effect of indium doping on structural, electrical conductivity, photoconductivity and density of states properties of ZnO films // Journal of Alloys and Compounds. 2010. V. 490. P. 62–67.
6. *Neal John S., Giles Nancy C., Yang Xiaocheng, Wall R. Andrew, Ucer K. Burak, Williams Richard T., Wisniewski Dariusz J., Boatner Lynn A., Rengarajan Varathajan, Nause Jeff, Nemeth Bill.* Evaluation of melt-grown, ZnO single crystals for use as alpha-particle detectors // IEEE Trans. Nucl. Sci. 2008. V. 55. № 3. P. 1397–1403.
7. *Antonio Rivera Márquez J., Moisés Bautista Rodríguez C., Consuelo Mendoza Herrera, Efraín Rubio Rosas, Orlando Zelaya Angel, Omar Tzili Pozos.* Effect of surface morphology of ZnO electrodeposited on photocatalytic oxidation of methylene blue dye. Part I: analytical study // Int. J. Electrochem. Sci. 2011. V. 6. P. 4059–4069.
8. *Горохова Е.И., Родный П.А., Черненко К.А., Ананьева Г.В., Еронько С.Б., Орешенко Е.А., Ходюк И.В., Локшин Е.П., Куншина Г.Б., Громов О.Г., Лотт К.П.* Структурные, оптические и сцинтилляционные характеристики ZnO-керамик // Оптический журнал. 2011. Т. 78. № 11. С. 85–95.
9. *Yang Xiaocheng.* Electrical and optical properties of zing oxide for scintillator applications // Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in Physics. Morgantown, USA: West Virginia University, 2008. 168 p.
10. *Кузьмина И.П., Никитенко В.П.* Окись цинка. Получение и оптические свойства. М.: Наука, 1984. 167 с.
11. *Rodnyi P.A., Chernenko K.A., Gorokhova E.I., Kozlovskii S.S., Khanin V.M., Khodyuk I.V.* Novel scintillation material – ZnO transparent ceramics // IEEE Trans. Nucl. Sci. 2012. V. 59. № 5. P. 2152–2155.