

## РАЗРАБОТКА И ИССЛЕДОВАНИЕ СЦИНТИЛЛЯЦИОННОЙ ОПТИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ ZnO:In

© 2015 г. Е. И. Горохова<sup>\*</sup>, канд. техн. наук; С. Б. Еронько<sup>\*</sup>; А. М. Кульков<sup>\*,\*\*\*</sup>; Е. А. Орещенко<sup>\*</sup>; К. Л. Симонова<sup>\*</sup>, студент; К. А. Черненко<sup>\*\*</sup>, аспирант; И. Д. Венивцев<sup>\*\*</sup>, студент; П. А. Родный<sup>\*\*</sup>, доктор физ.-мат. наук; К. П. Лотт<sup>\*\*\*\*</sup>, PhD; Н. Wiczorek<sup>\*\*\*\*\*</sup>, PhD

<sup>\*</sup>Научно-исследовательский и технологический институт оптического материаловедения Всероссийского научного центра “ГОИ им. С.И. Вавилова”

(НИТИОМ ВНИЦ “ГОИ им. С.И. Вавилова”), Санкт-Петербург

<sup>\*\*</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

<sup>\*\*\*</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

<sup>\*\*\*\*</sup>Tallinn University of Technology, Tallinn, Estonia

<sup>\*\*\*\*\*</sup>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 индием 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/см<sup>3</sup>, 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  $2\theta$  (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

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<sup>-1</sup>. 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 Hamamatsu с последующей оцифровкой сигнала 16-битовым аналого-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 JCPDS. Результаты исследования влияния примеси индия на параметры решетки и текстурный коэффициент ZnO керамики представлены на рис. 1. Как видно из рис. 1а, происходит заметное

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	–

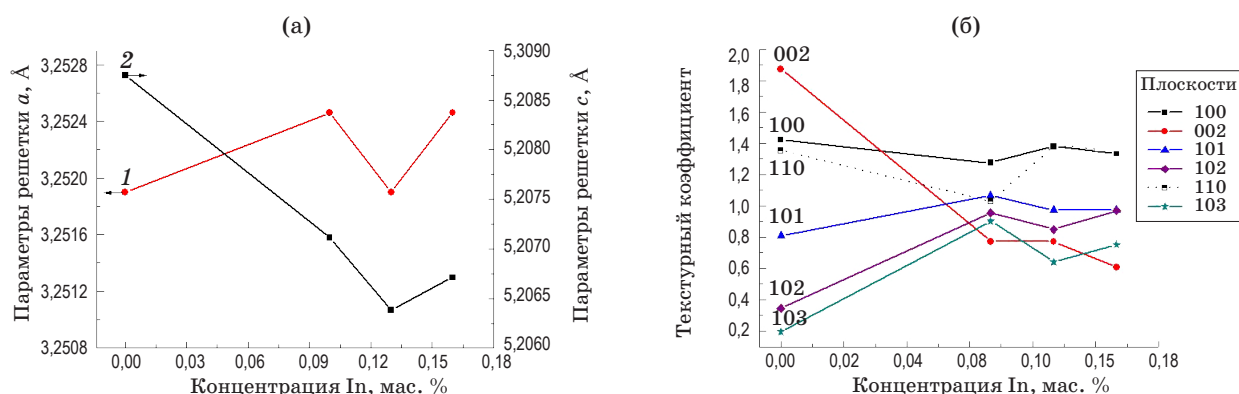
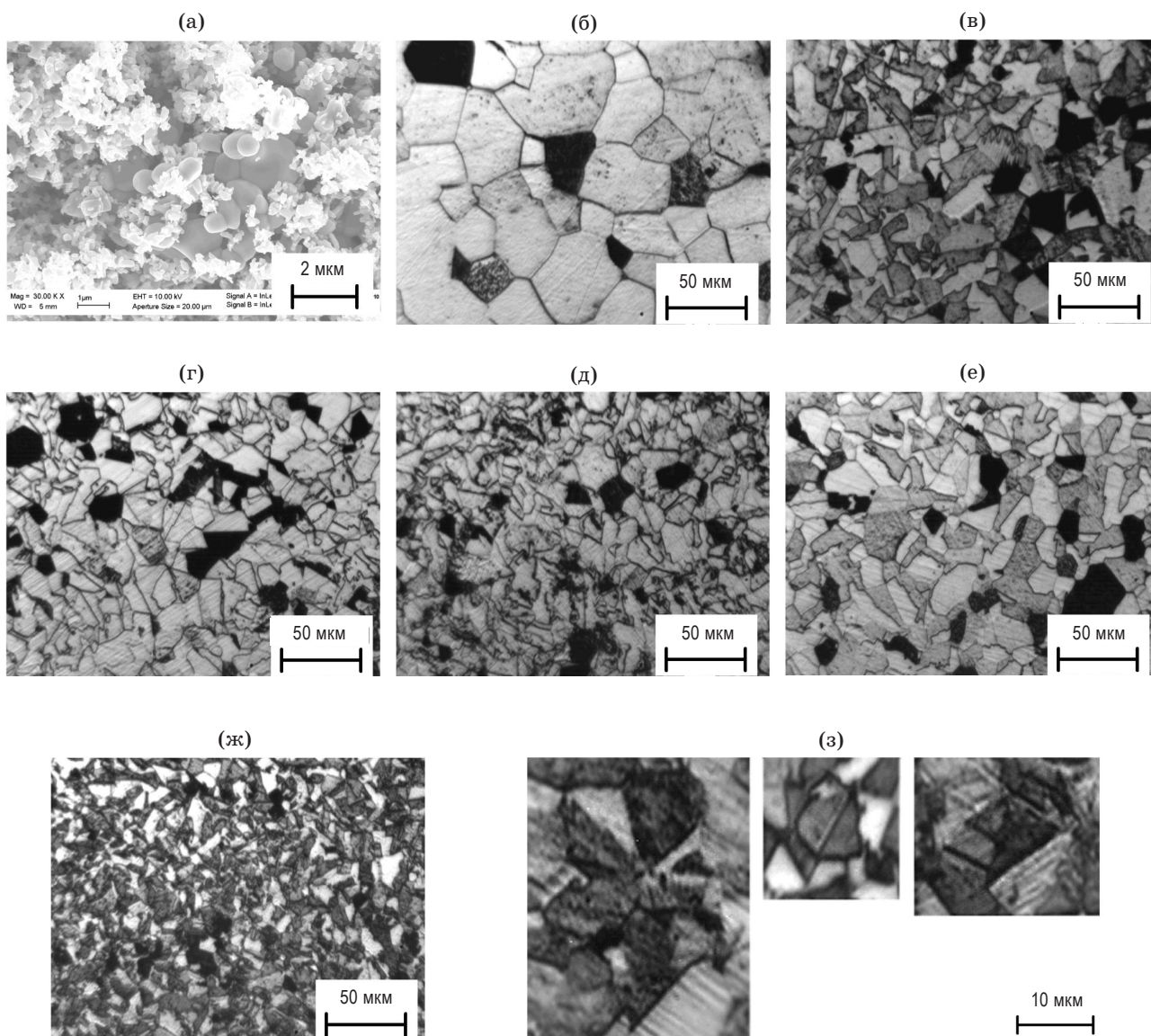


Рис. 1. Влияние примеси индия на параметры решетки (а) и текстурный коэффициент (б) керамики на основе ZnO. 1 – параметр “a”, 2 – параметр “c”.

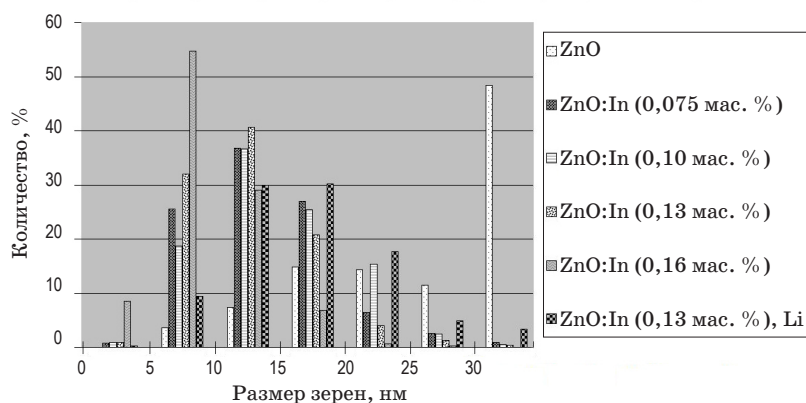
уменьшение параметра “с” при введении примеси индия в решетку ZnO. Что касается параметра “a”, то здесь изменение несущественно и находится в пределах погрешности измерений. Наблюдаемый характер изменения параметра “с” объясняется встраиванием в решетку примеси  $\text{In}^{3+}$ , которая имеет несколько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

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 уплотненно-удлиненными зернами, размер которых колеблется в пределах 0,08–0,5 мкм, а также отдельными более крупными (до 1,5 мкм) изометричными частицами. Микроструктура нелегированной керамики (рис. 2б) состоит из изометричных 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 изометричных 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 сферолитообразных 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.

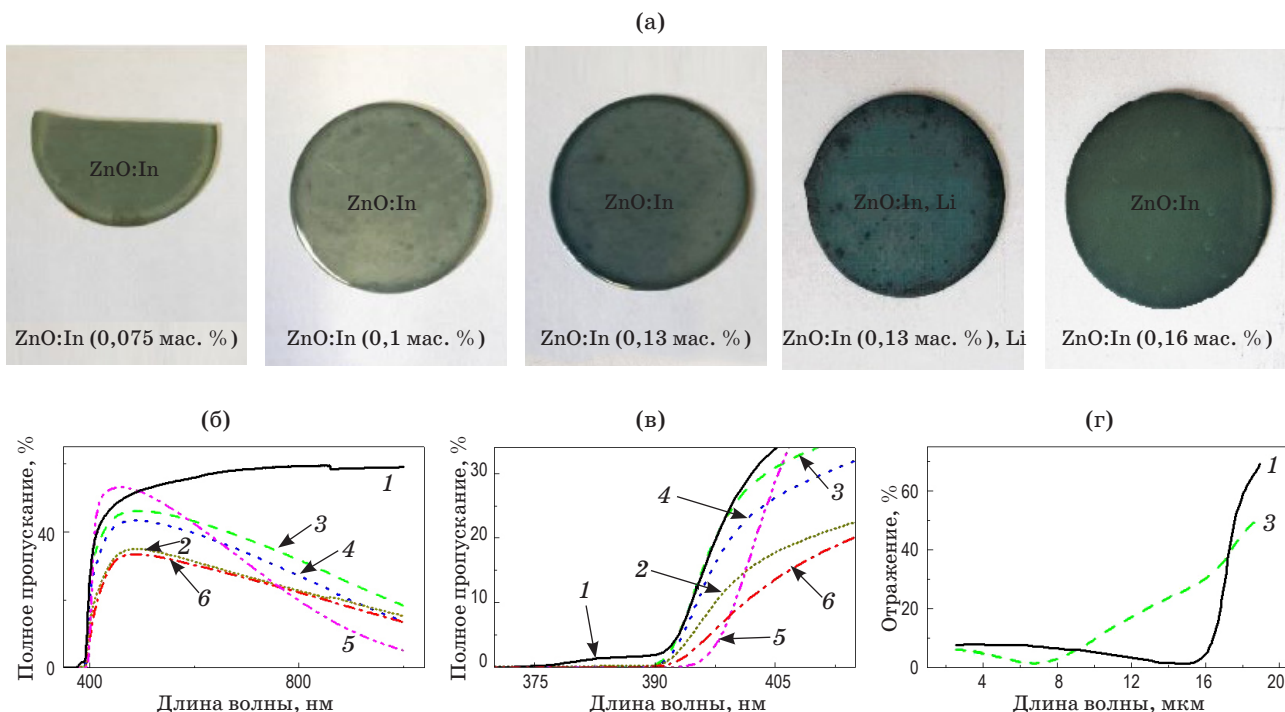
Фотографии легированных образцов показаны на рис. 4а. В отличие от нелегированной ZnO, имеющей светло-желтый цвет, керамика ZnO:In окрашена в зеленовато-синий цвет, интенсивность которого увеличивается с ростом концентрации индия.

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:

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

Здесь используют общепринятые значения эффективной массы электрона  $m_e^* = 0,24$  и высокочастотной диэлектрической проницаемости  $\epsilon_{\text{opt}} = 3,7$ ;  $N = 7,24 \times 10^{20} / \lambda_{\text{opt}}^2$  (см<sup>-3</sup>), где  $\lambda_{\text{opt}}$  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<sup>-3</sup>. Минимум в спектре отражения керамики, в исходный состав которой вводилось 0,1 мас. % индия, находится на длине волны 6,877 мкм, т.е. концентрация

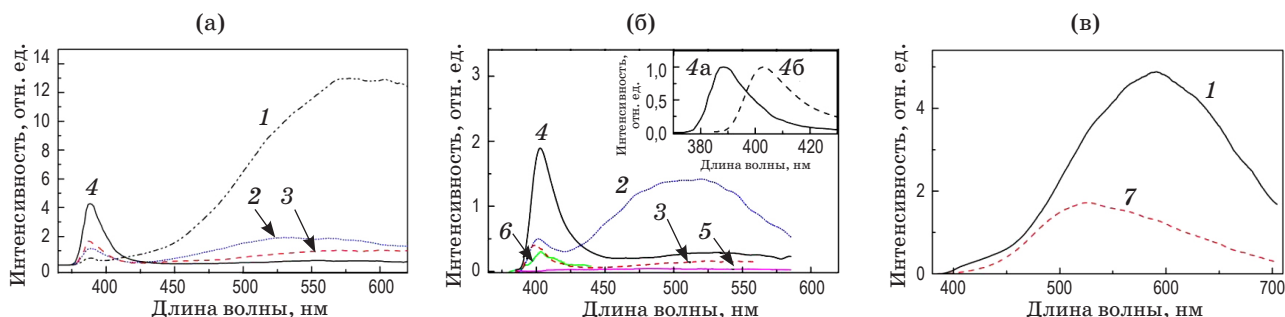


**Рис. 4.** Фотографии легированных образцов (а), кривые полного пропускания (б) нелегированной керамики (кр.1) и легированных керамических образцов (кр. 2–6), фрагмент кривых полного пропускания в увеличенном масштабе (в). Спектры инфракрасного отражения ZnO (кр. 1) (г) и ZnO:In (кр. 3) керамик. Номера 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 керамики 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  $\lambda_{\text{max}} = 388 \text{ нм}$ , 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



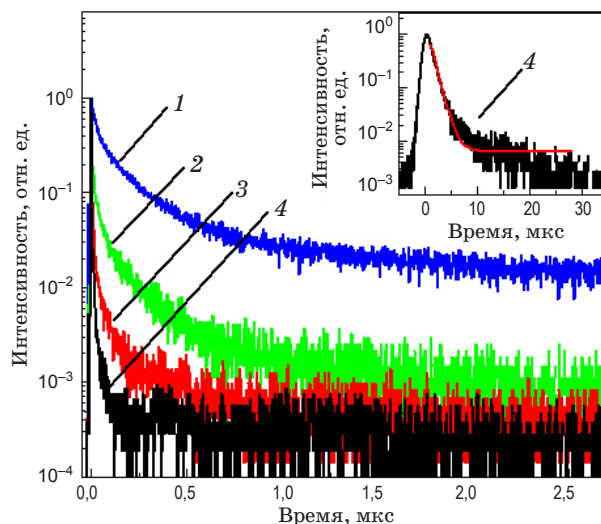
**Рис. 5.** Спектры рентгенолюминесценции нелегированной керамики (кр. 1) и легированных керамических образцов (кр. 2–6), измеренные в геометрии “на отражение” (а) и “на просвет” (б, в). На вставке: сравнение положения максимумов люминесценции образца № 4 при измерении на отражение (кр. 4а) и на просвет (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-третиевых 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 “с” 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., Benhaliliba 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., Орещенко Е.А., Ходюк И.В., Локишин 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.