

Рентгенолюминесцентные свойства пленок оксида цинка на М- и А-плоскостях сапфира

© И.Д. Веневцев¹, А.Э. Муслимов², А.П. Тарасов², Л.Л. Эмирасланова³, А.М. Исмаилов³, В.М. Каневский²

¹ Санкт-Петербургский Политехнический университет Петра Великого, 195251 Санкт-Петербург, Россия

² Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ „Кристаллография и фотоника“ РАН, 119333 Москва, Россия

³ Дагестанский государственный университет, 367000 Махачкала, Республика Дагестан, Россия

e-mail: Venevtsev.Ivan@gmail.com

Поступила в редакцию 20.06.2022 г.

В окончательной редакции 19.07.2022 г.

Принята к публикации 05.09.2022 г.

Представлены результаты сравнительных исследований процессов высокотемпературного синтеза, люминесцентных и сцинтилляционных характеристик пленок ZnO на подложках сапфира М(100)- и А(110)-ориентаций. Показано, что использование метода магнетронного осаждения позволяет формировать на фоне сплошной пленки ансамбли индивидуальных [001]-микрористаллов ZnO с выраженными рентгенолюминесцентными свойствами. Кинетика рентгенолюминесценции характеризуется двумя компонентами: быстрой компонентой со временем спада порядка наносекунды и длинным плечом медленной люминесценции. Исследование пленок методом фотолюминесцентной спектроскопии выявило особенности спектров краевой люминесценции образцов, в частности присутствие различных экситонных каналов излучения. Обнаружены и интерпретированы различия в спектральных параметрах полосы краевой люминесценции в случае оптического и рентгеновского типов возбуждения.

Ключевые слова: пленки, микрористаллы, оксид цинка, рентгенолюминесценция, фотолюминесценция, экситонное излучение.

DOI: 10.21883/OS.2022.11.53780.3845-22

Введение

Радиационно-стойкие сцинтилляционные материалы на основе оксидов могут использоваться в качестве перспективных детекторов различных видов излучения. С точки зрения доступности исходных компонентов и получения высоких сцинтилляционных характеристик детектора наиболее перспективными часто считаются структуры на основе ZnO [1,2]. ZnO характеризуется присутствием краевой (380–400 nm, с характерным временем высвечивания менее 1 ns [3]) и зеленой дефектной (максимум в области 450–650 nm, характерное время высвечивания порядка 1 μ s [4]) компонент люминесценции. Из-за отсутствия коммерчески доступной технологии изготовления монокристаллов ZnO [5,6] наибольший интерес сегодня представляют керамика, пленочные технологии, ансамбли микро- и нанокристаллов различной морфологии. В нашей недавней работе [7] были представлены результаты исследования оптических и люминесцентных свойств материалов на основе ZnO различной микроструктуры и морфологии. Наилучшими сцинтилляционными характеристиками (кинетика спада менее 1 ns) обладали легированная галлием керамика ZnO и ансамбли нано- и микроструктур ZnO. При этом

керамические материалы ZnO демонстрировали наибольшую прозрачность (> 50%) при толщине 0.5 mm.

Одной из основных задач, связанной с использованием ZnO в сцинтилляционных детекторах, является повышение разрешающей способности. Разрешающая способность сцинтиллятора резко снижается при низкой оптической гомогенности и однородности материала, большой зернограничной поверхности. Ансамбли микрористаллов ZnO не отличаются высокой однородностью и прозрачностью. В числе прочих факторов повышения разрешающей способности монокристаллического или керамического сцинтиллятора ZnO возможно добиться путем снижения толщины образца до нескольких десятков микрометров, однако это технологически сложно реализовать. В этой связи весьма перспективными являются пленки ZnO толщиной до нескольких десятков микрометров с высоким кристаллическим качеством. Преимуществом использования таких пленок является технологическая возможность нанесения непосредственно на фотодетектор, а также высокая степень прозрачности к собственному излучению. Ограничивающим для массового использования пленок ZnO фактором является их низкая скорость роста. Используемая в [8,9] методика „неохлаждаемой мишени“ с увеличенной до 16 nm/s скоростью роста не позволила получить резуль-

тат: пленки росли дефектными, на спектрах рентгенолюминесценции (РЛ) наблюдалась преимущественно зеленая люминесценция (ЗЛ). Рекристаллизационный отжиг на воздухе при 1000°C в течение 10 h приводил только к усилению ЗЛ за счет генерации дополнительного количества кислородных вакансий.

Известно, что плоскость (001) в кристаллической структуре ZnO обладает наименьшей поверхностной энергией [10]. Благодаря этому нашла широкое применение технология изготовления прозрачных электродов на основе ZnO, которые представляют собой плотный массив [001]-ориентированных кристаллитов ZnO [11]. Традиционно прозрачные электроды формируются при низких температурах, и нет практической необходимости выращивать пленки толщиной свыше нескольких микрон. Для высокой чувствительности рентгеновского детектора необходима минимальная толщина слоя сцинтиллятора в несколько десятков микрон. При использовании стандартной технологии нанесения прозрачных электродов пленки являются высокодефектными и по мере разрастания отслаиваются от подложки. Решить проблему отслаивания пленки ZnO при сохранении высокой скорости роста и кристаллического качества предлагается с использованием высокотемпературного синтеза на подложках сапфира небазисной ориентации. В процессе роста пленок ZnO неполярных и полуполярных ориентаций было замечено следующее: ориентированные вдоль [100], [110], [103] эпитаксиальные пленки ZnO по мере разрастания трансформируются в [001]-текстурированные. В силу структурно-геометрического соответствия решеток на межфазной границе в процессе роста пленок ZnO на А- и М-плоскостях сапфира реализуются следующие ориентационные соотношения: (001)-ZnO || (110)-Al₂O₃ [12], (103)-ZnO || (100)-Al₂O₃ [13]. С научной и технологической точек зрения весьма интересна эволюция структуры в процессе синтеза „толстых“ пленок ZnO и ее влияние на скорость роста и свойства. В настоящей работе представлены результаты сравнительных исследований процессов высокотемпературного синтеза, люминесцентных и сцинтилляционных характеристик „толстых“ пленок ZnO на подложках сапфира М(100)- и А(110)-ориентаций.

Материалы и методы

Пластины сапфира М- и А-ориентаций обрабатывались химико-механическим способом. На поверхность пластин наносились пленки ZnO (далее М-тип и А-тип) с использованием традиционной „охлаждаемой“ мишени на автоматизированном магнетронном комплексе „ВАТТ АМК-МИ“ (ООО „ФерриВатт“, Казань). Перед каждым распылением вакуумная камера откачивалась до остаточного давления $\sim 9 \cdot 10^{-5}$ Па. Давление рабочего газа (кислород) регулировали с помощью РРГ-10 (ООО „Элточприбор“, Россия) и измеряли широкодиапазон-

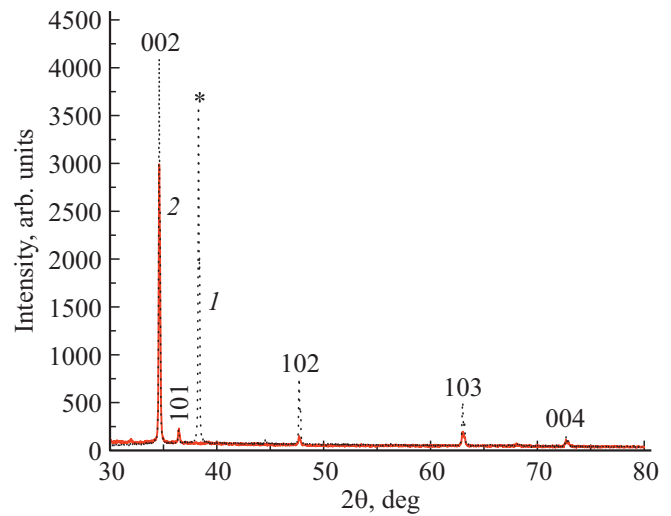


Рис. 1. Картины РД образцов пленок ZnO на сапфире А-типа (кривая 1) и М-типа (кривая 2). Обозначения: * — сапфир. JCPDS: 043-0002.

ным вакуумметром TELEVAC CC-10 (США). Температура подложки 750°C . Нагрев подложки осуществлялся резистивным нагревателем (нихром). Время осаждения 2 h. С целью релаксации микронапряжений и повышения кристаллического качества образцы проходили постростовой отжиг в открытой атмосфере при 800°C в течение 2 h.

Исследования рентгеновской дифракции (РД) проводили на дифрактометре X'PERT PRO (PANalytical, Нидерланды) в геометрии „на отражение“ методом Брэгга–Брентано, излучение $\text{CuK}\alpha$ ($\lambda = 1.5418 \text{ \AA}$) с использованием Ni β -фильтра. Микроскопические исследования проводились на растровом электронном микроскопе Jeol Neoscope 2 (JCM-6000). Толщины пленок определялись исследованием поперечных срезов пленок методом электронной микроскопии.

Измерения спектров РЛ производились в геометрии „на отражение“ под непрерывным рентгеновским возбуждением (40 kV, 10 mA, вольфрамовый анод). Для регистрации оптического излучения использовался монохроматор МДР-2 и система счета фотонов Hamamatsu H8259-01. Спектр излучения снимался в диапазоне 350–650 nm. При этом производилась корректировка на спектральную чувствительность установки.

Фотолюминесценция (ФЛ) пленок возбуждалась излучением 3-й гармоники Nd:YAG-лазера (длина волны 355 nm, частота повторения 15 Hz, длительность импульсов ≈ 10 ns) и регистрировалась с помощью охлаждаемой ПЗС-камеры, совмещенной с монохроматором МДР-206. Размер лазерного пятна на образцах составлял около 200 μm .

Исследования кинетик РЛ производились при импульсном рентгеновском возбуждении методом однофотонного счета при помощи установки, описанной в [14].

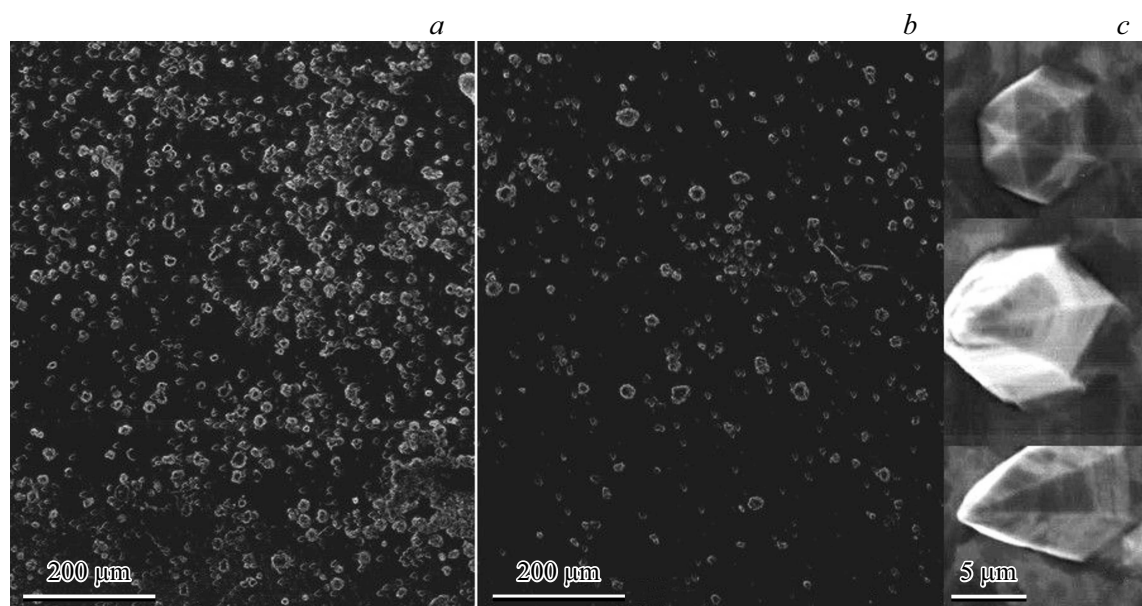


Рис. 2. РЭМ-изображения поверхности пленок ZnO: тип М (а), тип А (b). Типичные изображения [001]-микрокристаллов ZnO (с).

Все исследования проводились при комнатной температуре.

Результаты и обсуждение

Рентгенодифракционные и микроскопические исследования образцов

Образцы пленок ZnO полученные как на А-плоскости сапфира, так и на М-плоскости сапфира по данным РД были преимущественно текстурированы вдоль [001] (рис. 1). Кроме основного 002-рефлекса на картинах РД образцов выделяются 101-рефлексы и близкие им 102- и 103-рефлексы. Ориентированные [103]-кристаллиты традиционно наблюдаются в тонких пленках ZnO [13] и изоструктурных с ними нитридах [14]. На картинах РД пленок (103)-ZnO зачастую отмечается наличие близких к ним 102-рефлексов [15]. Что касается включений [101]-кристаллитов в пленках, их присутствие отмечалось и ранее [16], а возникновение связано с генерацией дислокаций на этапе зародышеобразования. Следует отметить, что все рефлексы пленок ZnO были сдвинуты в область больших углов в сравнении с данными для стандартного образца (JCPDS: 043-0002). Кроме того, для пленки А-типа явно выражен рефлекс подложки (рис. 1, кривая 1), что говорит о меньшей толщине пленки.

Толщины образцов по результатам исследования срезов методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) существенно различались: порядка 11 μm для М-типа и 6 μm для А-типа. Поверхность образцов по данным РЭМ (рис. 2) представляла собой сплошной слой, на котором формировались ярко выраженные [001]-микрокристаллы ZnO (рис. 2, с). Латеральный размер [001]-микрокристаллов достигал 10 μm. При

этом в образце М-типа плотность распределения [001]-микрокристаллов была многократно выше, чем в образце А-типа (на площади 100 × 100 μm наблюдалось более 20 микрокристаллов). Также в образце М-типа преобладал и средний размер микрокристаллов.

На основании полученных результатов можно предположить модель роста толстых пленок ZnO на М- и А-сапфире. На начальном этапе в соответствии с классическими представлениями о структурно-геометрическом соответствии решеток на подложке М- и А-сапфира формируются пленки (103)-ZnO и (001)-ZnO соответственно. Пленки ZnO формируются в условиях недостатка кислорода в газовой фазе, поэтому растут аниондефицитными, со сжатой кристаллической решеткой. С этим связано смещение всех рефлексов пленки в сторону больших углов (уменьшение параметров кристаллической ячейки). Судя по данным РД (рис. 1) и РЭМ (рис. 2), в процессе разрастания осуществляется переход от сплошной пленки к зарождению и разрастанию индивидуальных [001]-микрокристаллов ZnO. Основным условием непрерывного роста структур ZnO является избыток цинка в приростовой зоне. Ориентационная эволюция связана с преобладанием нормальной составляющей роста микрокристаллов ZnO при одновременном снижении латеральной составляющей диффузии адатомов цинка. В этом случае, согласно моделям, предложенным в [17,18], при снижении латеральной составляющей диффузии осуществляется переход к столбчатой структуре осадка. При достаточно высокой температуре пористая столбчатая структура может трансформироваться в индивидуальные микрокристаллы. Снижение латеральной составляющей диффузии адатомов связано как с увеличением шероховатости ростовой поверхности ZnO, так и с особенностями магнетронного распыления.

Известно, что образец в плазме разряда находится под так называемым „плавающим потенциалом“ [19]. Диэлектрическая подложка, как и растущая пленка, заряжается отрицательно, и ионизированные положительные атомы цинка, распыляемые с мишени, приобретают составляющую скорости v_{Zn} в направлении подложки. При этом диффузионная активность вдоль растущей поверхности снижается, и реализуются условия перехода к зарождению [001]-микрокристаллов. Подтверждением является переход к росту индивидуальных [001]-микрокристаллов на поверхности сплошной (001)-пленки ZnO при использовании А-подложки сафира. Этот переход отражается на кривой РД в виде уширения 002-рефлекса в сторону больших углов и уменьшения параметра ячейки пленки ZnO, растущей в условиях избытка цинка. Переход от сплошной пленки (001)-ZnO к индивидуальным [001]-микрокристаллам ZnO затруднен, поскольку энергия гомогенного зародышеобразования выше потенциального барьера встраивания диффундирующих адатомов в изломы ступеней и другие дефекты ростовой поверхности. Отсюда следует низкая плотность распределения и малые размеры [001]-микрокристаллов ZnO в А-типа пленке (рис. 2, *b*). В случае образца М-типа из-за высокой поверхностной энергии плоскости (103) ZnO переход к [001]-микрокристаллам осуществляется на более ранних стадиях. Следствием более раннего перехода является плотная структура и значительно большие размеры [001]-микрокристаллов.

Таким образом, наблюдаемое на РЭМ-изображении различие толщин пленок связано с более ранним переходом к росту индивидуальных [001]-микрокристаллов ZnO в образце М-типа.

Рентгено- и фотолюминесцентные свойства образцов

На рис. 3 изображены спектры РЛ пленок ZnO на подложках А- и М-сафира до и после отжига. Спектр излучения неотожженных пленок содержит слабую полосу краевой люминесценции (КрЛ) с максимумами около 388 и 390 nm для образца А- и М-типа соответственно. Интенсивность РЛ неотожженных пленок относительно невысокая, что затрудняет определение положения максимумов. Это может являться следствием малой толщины. Широкая полоса люминесценции в области 500–650 nm (ЗЛ) соответствует излучению собственных дефектов ZnO. Небольшая толщина пленки приводит к тому, что при облучении также возбуждается люминесценция материала подложки — некоторая доля излучения в красной области и узкие полосы в районах 550, 590 и 620 nm (для сравнения на рис. 3 добавлен спектр РЛ самой подложки). Видно, что интенсивность излучения образца ZnO М-типа примерно в 2 раза больше, чем образца А-типа, что может быть следствием различия в толщинах пленок, а также плотности распределения образовавшихся микрокристаллов.

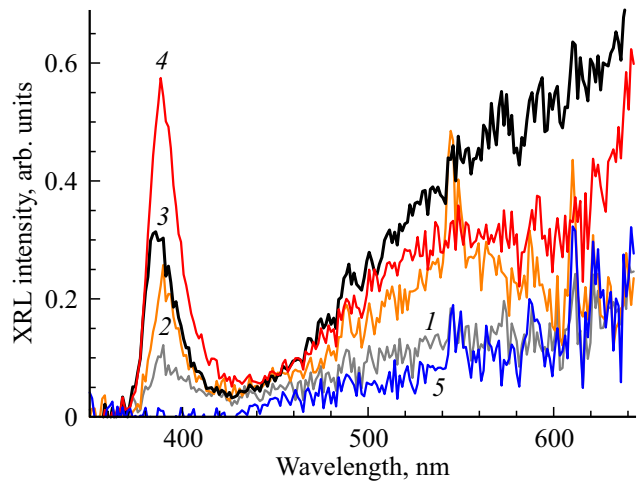


Рис. 3. Спектры РЛ пленок ZnO: 1 — неотожженная пленка А-типа, 2 — неотожженная пленка М-типа, 3 — отожженная пленка А-типа, 4 — отожженная пленка М-типа, 5 — сафировая подложка.

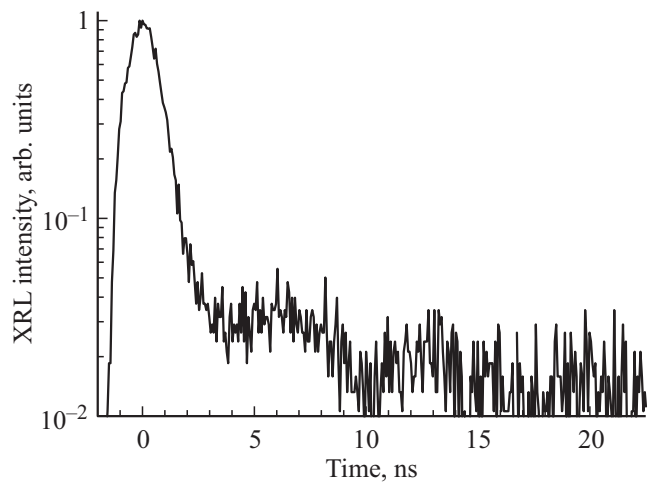


Рис. 4. Кривая спада РЛ пленки ZnO М-типа.

Отжиг привел к увеличению интенсивности РЛ обоих образцов. При этом, однако, различные части спектра изменились неодинаково. У обоих образцов примерно в 2.5 раза выросла интенсивность КрЛ (соотношение интенсивностей осталось прежним). При этом более выраженным стало отличие в положении максимума полос КрЛ. У образца А-типа максимум интенсивности пришелся на длину волны 386 nm, а у образца М-типа — на 388 nm. Интенсивность ЗЛ также возросла у обоих образцов, однако преимущественно изменения произошли в красной области спектра. В зеленой области интенсивность люминесценции выросла только у образца А-типа.

Для отожженной пленки ZnO М-типа, имевшей наибольшую интенсивность РЛ, была измерена кинетика РЛ во временном диапазоне 0–20 ns (рис. 4). Видно, что

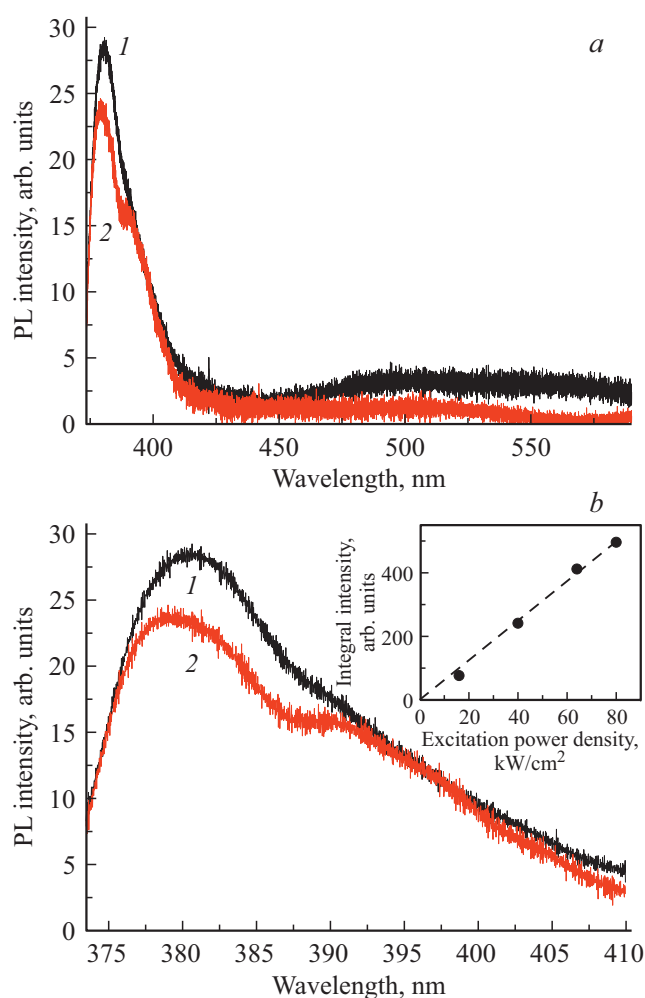


Рис. 5. Спектры ФЛ пленок А-типа (1) и М-типа (2), зарегистрированные при плотности мощности 80 kW/cm^2 : (а) ближний УФ и частично видимый диапазоны, (б) ближний УФ диапазон (только КрЛ). На вставке (б) — зависимость интегральной интенсивности КрЛ от уровня фотовозбуждения для пленки М-типа.

основная компонента люминесценции лежит в диапазоне $0\text{--}3 \text{ ns}$ и имеет время спада (без учета ширины возбуждающего импульса) порядка $0.9\text{--}1.1 \text{ ns}$, что соответствует КрЛ ZnO.

Поскольку отжиг привел к усилению люминесценции пленок, и в целом образцы, особенно пленка М-типа, демонстрируют неплохие сцинтилляционные свойства, в частности быстрый спад РЛ, представляло интерес изучить также и их ФЛ-свойства. Сравнение спектров ФЛ и РЛ способствует интерпретации природы излучения, в частности, полученного при рентгеновском возбуждении [20].

На рис. 5, а показаны спектры ФЛ отожженных пленок А- и М-типов в УФ и видимом диапазонах длин волн, зарегистрированные при плотности мощности возбуждения 80 kW/cm^2 . Оба спектра демонстрируют полосы КрЛ с максимумами 380.5 и 379 nm в случае пленок

А- и М-типа соответственно. Видимое излучение пленок достаточно слабо проявлялось в виде плеча КрЛ в диапазоне $420\text{--}570 \text{ nm}$ в спектре пленки М-типа и полосы в диапазоне $450\text{--}600 \text{ nm}$ в спектре пленки А-типа.

Более детально спектры КрЛ пленок можно рассмотреть на рис. 5, б. Полоса КрЛ обеих пленок состоит из нескольких компонент, в частности наблюдается отчетливое длинноволновое плечо основного максимума. В случае пленки М-типа оно проявляется особенно явно, его максимум соответствует длине волны примерно 391 nm .

Более ранние исследования тонких пленок ZnO, полученных в схожих условиях, показали, что концентрация свободных носителей в них составляет $\sim 10^{15}\text{--}10^{16} \text{ cm}^{-3}$ [21]. Эти данные позволяют ожидать участия экситонных механизмов в люминесценции пленок при условии использования достаточно невысоких уровней возбуждения, при которых порог Мотта еще не превышен. Оценка создаваемой фотовозбуждением плотности электрон-дырочных пар с учетом их диффузии [20,22,23] дает значения, не превышающие по порядку величины 10^{17} cm^{-3} , т.е. не выше пороговой плотности Мотта для ZnO, лежащей по разным данным в диапазоне $5 \cdot 10^{17}\text{--}4 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ [23–25].

Зависимость интегральной интенсивности КрЛ от уровня фотовозбуждения пленок, измеренная в диапазоне $10\text{--}80 \text{ kW/cm}^2$, демонстрирует линейный характер (на вставке рис. 5, б приведена зависимость для пленки М-типа). Такое поведение свойственно рекомбинационному излучению экситонов в отличие от люминесценции, возникающей, например, при переходах в донорно-акцепторных парах или с участием мелкого уровня дефекта, где эта зависимость часто сублинейная [26–28].

Достаточно большая ширина полосы КрЛ (например, в случае пленки М-типа полуширина полосы составляет $\sim 185 \text{ meV}$) говорит о присутствии нескольких каналов излучения. Помимо излучения, обусловленного рекомбинацией свободных экситонов, можно предположить участие его фононных повторений (энергия LO-фонона в ZnO составляет 72 meV). Разность между основным максимумом (379 nm) и его плечом ($\sim 391 \text{ nm}$) в спектре КрЛ пленки М-типа составляет около 100 meV , а учитывая взаимное перекрытие спектральных компонент, это расстояние на самом деле еще больше. Это позволяет предположить, что длинноволновое плечо обусловлено в основном вторым фононным повторением излучения свободного экситона. Стоит отметить, что при относительно небольших плотностях мощности возбуждения в этой спектральной области в пленках и микрокристаллических структурах ZnO сообщалось также и о других типах экситонного излучения, в частности об излучении, обусловленном рассеянием экситонов на свободных электронах [29,30]. Для прояснения возможности участия этого и других типов излучения необходимы дальнейшие исследования. В целом, достаточно высокая интенсивность КрЛ исследуемых пленок, наблюдаемой при оптическом возбуждении, а также явный экситонный

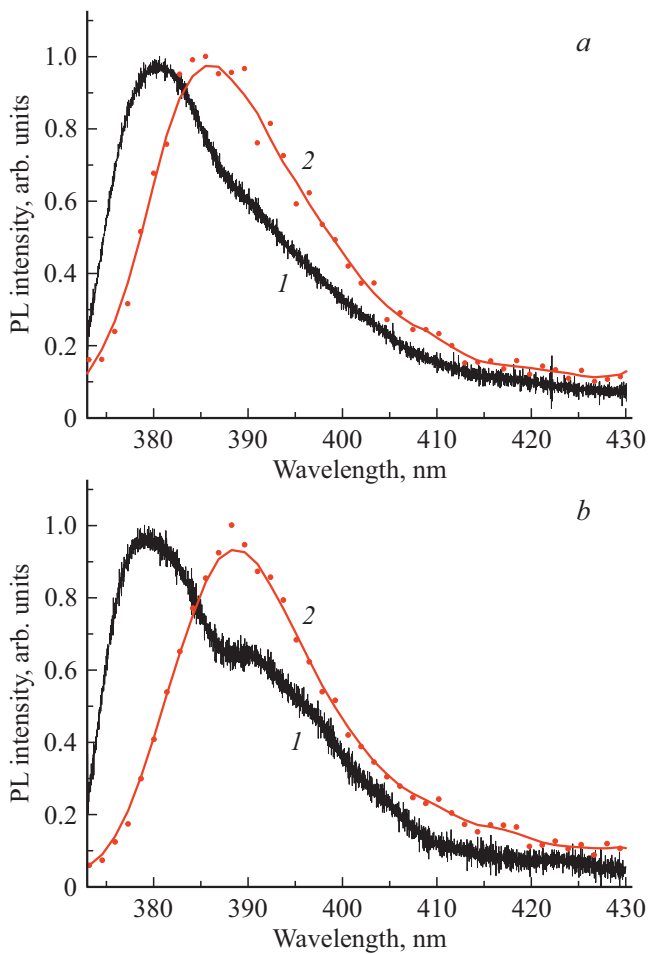


Рис. 6. Спектры КрЛ отожженных пленок А-типа (а) и М-типа (b), зарегистрированные при оптическом (1) и рентгеновском (2) типах возбуждения. Плотность мощности фото-возбуждения 80 kW/cm^2 . Спектры РЛ представлены экспериментальными точками и сглаженными кривыми (взвешенное усреднение по соседним точкам, 4 точки).

характер этого излучения говорят о высоком качестве образцов.

На рис. 6 приведено сравнение спектров КрЛ отожженных пленок А-типа (рис. 6, а) и М-типа (рис. 6, б), зарегистрированных при рентгеновском и оптическом типах возбуждения. Спектры нормированы на максимум, а в случае РЛ дополнительно к экспериментальным спектрам, показанным точками, для удобства сравнения приведены сглаженные спектры (взвешенное усреднение по соседним точкам, 4 точки). Видно, что разница в положении максимумов полосы КрЛ в спектрах РЛ и ФЛ составляет около 6 nm в случае А-пленки и 9 nm в случае М-пленки, что сравнимо с величиной энергии ЛО-фонона в ZnO. Помимо этого, наблюдаются также разные форма и ширина полос КрЛ при различных типах возбуждения. В частности, полосы КрЛ пленок в случае РЛ не содержат явных особенностей, связанных со вкладами различных типов излучения, как наблюдается

в спектрах ФЛ — это особенно видно в случае пленки М-типа (рис. 6, б).

При однофотонном возбуждении за счет сильного поглощения УФ света в ZnO (коэффициент поглощения УФ фотонов в ZnO составляет $\sim (1-2) \cdot 10^5 \text{ cm}^{-1}$ [25]) ФЛ пленок в отличие от РЛ возбуждается в узком (до нескольких сотен nm) приповерхностном слое. Рентгеновские кванты проникают гораздо глубже в пленку — на микрометры, вплоть до подложки (рис. 3 и комментарии выше). Это отличает микропленки от случая структур ZnO с наноразмерными или субмикронными кристаллитами, где доля объема материала, участвующего как в ФЛ, так и в РЛ, может быть достаточно большой, а спектры ФЛ и РЛ могут быть схожи [7,20]. В случае микропленки спектр РЛ фактически отображает суперпозицию излучений со всей толщины пленки, сглаживается, скрывая особенности излучения отдельных слоев пленки, в том числе кристаллитов различных типов и ориентаций. Спектры ФЛ при однофотонном возбуждении характеризуют в основном однотипные микрокристаллы, расположенные в приповерхностном слое пленки, и поэтому сохраняют многие особенности излучения таких микрокристаллов.

Сильное отличие в положениях максимума полосы КрЛ в случае РЛ и ФЛ пленок (рис. 6), по-видимому, связано с определяющим вкладом в РЛ излучения, возбуждаемого в объеме пленок (в сравнении с излучением приповерхностных областей, доминирующим при ФЛ). Такое излучение прежде чем покинуть пленку проходит в материале значительный путь, что приводит к его сильному поглощению. При этом более интенсивно поглощается свет с длинами волн, лежащими ближе к фундаментальному краю поглощения материала. Это приводит к относительному уменьшению интенсивности коротковолнового края полосы КрЛ и, как следствие, к красному смещению ее максимума.

Заключение

Представлены результаты сравнительных исследований процессов высокотемпературного синтеза, люминесцентных и сцинтилляционных характеристик пленок ZnO на подложках сапфира М(100)- и А(110)-ориентаций. Показано, что использование метода магнетронного осаждения позволяет формировать на М(100)- и А(110)-подложках сапфира (на фоне сплошной пленки) ансамбли индивидуальных [001]

В случае пленки на М-сапфире плотность ансамбля [001]-микрокристаллов ZnO оказалась значительно выше, а их линейные размеры больше, чем в случае пленки на А-сапфире, в связи с ранним переходом от роста сплошной пленки к индивидуальным микрокристаллам. В спектре РЛ образцов наблюдается интенсивная полоса КрЛ, которая отсутствовала при использовании метода „горячего“ магнетронного распыления с неохлаждаемой

мишенью. Кинетика РЛ (полоса КрЛ) характеризуется двумя компонентами — быстрой компонентой со временем спада порядка наносекунды и длинным плечом медленной люминесценции. Исследование пленок методом ФЛ-спектроскопии выявило особенности спектров КрЛ образцов, в частности присутствие различных экситонных каналов излучения. Помимо рекомбинационного излучения свободных экситонов предположен значительный вклад в УФ излучение образцов фоновых повторений излучения свободных экситонов, в частности второго фоновых повторения. Достаточно высокая интенсивность краевого излучения исследованных пленок, наблюдаемая при оптическом возбуждении, а также явный экситонный характер этого излучения подтверждают высокое качество образцов. Сравнение спектров РЛ- и ФЛ пленок позволило выявить их значительные отличия. В частности, обнаружены различия в форме полосы КрЛ и положении ее максимума. При интерпретации наблюдаемых различий учтены факты различной глубины проникновения УФ фотонов и рентгеновских квантов в ZnO, а также поглощение собственного излучения ZnO в пленке.

Таким образом, предложенная методика, включающая осаждение с помощью классического магнетрона с охлаждаемой мишенью и использование ориентационной зависимости скорости роста структур ZnO, является весьма перспективной в развитии сцинтилляционной техники рентгеновского диапазона.

Благодарности

Авторы благодарят ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, в частности лаб. 195, за предоставление экспериментального оборудования (договор об НТС от 14.02.2018).

Финансирование

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках выполнения работ по Государственному заданию ФНИЦ „Кристаллография и фотоника“ РАН в части „микроскопии пленок“ и в части „получения, структурной диагностики и сцинтилляции пленок“ (Соглашение № 075-15-2021-1362), а также при поддержке гранта Президента Российской Федерации (МК-3140.2022.1.2) в части исследования экситонного излучения микроструктур ZnO.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] B.H. Lin, H.Y. Chen, S.C. Tseng, J.X. Wu, B.Y. Chen, C.Y. Lee, G.C. Yin, S.H. Chang, M.T. Tang, W.F. Hsieh. *Appl. Phys. Lett.*, **109**, 192104 (2016). DOI: 10.1063/1.4967743
- [2] B.H. Lin, X.Y. Li, D.J. Lin, B.L. Jian, H.C. Hsu, H.Y. Chen, S.C. Tseng, C.Y. Lee, B.Y. Chen, G.C. Yin, M.Y. Hsu, S.H. Chang, M.T. Tang, W.F. Hsieh. *Sci. Rep.*, **9**, 207 (2019). DOI: 10.1038/s41598-018-36764-8
- [3] M.R. Wagner, G. Callsen, J.S. Reparaz, J.H. Schulze, R. Kirste, M. Cobet, I.A. Ostapenko, S. Rodt, C. Nenstiel, M. Kaiser, A. Hoffmann, A.V. Rodina, M.R. Phillips, S. Lautenschläger, S. Eisermann, B.K. Meyer. *Phys. Rev. B*, **84**, 035313 (2011). DOI: 10.1103/PhysRevB.84.035313
- [4] П.А. Родный, К.А. Черненко, И.Д. Вeneвцев. *Опт. и спектр.*, **125** (3), 357 (2018). DOI: 10.21883/OS.2022.11.53780.3845-22 [P.A. Rodnyi, K.A. Chernenko, I.D. Venetsev. *Opt. Spectrosc.*, **125**, 372 (2018). DOI: 10.1134/S0030400X18090205].
- [5] K. Oka, H. Shibata, S. Kashiwaya. *J. Cryst. Growth.*, **237** (1), 509 (2002). DOI: 10.1016/S0022-0248(01)01953-4
- [6] F. Huang, Z. Lin, W. Lin, J. Zhang, K. Ding, Y. Wang, Q. Zheng, Z. Zhan, F. Yan, D. Chen, P. Lv, X. Wang. *Chin. Sci. Bull.*, **59** (12), 1235 (2014). DOI: 10.1007/s11434-014-0154-4
- [7] I.D. Venetsev, A.P. Tarasov, A.E. Muslimov, E.I. Gorokhova, L.A. Zadorozhnaya, P.A. Rodnyi, V.M. Kanevsky. *Materials*, **14** (8), 2001, (2021). DOI: 10.3390/ma14082001
- [8] И.Д. Вeneвцев, П.А. Родный, А.Э. Муслимов, В.М. Каневский, В.А. Бабаев, А.М. Исмаилов. *Опт. и спектр.*, **127** (12), 981 (2019). DOI: 10.21883/OS.2022.11.53780.3845-22 [I.D. Venetsev, P.A. Rodnyi, A.E. Muslimov, V.M. Kanevskii, V.A. Babaev, A.M. Ismailov. *Opt. Spectrosc.*, **127**, 1075 (2019). DOI: 10.1134/S0030400X19120282].
- [9] А.Э. Муслимов, В.М. Каневский, И.Д. Вeneвцев, А.М. Исмаилов. *Кристаллография*, **65** (5), 798 (2020). DOI: 10.31857/S0023476120050148 [A.E. Muslimov, V.M. Kanevsky, I.D. Venetsev, A.M. Ismailov. *Cryst. Rep.*, **65**, 766 (2020). DOI: 10.1134/S1063774520050144].
- [10] K. Tsunekawa. *J. Vac. Soc. Japan.*, **53**, 486 (2010). DOI: 10.3131/jvsj2.53.486
- [11] M. Podlogar, J.J. Richardson, D. Vengust, N. Daneu, Z. Samardžija, S. Bernik, A. Rečnik. *Adv. Funct. Mater.*, **22** (15), 3136 (2012). DOI: 10.1002/adfm.201200214
- [12] M. Madel, G. Neusser, U. Simon, B. Mizaikoff, K. Thonke. *J. Cryst. Growth*, **419**, 128 (2015). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2015.03.020
- [13] А.Э. Муслимов, А.М. Исмаилов, Ю.В. Григорьев, В.М. Каневский. *Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования*, **2021** (11), 90 (2021). DOI: 10.31857/S1028096021110145 [A.E. Muslimov, A.M. Ismailov, Yu.V. Grigoriev, V.M. Kanevsky. *J. Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques.*, **15**, 1195 (2021). DOI: 10.1134/S1027451021060148].
- [14] P.A. Rodnyi, S.B. Mikhlin, A.N. Mishin, A.V. Sidorenko. *IEEE Trans. Nucl. Sci.*, **48** (6), 2340 (2001). DOI: 10.1109/23.983264
- [15] L. Zhang, J. Wu, T. Han, F. Liu, M. Li, X. Zhu, Q. Zhaoa, T. Yu. *Cryst. Eng. Commun.*, **23** (18), 3364 (2021). DOI: 10.1039/d1ce00040c
- [16] E. Chubenko, V. Bondarenko, A. Ghobadi, G. Ulusoy, K. Topalli, A.K. Okyay. *MRS Advances*, **2** (14), 799 (2017). DOI: 10.1557/adv.2017.150
- [17] J. Thornton. *Annu. Rev. Mater. Sci.*, **7**, 239 (1977). DOI: 10.1146/annurev.ms.07.080177.001323
- [18] P.B. Barna, M. Adamik. *Thin Solid Films.*, **317**, 27 (1988). DOI: 10.1016/S0040-6090(97)00503-8

- [19] A.M. Ismailov, L.L. Emiraslanova, M.K. Rabadanov, M.R. Rabadanov, I.Sh. Aliev. *Tech. Phys. Lett.*, **44**, 528 (2018). DOI: 10.1134/S1063785018060202
- [20] А.П. Тарасов, И.Д. Веневцев, А.Э. Муслимов, Л.А. Задорожная, П.А. Родный, В.М. Каневский. *Квант. электрон.*, **51** (5), 366 (2021). [A.P. Tarasov, I.D. Venevtsev, A.E. Muslimov, L.A. Zadorozhnaya, P.A. Rodnyi, V.M. Kanevsky. *Quantum Electron.*, **51** (5), 366 (2021). DOI: 10.1070/QEL17534].
- [21] А.Э. Муслимов, М.Х. Рабаданов, А.М. Исмаилов. *Прикладная физика*, **3**, 72 (2017).
- [22] C.F. Klingshirn. *Semiconductor Optics, 4th ed.* (Springer, Berlin, 2012).
- [23] C. Klingshirn, R. Hauschild, J. Fallert, H. Kalt. *Phys. Rev. B*, **75**, 1 (2007). DOI: 10.1103/PhysRevB.75.115203
- [24] M.A. Versteegh, T. Kuis, H.T.C. Stoof, J. I. Dijkhuis. *Phys. Rev. B*, **84**, 035207 (2011). DOI: 10.1103/PhysRevB.84.035207
- [25] Ü. Özgür, Y.I. Alivov, C. Liu, A. Teke, M. Reshchikov, S. Doğan, V. Avrutin, S.-J. Cho, A.H. Morkoç. *J. Appl. Phys.*, **98**, 11 (2005). DOI: 10.1063/1.1992666
- [26] S.A. Studenikin, M. Cocivera. *J. Appl. Phys.*, **91** (8), 5060 (2002). DOI: 10.1063/1.1461890
- [27] М.В. Рыжков, С.И. Румянцев, В.М. Маркушев, Ч.М. Брискина, А.П. Тарасов. *Журн. прикл. спект.*, **81**, 805 (2014). [M.V. Ryzhkov, S.I. Romyantsev, V.M. Markushev, Ch.M. Briskina, A.P. Tarasov. *J. Appl. Spectrosc.*, **81**, 877 (2014). DOI: 10.1007/s10812-014-0021-8].
- [28] S. Romyantsev, A. Tarasov, C. Briskina, M. Ryzhkov, V. Markushev, A. Lotin. *J. Nanophotonics*, **10**, 016001 (2016). DOI: 10.1117/1.JNP.10.016001
- [29] M. Nakayama, Y. Nakayama. *J. Phys. Soc. Japan.*, **88** (8), 083706 (2019). DOI: 10.7566/JPSJ.88.083706
- [30] А.П. Тарасов, Л.А. Задорожная, А.Э. Муслимов, Ч.М. Брискина, В.М. Каневский. *Письма в ЖЭТФ*, **114** (9), 596 (2021). DOI: 10.31857/S1234567821210035 [A.P. Tarasov, L.A. Zadorozhnaya, A.E. Muslimov, Ch.M. Briskina, V.M. Kanevsky. *JETP Lett.*, **114**, 517 (2021). DOI: 10.1134/S0021364021210116].