

07

Светодиодные структуры на основе ZnO-пленок, полученных методом высокочастотного магнетронного распыления, для УФ области спектра

© М.М. Мездрогина,¹ А.Я. Виноградов,¹ Ю.В. Кожанова,² Е.А. Борсук¹

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
194021 Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
195251 Санкт-Петербург, Россия
e-mail: Margaret.m@mail.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 24 октября 2018 г.

В окончательной редакции 11 января 2019 г.

Принято к публикации 30 сентября 2019 г.

Представлены результаты исследований влияния различных дефектов на вид спектров фото- и электролюминесценции (интенсивность и длину волны излучения) структур *n*-ZnO/*p*-GaN.

Ключевые слова: пленки ZnO, *p*-GaN, спектры фотолюминесценции в УФ области спектра.

DOI: 10.21883/JTF.2020.03.48931.378-18

Введение

Необходимость создания эффективных светодиодов (LED) для коротковолновой (УФ) области спектра стимулировала интенсивные исследования широкозонных полупроводников на основе соединений $A^{III}B^V$ (например, AlN, GaN, InGaN), на основе соединений $A^{II}B^{VI}$ (ZnS, ZnSe). Среди $A^{II}B^{VI}$ -соединений оксид цинка (ZnO — цинкит, ковалентный кристалл) занимает особое место.

ZnO — прямозонный полупроводник с шириной запрещенной зоны $E_g = 3.37$ eV интенсивно исследуется в настоящее время в связи с перспективой использования его как полифункционального материала в оптоэлектронных устройствах [1–4], в приборах спинтроники как магнитный материал при легировании *3d* примесями, в частности Fe57 [5], солнечных батареях (ФЭП) в качестве прозрачного проводящего слоя [6] при работе с излучением в УФ области спектра.

ZnO имеет энергию связи свободного экситона 60 meV, вследствие чего может быть использован для создания приборов, работающих при повышенных температурах, имеет хорошую радиационную стойкость, это химически стабильный и дешевый материал, который может быть получен многочисленными методами.

Одним из широко используемых способов нанесения пленок ZnO является метод высокочастотного магнетронного распыления [7,8].

Целью настоящей работы является исследование влияния параметров нанесения пленок ZnO, полученных методом высокочастотного магнетронного распыления, на параметры структур на их основе. Особое внимание уделяется увеличению интенсивности излучения в УФ области спектра с $\lambda = 374$ nm, соответствующего излучению экситона, связанного с 1LO фононом.

При легировании ZnO металлическими примесями Li, Ag, Au в катионной подрешетке с целью получения пленок с *p*-типом проводимости, в настоящей работе использован метод диффузии. В качестве легирующего компонента был выбран Li вследствие его большой химической активности, а также вследствие величины ионного радиуса, близкой к величине ионного радиуса Zn при замещении Li в полупроводниковой матрице ZnO точечных дефектов — V_{Zn} . Ранее было показано, что введение газовой примеси — азота (N) в анионную подрешетку дает возможность получения пленок *p*-ZnO [8]. В настоящей работе легирование газовой примесью N^{+} в анионной подрешетке производилось в процессе отжига пленок ZnO в высокочастотном (13.56 MHz) газовом разряде смеси азота и аргона при варьировании времени отжига. Концентрацию введенной газовой примеси контролировали с помощью метода ядерных реакций [8].

Известно, что для кристаллической полупроводниковой матрицы ZnO водород (H) является одной из основных примесей, образующих дефекты донорного типа, поскольку O–H-связи увеличивают концентрацию собственных дефектов полупроводниковой матрицы, в частности, вследствие изменений стехиометрии. Водород также может образовывать комплексы с другими неконтролируемыми фоновыми примесями, например, с кремнием (Si).

В настоящей работе, как и в [7], величина концентрации H в пленках ZnO была определена методом ИК-спектроскопии.

Известно использование полупроводника GaN с шириной запрещенной зоны E_g , равной 3.43 eV, энергией связи свободного экситона 25 meV, рассогласованием постоянной решетки не более 1.9% по отношению к величине постоянной решетки ZnO при создании светоизлучающих структур на основе пленок ZnO [5–8].

Параметры нанесения пленок ZnO. Материал подложки — Si, SiO₂

Номер пленки ZnO	Давление газовой смеси Ar + O ₂ , Torr	Температура подложки, °C	ВЧ мощность, W	Время нанесения, min	Наличие плавающего потенциала
1	$4.4 \cdot 10^{-2}$	610	40	30	нет
2	$4.6 \cdot 10^{-2}$	500	40	30	да
3	$4.6 \cdot 10^{-2}$	640	40	30	нет
4	$4.7 \cdot 10^{-2}$	510	40	90	да
5	$4.5 \cdot 10^{-2}$	640	40	90	нет

Для нанесения пленок GaN в настоящее время наиболее распространенными методами являются молекулярно-пучковая эпитаксия (МВЕ), осаждение металлорганических соединений из газовой фазы (MOCVD), гидридная газофазная эпитаксия (HVPE), а также методы лазерной абляции подложки, нанесения буферного слоя перед нанесением слоев GaN [9–13].

Эксперимент

Слой GaN, легированный Mg (GaN⟨Mg⟩ с *p*-типом проводимости, далее *p*-GaN), толщиной 270 nm был выращен на буферном нелегированном слое GaN. Параметры пленок *p*-GaN исследованы с помощью измерений эффекта Холла (методика Ван-дер-Пау), измерений спектров фотолюминесценции (ФЛ) и атомно-силовой микроскопии. Поверхность пленок *p*-GaN, использовавшихся в настоящей работе в качестве подложек, не подвергалась какой-либо обработке перед последующим нанесением пленок *n*-ZnO.

В настоящей работе пленки ZnO при изготовлении структур *n*-ZnO/*p*-GaN, *p*-ZnO/*n*-ZnO получены методом высокочастотного магнетронного распыления мишени в смеси газов Ar с O₂ на подложках из различных материалов: *p*-GaN : Mg/GaN/Al₂O₃, кристаллического кремния с *p*-типом проводимости марки КДБ-10, кристаллических пленок *c*-ZnO, выращенных гидротермальным или газофазным методом.

Ранее на основании измерений методом комбинационного рассеяния было показано, что пленки ZnO, полученные высокочастотным магнетронным распылением, являются кристаллическими. В спектрах комбинационного рассеяния пленок ZnO наблюдаются сильные полосы с максимумами вблизи $\omega_{E_2}^{High} \sim 437 \text{ cm}^{-1}$, т.е. нанесенный ZnO-слой действительно имеет вюрцитную гексагональную кристаллическую структуру, а присутствие полосы $\omega_{A_1}(LO) \sim 580 \text{ cm}^{-1}$ указывает на наличие собственных дефектов решетки. Кроме того, в спектрах комбинационного рассеяния наблюдаются более слабые линии на $\omega = 101, 276, 327, 509, 720$ и 1150 cm^{-1} : полоса с максимумом $\omega = 101 \text{ cm}^{-1}$ соответствует моде $\omega_{E_2}^{Low}$, линия с максимумом $\omega = 276 \text{ cm}^{-1}$ соответствует моде B_2 и указывает на наличие встроенного электрического поля в области обеднения. Полоса с

максимумом $\omega = 720 \text{ cm}^{-1}$ указывает на наличие примесей Fe, с максимумом $\omega = 509 \text{ cm}^{-1}$ соответствует моде $A_1(LO)$. Полосы с $\omega = 327$ и 1150 cm^{-1} указывают на процессы мультифононного рассеяния ($E_{2H} - E_{2L}$) и $2LO$, возникающая при связи LO-фононов со свободными носителями соответственно. Линия $\omega = 568 \text{ cm}^{-1}$ возникает из подложки GaN и соответствует E_2^{High} -моде.

На основании измерений спектров ФЛ пленок ZnO было показано, что длина волны излучения (λ_{max}) несущественно меняется при изменении материала подложки, меняется лишь интенсивность излучения, т.е. меняется концентрация дефектов. Было показано так же, что уменьшение скорости нанесения до 0.1 nm/s дает возможность регистрации спектров ФЛ с малой величиной FWHM, т.е. однородных по площади подложки вследствие реализации процессов самоорганизации [8].

В настоящей работе исследовано влияние дальнейшего уменьшения скорости нанесения пленок ZnO методом высокочастотного магнетронного распыления с целью увеличения размеров зерна, с целью повышения однородности пленок, увеличения интенсивности излучения в УФ области спектра.

Изменение параметров осаждения (давления газовой смеси, температуры и потенциала подложки, высокочастотной мощности) на скорость нанесения пленок ZnO дала возможность варьирования скорости от 0.005 до 0.065 nm/s. Наличие плавающего потенциала на подложке при использовании метода высокочастотного магнетронного распыления не приводит к уменьшению скорости нанесения пленок ZnO (см. таблицу).

Морфология поверхности исследуемых в настоящей работе пленок ZnO определялась как материалом подложки, так и параметрами осаждения.

Показано, что во всех используемых в настоящей работе процессах при малой скорости нанесения, которая не превышала 0.06 nm/s, размер зерна не превышал 2–3 nm на подложке из кварца (SiO₂) и 3–3.5 nm на подложке из Si (КДБ-10). Таким образом, уменьшение скорости нанесения не привело к какому-либо существенному изменению размеров зерна, поскольку механизм нанесения пленок не изменился и соответствовал механизму пар-кристалл (3D-механизм), т.е. не реализовался механизм движения зародышей ZnO-пленки по поверхности подложки, который, как правило, имеет ме-

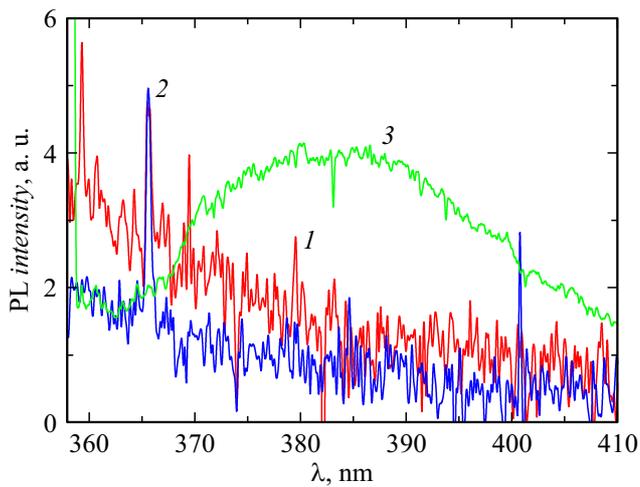


Рис. 1. Спектры ФЛ, снятые при температуре 78 К, пленок ZnO, полученных при разных температурах (T) нанесения: 1 — 610, 2 — 615, 3 — 500°C.

сто при реализации механизма пар–жидкость–кристалл (2D-механизм) [8–11]. В то же время увеличение температуры осаждения (до $T = 610^\circ\text{C}$) приводит к изменению вида спектров — появлению пиков излучения в спектрах ФЛ указанных пленок в коротковолновой области (рис. 1 — ср. кривые 1 ($T = 610^\circ\text{C}$), 2 ($T = 615^\circ\text{C}$) с кривой 3 ($T = 500^\circ\text{C}$)).

Очевидно, что подвижность и концентрация носителей заряда в нанесенных пленках ZnO будет определяться размерами зерна, межзеренными границами. Весьма существенное уменьшение скорости нанесения при использовании метода высокочастотного магнетронного распыления ($< 0.05\text{ nm/s}$) не привело к увеличению размеров зерна, он остался равным 3–3.5 nm, как и при большей скорости нанесения — 1 nm/s.

Уменьшение скорости нанесения, температуры подложки способствует, как правило, увеличению концентрации дефектов полупроводниковой матрицы ZnO.

Морфологию поверхности пленок ZnO вне зависимости от легирования, методики получения (МВЕ, метод высокочастотного магнетронного распыления) можно интерпретировать как столбчатую структуру, в которой величины неоднородностей в горизонтальном и вертикальном направлениях одинаковы. Вследствие роста по механизму пар–кристалл (3D-механизм), неоднородность морфологии поверхности в пленках, полученных МВЕ-методом, в вертикальном направлении практически совпадает с неоднородностью поверхности пленок ZnO, полученных методом высокочастотного магнетронного распыления.

В то же время интерфейс между пленкой $n\text{-ZnO}$, $p\text{-GaN}$, КДБ-10 содержит большую плотность структурных протяженных дефектов (дислокаций) из-за наличия упругих напряжений несоответствия на границе слоев вследствие разницы в параметрах кристаллических решеток ZnO, GaN, $p\text{-Si}$ [12–14].

Ранее была исследована морфология поверхностей пленок $p\text{-GaN}$ и структур $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$ с помощью атомно-силовой микроскопии [7,8]. Показано, что исходная поверхность пленок $p\text{-GaN}$ существенно отличается от планарной и имеет неоднородности до 200 nm в латеральной плоскости и до 40–50 nm в глубину, что определяло кинетику роста последующих слоев ZnO при реализации механизма пар–кристалл, следовательно, впоследствии параметры нанесенных пленок.

Характерный размер неоднородностей на поверхности нанесенных пленок ZnO: в плоскости — 200 nm, в перпендикулярном направлении — 40–60 nm, в пленки $n\text{-ZnO}$ дефекты прорастают из подложки $p\text{-GaN}$.

В пленках $p\text{-GaN}$, используемых в качестве подложек при нанесении пленок $n\text{-ZnO}$, были измерены (Ван-дер-Пау методика измерений) тип, концентрация и подвижность носителей заряда. Пленки $p\text{-GaN}$ имели проводимость p -типа с концентрацией неосновных носителей заряда, равной $9.7 \cdot 10^{18}\text{ cm}^{-3}$, с подвижностью носителей заряда, равной $12\text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$.

Были исследованы характеристики слоев ZnO, нанесенных методом высокочастотного магнетронного распыления; пленки были n -типа проводимости с подвижностью $45\text{ cm}^2/(\text{V} \cdot \text{s})$, концентрацией электронов $1.58 \cdot 10^{18}\text{ cm}^{-3}$.

Спектры ФЛ гетероструктур $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$, приведенные на рис. 2, были измерены при температуре 300 К. В качестве источника излучения при измерении спектров ФЛ использовался YAG-лазер с длиной волны 244 nm. В спектрах ФЛ гетероструктур $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$ (рис. 2) имеются ярко выраженные линии излучения, связанные с рекомбинацией свободных ($\lambda = 363\text{ nm}$) и связанных экситонов ($\lambda = 377, 390, 410\text{ nm}$). Следует отметить, что в области примесной ФЛ с $\lambda = 450\text{--}600\text{ nm}$ существенного излучения не наблюдалось, т.е. концентрация точечных дефектов V_{Zn} , V_{O} , определяющих интенсивность излучения в данной области спектра, была незначительна [9–12].

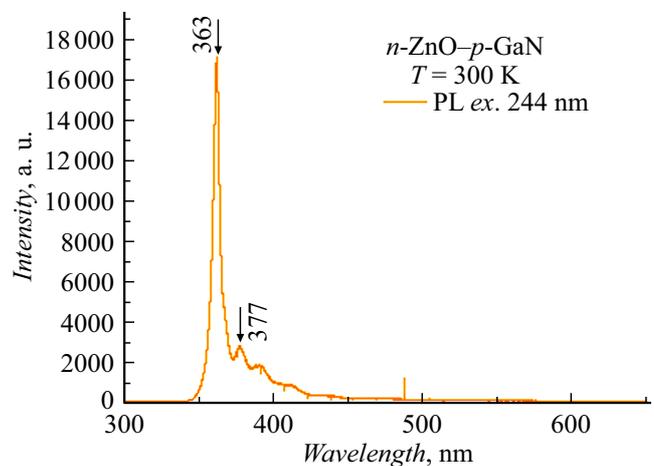


Рис. 2. Спектр ФЛ (300 К) структуры $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$.

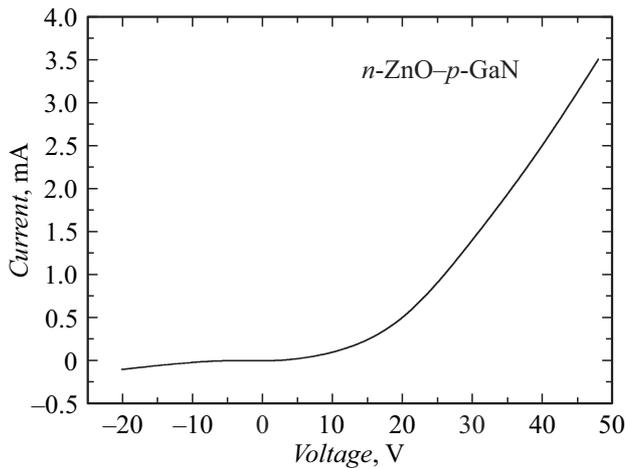


Рис. 3. ВАХ структуры $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$ (300 K).

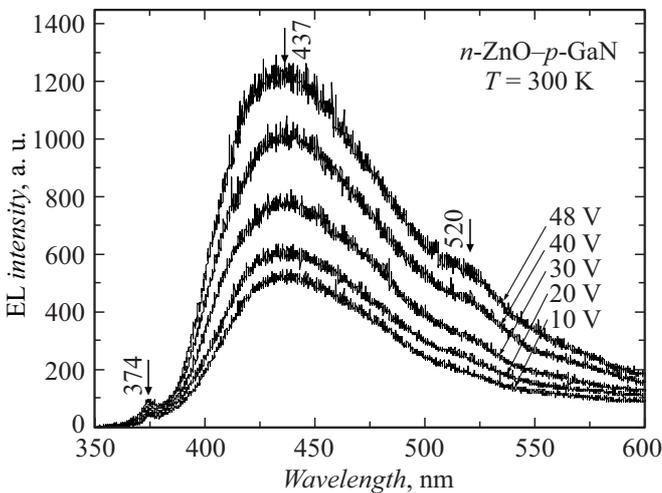


Рис. 4. Спектры ЭЛ структуры $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$.

Вольт-амперная характеристика (ВАХ) структуры $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$, приведенная на рис. 3, имеет форму, свойственную качественному $n\text{-}p$ -переходу [13–16]. В то же время наблюдаются малые величины токов и довольно высокие значения напряжения отсечки (U_{Cutoff}), необходимые для получения излучения из данных структур, что может свидетельствовать об особенностях энергетической диаграммы, особенностях морфологии поверхности интерфейса — наличия столбчатой структуры или промежуточных диэлектрических слоев, что, возможно, и определяет большие величины U_{Cutoff} . Подобные значения величин U_{Cutoff} более характерны для наностержней ZnO, выращенных на слое GaN [2–4].

В то же время нельзя исключить и механизм возникновения электрического поля на гетерогранице $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$, а также влияния присутствия промежуточных диэлектрических слоев [16–18].

Измерения спектров электролюминесценции (ЭЛ) проводились на дифракционном спектрометре СДИ-2 с

обратной линейной дисперсией 1.3 nm/mm в области излучения структур, исследуемых в настоящей работе. Спектральное разрешение (щели) при записи спектров составляло 0.26 nm. Экспериментальные данные по зависимости ЭЛ от напряжения представлены на рис. 4.

Как видно из рис. 4, полоса излучения в спектре ЭЛ структуры $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$ имеет максимум с $\lambda = 437$ nm, т.е. соответствует длине волны излучения, характерной для структур с множественными квантовыми ямами на основе InGaN/GaN [5–8]. Кроме того, имеются выраженные, но значительно менее интенсивные максимумы с $\lambda = 374$ и 520 nm.

При увеличении подаваемого напряжения наблюдается несущественное изменение положения максимума излучения. Подобный результат наблюдался ранее, что характерно для особенностей формирования $p\text{-}n$ -перехода в подобных структурах. Наличие пиков с максимумом $\lambda = 374$ nm с малой интенсивностью, вероятнее всего, соответствует рекомбинации носителей в слое $n\text{-ZnO}$, что соответствует положению экситона, связанного с ИО-фононом [11–13].

С учетом данных, полученных с помощью спектроскопии комбинационного рассеяния (наличие В-моды) и атомно-силовой микроскопии (AFM), можно предположить, что интерфейсный слой $n\text{-ZnO}$ на границе с $p\text{-GaN}$ сильно напряжен. Известно, что слои $n\text{-ZnO}$ и $p\text{-GaN}:\text{Mg}$ являются пьезоэлектриками, вследствие чего возникает электрическое поле на границе $n\text{-}p$ -гетероперехода, т.е. спектры ЭЛ можно наблюдать, начиная с 10 V (U_{Cutoff}), интенсивность ЭЛ возрастает с увеличением подаваемого напряжения вплоть до 50 V.

На рис. 5 приведена зависимость интенсивности излучения с максимумом $\lambda = 374$ nm от тока. Данная зависимость имеет линейный характер, что указывает на незначительное влияние безызлучательных дефектов полупроводниковой матрицы ZnO на интенсивность излуче-

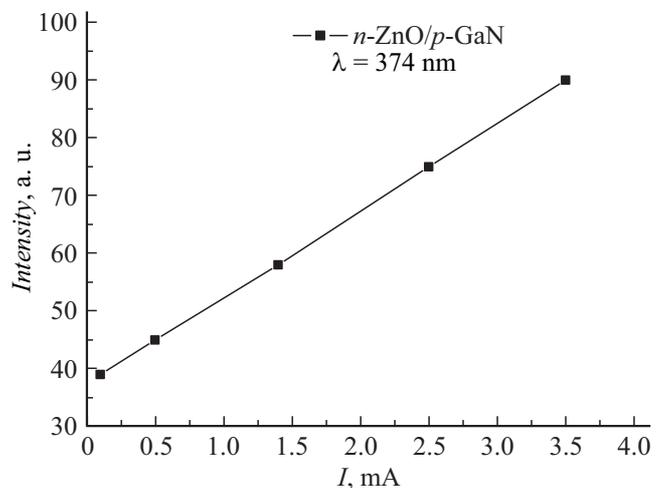


Рис. 5. Зависимость интенсивности излучения $\lambda = 374$ nm структуры $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$ от тока.

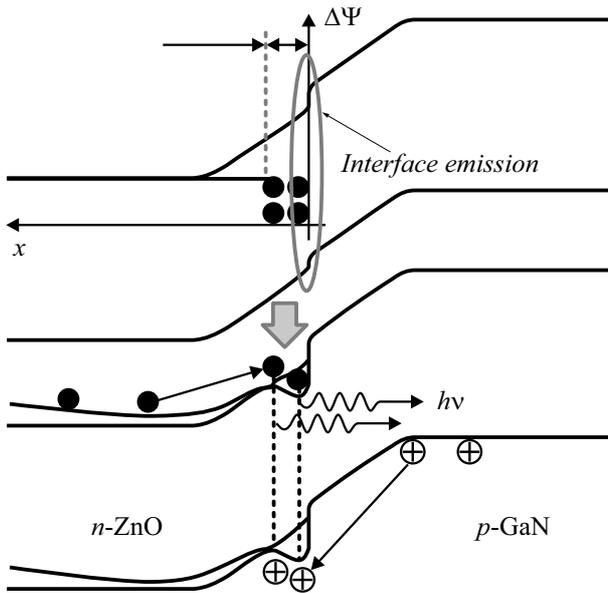


Рис. 6. Гипотетическая энергетическая диаграмма структуры $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$.

ния, а также означает, что механизм рекомбинации определяется напряжениями p – n -гетероперехода [12–14].

Для объяснения экспериментальных данных целесообразно рассмотреть гипотетическую энергетическую диаграмму исследуемой структуры (рис. 6). Предполагается, что вследствие наличия значительных напряжений на интерфейсе образуется потенциальная яма для электронов. Это приводит к тому, что электроны, имеющие большую подвижность в слое $n\text{-ZnO}$, не успевают проникать в слой $p\text{-GaN}$ с достаточной концентрацией, поэтому они рекомбинируют в слое GaN . Дырки же, напротив, даже имея небольшую величину подвижности, успевают добраться до границы интерфейса и даже частично в слой $n\text{-ZnO}$ и там рекомбинируют. Высказанное предположение может быть подтверждено также аппроксимацией гауссовыми функциями вида спектра ЭЛ структур $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$.

Полоса с максимумом $\lambda = 412 \text{ nm}$ соответствует излучению на интерфейсе (интерфейсной эмиссии), полоса с $\lambda = 437 \text{ nm}$ связана с переходами, характерными для $p\text{-GaN}$. Желтая с $\lambda \approx 520 \text{ nm}$ связана с дефектами решетки ZnO — вакансиями кислорода V_{O_2} или вакансиями цинка V_{Zn} . Линии излучения $\lambda = 475$ и 553 nm связаны с дефектами решетки GaN [15–18]. Соотношение интенсивностей полученных полос излучения косвенно подтверждает вышеприведенный вывод.

Исследованы параметры спектров ФЛ структур $n\text{-ZnO}/p\text{-ZnO}$, выращенных на подложках из кристаллического $c\text{-ZnO}$ методом высокочастотного магнетронного распыления.

Величина внутренней квантовой эффективности (ВКЭ) излучательной рекомбинации структур $p\text{-ZnO}/n\text{-ZnO}$, учитывающей не только эффективность

инжекции носителей, но и конкуренцию излучательного и безызлучательного каналов их рекомбинации, мала вследствие большой концентрации дефектов и примесей в исходной полупроводниковой матрице ZnO [11–13].

В данных структурах ВАХ имели напряжение отсечки не менее 6 V . Такая относительно большая величина U_{Cutoff} может быть обусловлена вероятным наличием диэлектрического слоя (Li-O , Li-H) на гетерогранице $n\text{-ZnO}/p\text{-ZnO}$. Диэлектрический слой может возникать на поверхности слоя $p\text{-ZnO}$ вследствие избыточной концентрации Li , N при легировании пленок $n\text{-ZnO}$ для реализации дырочного типа проводимости, а также примеси H в пленках $n\text{-ZnO}$.

В спектрах ФЛ исследованных структур $n\text{-ZnO}/p\text{-ZnO}$ присутствуют пики излучения с максимумом $\lambda = 374 \text{ nm}$ с незначительной интенсивностью, т.е. излучение в более коротковолновой области УФ спектра, чем в ранее исследованных структурах InGaN/GaN вне зависимости от изменения в концентрации In .

Увеличение интенсивности излучения с $\lambda = 374 \text{ nm}$ актуально при разработке новых полупроводниковых структур для лазеров, работающих в УФ диапазоне, при решении задачи увеличения плотности записи в литографических процессах.

Увеличение интенсивности данной линии излучения $\lambda = 374 \text{ nm}$ может быть реализовано в результате комплекса мер — при детальной оптимизации технологии роста, кинетики роста пленок, легирования слоев ZnO , уменьшении концентрации ловушек для электронов.

Использование монокристаллического кремния КДБ-10 в качестве p -слоя для создания структур на основе $n\text{-ZnO}$ может позволить увеличить интенсивность излучения в УФ области вследствие увеличения подвижности неосновных носителей заряда при оптимизации энергетической диаграммы гетероперехода. В то же время наличие протяженных дефектов на границе $n\text{-ZnO}/p\text{-Si}$ вследствие присутствия напряжений несоответствия не будут способствовать созданию оптимальной энергетической диаграммы гетероперехода, т.е. увеличению интенсивности излучения в коротковолновой области спектра.

Вид ВАХ структур $n\text{-ZnO}/p\text{-ZnO}$ характерен p – n -структур, но с малыми величинами токов и больших напряжений отсечки [12–18].

Обсуждение результатов

Увеличение интенсивности излучения в УФ ($\lambda = 374 \text{ nm}$) и видимой ($\lambda = 437 \text{ nm}$) областях спектра в структурах на основе $n\text{-ZnO}/p\text{-ZnO}$, $n\text{-ZnO}/p\text{-GaN}$ может быть достигнуто при существенном уменьшении концентрации дефектов полупроводниковой ZnO -матрицы, а также дефектов на гетерогранице [19,20].

Заключение

Вид спектров комбинационного рассеяния подтверждает наличие вюртцитной кристаллической структуры пленок n -ZnO, нанесенных методом магнетронного распыления. В спектрах ФЛ ($T = 300$ К) структур p -GaN:Mg/ n -ZnO наблюдались ярко выраженные линии излучения, связанные с рекомбинацией свободных ($\lambda = 363$ nm) и связанных ($\lambda = 377, 390, 410$ nm) экситонов, в области примесной ФЛ ($\lambda = 450$ – 600 nm) существенного излучения не наблюдалось.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] Lupan O., Pauporte T., Viana B. // Adv. Mater. 2010. Vol. 22. P. 3298.
- [2] Wang T., Wu H., Wang Z., Chen C., Liu C. // Appl. Phys. Lett. 2012. Vol. 101. P. 161905.
- [3] Huang H.H., Fang G.J., Mo X.M., Long H., Wang H.N., Li S.Z., Li Y., Zhang Y.P., Pan C.X., Carroll D.L. // Appl. Phys. Lett. 2012. Vol. 101. P. 223504.
- [4] Chichibu S.F., Ohmori T., Shibata N., Koyama T., Onuma T. // Appl. Phys. Lett. 2004. Vol. 85. P. 013509.
- [5] Мездрогина М.М., Еременко М.В., Смирнов А.Н., Петров В.Н., Теруков Е.И. // ФТП. 2015. Т. 49. Вып. 8. С. 1016.
- [6] Huang H.H., Fang G.J., Li Y., Li S.Z., Mo X.M., Long H., Wang H.N., Carroll L., Zhao X.Z. // Appl. Phys. Lett. 2012. Vol. 100. P. 233502.
- [7] Iwan S., Bambang S., Zhao J.L., Tan S.T., Fan H.M., San L., Zhang S., Ryu H.H., Sun X.W. // Physica. B. 2012. Vol. 407. P. 2721.
- [8] Мездрогина М.М., Виноградов А.Я., Левицкий В.С., Терукова Е.Е., Кожанова Ю.В., Агликов А.С. // ФТП. 2017. Т. 51. Вып. 5. С. 588.
- [9] Мездрогина М.М., Еременко М.В., Левицкий В.С., Петров В.Н., Теруков Е.И., Кайдышев Е.М., Лянгузов Н.В. // ФТП. 2015. Т. 49. Вып. 11. С. 1016.
- [10] Мездрогина М.М., Виноградов А.Я., Кожанова Ю.В. // ФТП. 2018. Т. 52. Вып. 10. С. 1115.
- [11] Мездрогина М.М., Еременко М.В., Голубенко С.М., Разумов С.М. // ФТП. 2012. Т. 54. Вып. 6. С. 1155.
- [12] Li S.Z., Lin W.W., Fang G.I., Huang F., Huang H.H., Long H., Mo X.M., Wang H.N., Guan W.J., Zhao X.Z. // J. Lumin. 2013. Vol. 140. P. 110.
- [13] Alilov Y.I., Van Nostrand J.E., Look D.C., Chukichev M.V., Ataev B.M. // Appl. Phys. Lett. 2003. Vol. 83. P. 2943.
- [14] Jeong M.-Ch., Oh B.-Y., Ham M.-H., Myong J.-M. // Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 88. P. 202105.
- [15] Dellivers T., Leite D.M.G., Dias da Silva J.H., Bonanni A. // Appl. Phys. Lett. 2013. Vol. 103. P. 211909.
- [16] Avramenko K.A., Romanjuk A.S., Strelchuk V.V., Kolomys O.F., Zavalova L.V., Sveshnikov S.V., Snopok B.A., Roshina N.N. Pros. Interna. Conf. Nanomaterials: Applications and Properties. 2012. Vol. 1. N 3. P. 03TF12.
- [17] Rogers D., Teherani F.H., Yasan A., Minder K., Kung P., Razehi M. // Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 88. P. 141918.
- [18] Yuk J.M., Lee J.Y., Jung J.H., Kim T.W., Son D.I., Choi W.K. // Appl. Phys. Lett. 2007. Vol. 90. P. 031907.
- [19] Han S.K., Hong S.K., Lee J.W., Song J.H., Nam Y.S., Chang S.K., Minegishi T., Yao T. // J. Cryst. Growth. 2007. Vol. 309. P. 121.
- [20] Reshnikov M., Markos H. // J. Appl. Phys. 2009. Vol. 97. P. 061301.