

УДК 621.315.592

## ЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ $P-I-N$ -СТРУКТУР НА ОСНОВЕ GaN, ВЫРАЩЕННЫХ НА САПФИРОВОЙ ПОДЛОЖКЕ

Н.В. РЖЕУЦКИЙ<sup>1</sup>, А.Л. ГУРСКИЙ<sup>1,2</sup>, Е.В. ЛУЦЕНКО<sup>1</sup>,  
В.Н. ПАВЛОВСКИЙ<sup>1</sup>, Г.П. ЯБЛОНСКИЙ<sup>1</sup>, А.И. СТОГНИЙ<sup>3</sup>,  
Х. КАЛИШ<sup>4</sup>, Р. ЯНСЕН<sup>4</sup>, М. ХОЙКЕН<sup>4,5</sup>, Б. ШИНЕЛЛЕР<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Институт физики им. Б. И. Степанова НАН Беларуси  
пр. Независимости, 68, Минск, 220072, Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники  
П. Бровка, 6, Минск, 220013, Беларусь

<sup>3</sup>Минский научно-исследовательский институт радиоматериалов  
Кижеватова, 86, Минск, 220024, Беларусь

<sup>4</sup>Institut fuer theoretische Elektrotechnik, RWTH Aachen  
AIX-VZ, Kackertstr. 15-17, D-52072 Aachen, Germany

<sup>5</sup>AIXTRON AG  
Kackertstr. 15-17, D-52072 Aachen, Germany

Поступила в редакцию 10 января 2011

Приведены результаты исследования оптических свойств серии образцов  $p-i-n$ -структур на основе нитрида галлия, различающихся условиями выращивания покровного слоя  $p$ -типа. Показано, что спектроскопия фотолюминесценции может применяться как экспрессный метод для сравнения слоев нитрида галлия, легированных магнием и выращенных при одинаковом соотношении Mg/Ga, по величине концентрации носителей заряда, а также позволяет судить о распределении примесей и дефектных центров по глубине структуры. Полученная информация способствует применению спектроскопии фотолюминесценции как экспрессного метода, используемого для оптимизации роста структур на основе GaN.

**Ключевые слова:** фотолюминесценция, GaN, легирование, Mg, спектр, MOVPE,  $p-i-n$ -структура.

### Введение

Структуры типа  $p-i-n$  на основе нитрида галлия перспективны для ряда приложений, где требуются, например, фотодатчики с малым временем отклика, включая малочувствительные к солнечному свету [1]. Для получения слоев нитрида галлия дырочного типа проводимости в таких структурах применяется легирование их магнием. Однако создание высококачественных слоев GaN  $p$ -типа затруднено вследствие наличия у нитрида галлия собственной дефектной проводимости  $n$ -типа, которая может частично или полностью компенсировать дырочную проводимость [2]. Для достижения стабильно воспроизводимых параметров слоев GaN разного типа проводимости процессы их эпитаксиального роста и легирования должны быть максимально оптимизированы. Известно, что спектроскопия фотолюминесценции (ФЛ) является удобным методом получения информации о материалах, позволяя судить о качестве слоев, концентрации примеси, плотности собственных точечных дефектов и т.д. Несмотря на большой объем проведенных исследований в этой области, имевших результатом известные соот-

ношения между наличием и интенсивностью полос ФЛ, с одной стороны, и свойствами дефектов, с другой [3], оптимизация структур с легированными слоями на основе нитрида галлия требует дополнительных исследований для установления корреляции между оптическими и электрическими свойствами слоев GaN:Mg, структурой дефектов и параметрами синтеза слоев. Обычно изготавливаемые *p-i-n* структуры малоприспособны для исследования фотolumинесцентным методом, поскольку содержат достаточно тонкие *p*- и *n*-слои. При этом толщина верхнего слоя *p*-типа часто меньше глубины проникновения возбуждающего излучения и длины диффузии неравновесных носителей заряда [4, 5]. Этот факт сильно затрудняет исследование верхнего слоя *p*-типа фотolumинесцентными методами. Целью данной работы является получение информации о примесно-дефектной структуре, фотolumинесцентных и электрических свойствах образцов *p-i-n* структур (в особенности, верхнего *p*-слоя) на основе GaN, выращенных методом металлоорганической газовой фазной эпитаксии (англ. MOVPE – Metalorganic vapor phase epitaxy) и ее взаимосвязи с технологическими параметрами выращивания – температурой и соотношением Mg/Ga в легирующем потоке. Для этих целей были выращены образцы с большой толщиной *D* (0,4 и 1 мкм) верхнего слоя *p*-типа.

### Эксперимент

Исследуемая серия образцов представляла собой набор из пяти *p-i-n*-структур на основе нитрида галлия. Образцы были выращены методом MOVPE в реакторе планетарного типа фирмы AIXTRON на сапфировых подложках. Между собой образцы отличались толщиной и технологическими параметрами процесса легирования верхнего слоя *p*-типа. Температура выращивания верхнего слоя GaN *p*-типа в образцах серии варьировалась от 1060 до 1120°C. Соотношение потоков газов-носителей Mg и Ga (Mg/Ga) составляло  $1,33 \cdot 10^{-3}$  и  $4 \cdot 10^{-3}$ . Отжиг образцов производился в ростовом реакторе при температуре 800°C. На рис. 1 и в таблице приведены соответственно структура исследуемых образцов и технологические параметры процесса выращивания верхнего *p*-слоя, которые варьировались в пределах исследуемой серии.



Рис. 1. Структура исследуемых образцов

Для измерения спектров ФЛ образцы помещались в гелиевый криостат замкнутого цикла и охлаждались до температуры 20 К. Спектры ФЛ регистрировались в диапазоне температур от 20 до 300 К. Возбуждение ФЛ производилось излучением гелий-кадмиевого ( $\lambda = 325$  нм) и импульсного азотного ( $\lambda = 337,1$  нм;  $\tau = 8$  нс;  $\nu = 400$  Гц) лазеров. Плотность мощности возбуждающего излучения  $P_e$  при этом составляла соответственно  $P_e \sim 1$  Вт/см<sup>2</sup> и  $P_e \sim 1$  МВт/см<sup>2</sup>. Спектры ФЛ, возбужденной излучением непрерывного гелий-кадмиевого лазера, регистрировались с помощью системы, состоящей из монохроматора и ФЭУ. Сигнал детектировался и усиливался с помощью стандартной модуляционной методики. Спектральное разрешение в этом случае было не хуже 0,1 нм.

Параметры роста и толщина верхнего *p*-слоя исследуемых образцов

Образец	Mg/Ga, $\times 10^{-3}$	T, °C	D, мкм
1	1,33	1090	0,4
2	1,33	1120	0,4
3	1,33	1060	0,4
4	1,33	1120	1,0
5	4,0	1120	1,0

Для оценки распределения концентрации легирующей примеси магния по глубине образцов проводился анализ структур методом вторично-ионной масс-спектропии (ВИМС). С целью сравнения образцов между собой по концентрации свободных носителей заряда в верхнем слое нитрида галлия *p*-типа проводились измерения сопротивления в относительных единицах между металлическими контактами, которые прижимались к верхнему слою структуры. Для каждого образца проводилась серия из 10–15 измерений. Для сравнения образцов между собой рассчитывались усредненные значения сопротивлений. Было замечено, что измеряемое сопротивление слабо зависит от расстояния между прижимными контактами. Таким образом, измеренное сопротивление определяется главным образом контактным сопротивлением, величина которого может служить для сравнения *p*-слоев исследуемых образцов по концентрации свободных носителей заряда.

### Результаты и их обсуждение

Спектры ФЛ, возбуждаемой излучением гелий-кадмиевого лазера, для всех образцов состоят из широких полос в спектральной области 2,6–3,2 эВ, имеющих сложную структуру (рис. 2,а). Кроме того, в спектрах излучения образцов 1, 2 и 3, имеющих «тонкий» (400 нм) покровный слой GaN *p*-типа, присутствуют острые пики на  $3,19 \pm 0,01$  эВ и  $3,28 \pm 0,02$  эВ. Видно, что для тех образцов, *p*-слои которых были выращены при соотношении Mg/Ga=0,00133 (образцы 1, 2, 3 и 4), наблюдается явная зависимость интегральной ФЛ от температуры выращивания. Для образцов с  $D=0,4$  мкм (образцы 1, 2 и 3) с повышением температуры выращивания интегральная интенсивность ФЛ увеличивается (сплошная линия на вставке рис. 2,а). Образец 4 (с «толстым» покровным слоем *p*-типа и температурой выращивания 1120 °С) имеет максимальную интенсивность ФЛ среди образцов серии. Образец 5 (с повышенным соотношением Mg/Ga=0,004) имеет меньшую интенсивность свечения, чем похожий (но выращенный с более низким соотношением Mg/Ga) образец 4. Спектр ФЛ образца 5 смещен в длинноволновую область относительно спектров образцов с меньшей степенью легирования.

На рис. 2,б представлены спектры ФЛ образца 4 при возбуждении излучением гелий-кадмиевого лазера, измеренные в диапазоне температур от 20 до 300 К. Из температурной эволюции спектров ФЛ видно, что спектр состоит из четырех полос (на рисунке обозначены как I, II, III и IV), максимумы которых на шкале длин волн примерно соответствуют значениям 382, 405, 430 и 475 нм соответственно. Полосы I и IV имеют сравнительно небольшую энергию активации тушения и быстро затухают с увеличением температуры. Уже при температуре порядка 70 К спектр ФЛ главным образом определяется полосами II и III.

Была определена зависимость интегральной интенсивности спектра ФЛ образца 4 от обратной температуры (вставка на рис. 2,б). По этой зависимости была определена энергия активации центров безызлучательной рекомбинации, которая составила примерно 270 мэВ.

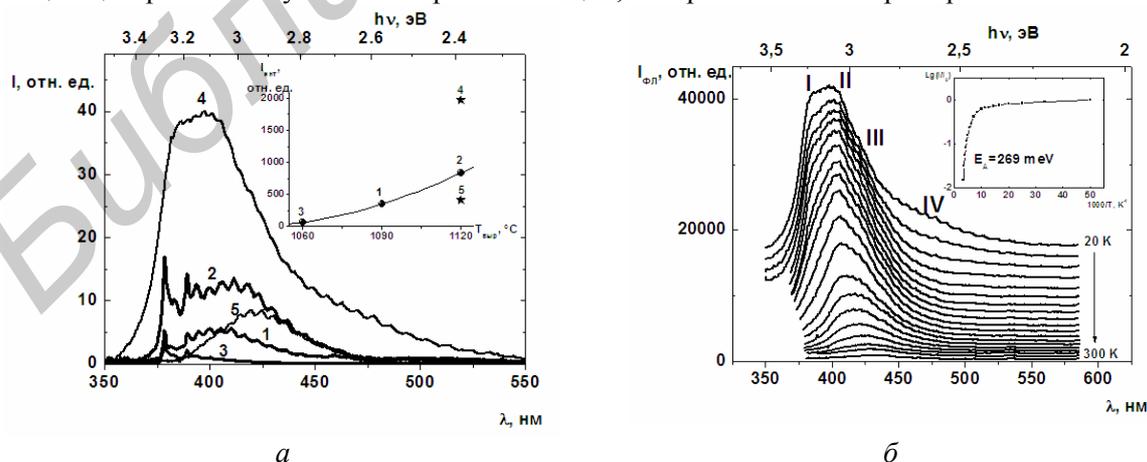


Рис. 2. Спектры ФЛ образцов при температуре 20 К (а) и температурная эволюция спектра ФЛ для образца 4 (б); условия возбуждения:  $\lambda_{\text{возб}} = 325$  нм,  $I_{\text{возб}} = 1$  Вт/см<sup>2</sup>; на вставках изображены: а – зависимость интегральной интенсивности ФЛ в зависимости от температуры выращивания слоя *p*-типа для образцов 1, 2 и 3 (кружки) и образцов 4 и 5 (звездочки); б – зависимость относительной интегральной интенсивности ФЛ образца 4 в зависимости от обратной температуры

Спектры ФЛ всех образцов серии измерялись также при возбуждении излучением с высокой плотностью мощности (импульсный азотный лазер). На рис. 3,а показаны нормированные спектры ФЛ для всех образцов, измеренные при высокой (азотный лазер) и при низкой (гелий-кадмиевый лазер) плотности мощности оптической накачки. Видно, что при повышении плотности мощности накачки на семь порядков спектры ФЛ трансформируются – происходит перераспределение полос. В спектрах образцов 1, 2, 3 и 4 при повышении плотности мощности оптической накачки от  $0,2 \text{ Вт/см}^2$  до  $1 \text{ МВт/см}^2$  широкая синяя полоса практически исчезает, но появляется линия с энергией фотона  $3,29 \pm 0,1 \text{ эВ}$ . В спектре ФЛ образца 5 наблюдается только сдвиг широкой полосы примерно на  $200 \text{ мэВ}$  в сторону высоких энергий. Таким образом, при высоком уровне возбуждения спектр образца 4 с более толстым легированным  $p$ -слоем ведет себя как спектры образцов с тонким легированным  $p$ -слоем (1, 2 и 3). Однако при возбуждении излучением лазера с малой плотностью мощности спектр ФЛ образца 4 имеет те же особенности, что и спектр образца 5 с толстым  $p$ -слоем и повышенным соотношением  $\text{Mg/Ga}$ .

В результате измерения сопротивления между прижимными контактами к верхнему  $p$ -слою для образцов 1, 2, 3, 4 и 5 получили значения  $0,89$ ;  $0,83$ ;  $1$ ;  $0,75$  и  $0,68$  относительных единиц соответственно. Для образцов 1, 2 и 3, имеющих одинаковую толщину верхнего  $p$ -слоя, наблюдается монотонное уменьшение сопротивления с увеличением температуры выращивания этого слоя. Одновременно, как было указано выше, для этих образцов с увеличением температуры выращивания верхнего  $p$ -слоя наблюдается увеличение интенсивности ФЛ. На рис. 3,б приведена зависимость измеренного сопротивления  $R$  от интенсивности ФЛ, возбужденной излучением гелий-кадмиевого лазера. Видно, что для  $p$ -слоев, выращенных при одинаковом соотношении  $\text{Mg/Ga}=0,00133$  (образцы 1, 2, 3 и 4), наблюдается взаимосвязь  $R$  и интенсивности ФЛ: меньшим значениям  $R$  соответствует более высокая интенсивность ФЛ. Наименьшее значение  $R$  было измерено у образца 5,  $p$ -слой которого был выращен при самом высоком в исследуемой серии образцов соотношении  $\text{Mg/Ga}=0,004$ .

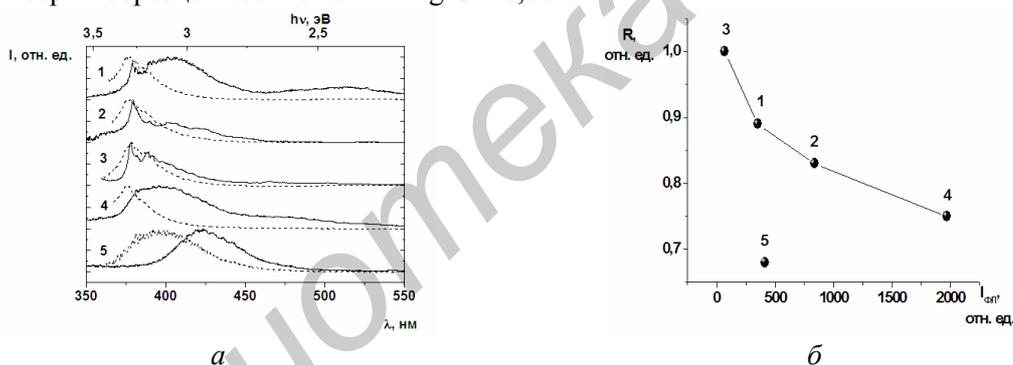


Рис. 3. Нормированные спектры ФЛ для всех образцов серии, измеренные при низкой (сплошная линия:  $\lambda = 325 \text{ нм}$ ;  $I_{\text{возб}} = 0,2 \text{ Вт/см}^2$ ) и при высокой (штриховая линия:  $\lambda = 337,1 \text{ нм}$ ;  $I_{\text{возб}} = 1 \text{ МВт/см}^2$ ) плотности мощности оптической накачки;  $T = 20 \text{ К}$  – (а); взаимосвязь сопротивления между прижимными контактами к верхнему  $p$ -слою и интенсивностью ФЛ, возбужденной излучением гелий-кадмиевого лазера для соотношения  $\text{Mg/Ga}=0,00133$  (образцы 1, 2, 3 и 4) и  $\text{Mg/Ga}=0,004$  (образец 5) – (б)

На рис. 4 приведены профиль распределения относительной концентрации атомов магния по глубине образца, определенный методом ВИМС, и рассчитанный профиль распределения относительной концентрации электронов по глубине образца для образцов 3 и 4 при оптической накачке излучением гелий-кадмиевого лазера. Профиль распределения относительной концентрации электронов рассчитывался с учетом диффузии возбужденных неосновных носителей заряда (электронов) в слое  $\text{GaN } p$ -типа [6]. Коэффициент поглощения в слое  $\text{GaN}$  для излучения гелий-кадмиевого лазера с длиной волны  $325 \text{ нм}$  принимался равным  $1,5 \times 10^5 \text{ см}^{-2}$  [7]. Значение диффузионной длины для электронов для данных образцов не определялось. Из литературных данных известно, что этот параметр для слоев  $\text{GaN } p$ -типа, легированных магнием, составляет от  $80 \text{ нм}$  [5] до  $250 \text{ нм}$  [8, 9]. В данной работе для оценки профиля концентрации электронов ввиду высокой концентрации магния принималось значение диффузионной длины для электронов, равное  $80 \text{ нм}$ .

Наблюдаемые спектры ФЛ, состоящие из широких полос в синей области спектра, являются типичными для слоев  $\text{GaN}$ , легированных магнием. В работе [10] эти широкие полосы

связывают с рекомбинацией носителей заряда с глубоких донорных уровней, которые возникают в результате легирования магнием, на акцепторные магниевые уровни, расположенные на 220 мэВ выше потолка валентной зоны. В [10] и [11] определили наличие трех донорных уровней, связанных с легированием магнием (265, 400, 615 мэВ и 265, 400, 850 мэВ ниже дна зоны проводимости соответственно). Полученное в данной работе из температурной зависимости спектров ФЛ образца 4 значение энергии активации центров безызлучательной рекомбинации  $E_A = 270$  мэВ хорошо согласуется с глубинами залегания донорных уровней [10–12].

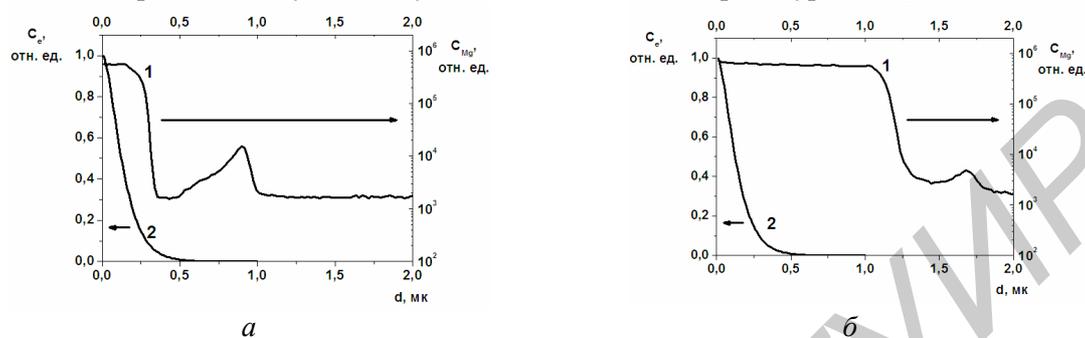


Рис. 4. Профиль распределения относительной концентрации атомов магния по глубине образца, определенный методом ВИМС (кривые 1), и рассчитанный профиль относительной концентрации электронов по глубине образца (кривые 2) для образцов 3 (а) и 4 (б) при оптической накачке излучением с длиной волны 325 нм

Пики на спектрах ФЛ, соответствующие значениям энергий  $3,19 \pm 0,01$  эВ и  $3,28 \pm 0,02$  эВ связывают с донорно-акцепторной ( $D^0 - A^0$ ) рекомбинацией (ДАР) и фоновым повторением донорно-акцепторного перехода ( $D^0 - A^0 - LO$ ) [3]. В качестве донорных состояний здесь выступают мелкозалегающие уровни, которые могут быть образованы, например, случайными примесями кремния ( $\sim 30$  мэВ, [3]), кислорода ( $\sim 33$  мэВ, [3]), вакансиями азота и др.

Как известно, форма спектра ФЛ слоя нитрида галлия, легированного магнием, определяется концентрацией примеси [11]. Острые пики, соответствующие переходам  $D^0 - A^0$  и их фоновым повторениям, присутствуют чаще всего в спектрах образцов нитрида галлия, специально не легированных [3]. Однако, при введении примеси магния и увеличении его концентрации, пики на  $\sim 3,19$  эВ и  $\sim 3,28$  эВ становятся менее выраженными и полностью исчезают уже при достижении соотношением  $Mg/Ga$  значения  $10^{-3}$  [11].

Очевидно, что образец 5 не показывает наличия узких пиков, связанных с ДАР, из-за достаточно высокой концентрации магния. Действительно, согласно параметрам технологического процесса выращивания, значение  $Mg/Ga$  для этого образца составляет 0,4 %.

Из результатов анализа ВИМС видно, что концентрация магния в исследуемых образцах уменьшается от поверхности вглубь образца. Для образца 3 степень легирования снижается на порядок (относительно концентрации магния на поверхности) уже на глубине 300 нм от поверхности. Рассчитанный профиль распределения концентрации электронов по глубине образца при его оптическом возбуждении показывает, что до глубины 300 нм доходит не менее 6 % всех фотовозбужденных электронов (при значении диффузионной длины электронов  $l_{диф} = 80$  нм). Наоборот, для образца 4, для которого также проводился анализ ВИМС, количество фотовозбужденных носителей заряда, дошедших до слаболегированной области, пренебрежительно мало по сравнению с образцом 3. Таким образом, различие в спектрах ФЛ образцов с «тонким» ( $D = 400$  нм; образцы 1, 2 и 3) и «толстым» ( $D = 1000$  нм; образцы 4 и 5) поверхностным слоем GaN, легированным магнием, обусловлено отсутствием в последних острых пиков, соответствующих переходам ДАР и их фоновым повторениям [3], вероятнее всего, обусловлено различием условий возбуждения более глубоких слаболегированных слоев. В случае образцов 4 и 5 излучение возбуждающего лазера практически полностью поглощается в сильнолегированном поверхностном слое. Значение диффузионной длины электронов для сильнолегированного слоя нитрида галлия имеет недостаточно высокое значение для того, чтобы фотовозбужденные носители заряда достигли области с меньшей концентрацией. По этой причине в низкотемпературных спектрах ФЛ образцов с «толстым» покровным легированным слоем GaN не наблюдаются особенности, присущие спектрам слаболегированных слоев GaN. Для образцов же с «тонким» слоем GaN часть электронов в результате диффузии достигает слаболегированной

области GaN, что позволяет проявиться в спектрах ФЛ пику ДАР и его фонным повторениям.

При увеличении плотности мощности оптической накачки происходит насыщение глубоких уровней рекомбинации, и спектр ФЛ всех исследуемых образцов смещается в сторону высоких энергий. Кроме того, как видно из рис. 3,а, спектры ФЛ образцов 1, 2, 3 и 4 становятся более узкими. Полуширина спектра ФЛ образца 5 практически не изменяется относительно своего значения при низкой плотности мощности возбуждения. Такое различие в поведении спектров ФЛ при увеличении плотности мощности оптической накачки до  $1 \text{ МВт/см}^2$  может объясняться разными значениями концентрации магния в верхних слоях образцов.

Можно предположить, что образец 5, *p*-слой которого был выращен при повышенном соотношении Mg/Ga, видимо, имеет более высокую концентрацию глубоких уровней, чем образцы 1–4. Эти уровни полностью не насыщаются при повышении плотности мощности оптической накачки до  $1 \text{ МВт/см}^2$ . Глубокие уровни образцов 1–4, в отличие от образца 5, полностью или почти полностью насыщаются излучением возбуждающего лазера с плотностью мощности накачки  $1 \text{ МВт/см}^2$ . Сужение спектров ФЛ образцов 1–4 при увеличении плотности мощности оптической накачки также объясняется насыщением уровней, дающих при малых оптических накачках широкие полосы в спектрах ФЛ.

Принимая во внимание, что при температуре 20 К ширина запрещенной зоны слоя нитрида галлия, выращенного на сапфировой подложке,  $E_g \sim 3,5 \text{ эВ}$  [3], а глубина залегания акцепторных магниевых уровней  $E_a \sim 0,22 \text{ эВ}$  [11], находим, что энергетическое положение пиков ФЛ образцов 1–4 при высокой плотности мощности накачки ( $3,29 \pm 0,01 \text{ эВ}$ ) примерно соответствует разнице  $E_g - E_a$ . Вероятно, наблюдаемые пики в спектрах ФЛ при высокой плотности мощности накачки образцов 1–4 возникают в результате переходов между зоной проводимости (или мелкозалегающими донорными состояниями) и акцепторными уровнями.

Образцы серии различаются между собой по величине интенсивности ФЛ. Причем, образцы 1 – 3, имеющие одинаковый состав и толщину поверхностного легированного слоя GaN, показывают монотонную зависимость интенсивности излучения ФЛ от температуры выращивания легированного слоя. Факт возрастания интенсивности ФЛ с увеличением температуры выращивания, очевидно, связан с уменьшением концентрации центров безызлучательной рекомбинации из-за отжига во время выращивания магниевых слоев [13]. Этот эффект отжига дефектов, видимо, имеет общность с процессами лазерного отжига, наблюдаемого нами в [14].

Монотонная зависимость интенсивности ФЛ от концентрации носителей заряда в *p*-слое для *p*-слоев, выращенных при одинаковом соотношении Mg/Ga, может быть объяснена в предположении существования механизма, который при определенных условиях приводит, с одной стороны к увеличению концентрации центров безызлучательной рекомбинации, а с другой – к уменьшению концентрации свободных носителей заряда. Возможно, дефекты кристаллической решетки, возникающие в процессе легирования нитрида галлия магнием, одновременно служат центрами безызлучательной рекомбинации и ловушками для дырок. Концентрация носителей заряда увеличивается с ростом температуры выращивания *p*-слоя, что, как и в случае ФЛ, может быть связано с отжигом структурных дефектов.

Для образца 4 с «толстым» *p*-слоем наблюдаются максимальные значения интегральной ФЛ и концентрации свободных носителей заряда среди образцов с Mg/Ga = 0,00133. Этот факт может быть связан с улучшением качества *p*-слоя при увеличении толщины вследствие удаления его от подложки.

Наименьшее значение сопротивления между прижимными контактами было измерено для образца 5, у которого соотношение Mg/Ga в три раза больше, чем для остальных образцов. В то же время, интегральная ФЛ этого образца относительно невелика. Очевидно, небольшое увеличение концентрации носителей заряда (примерно на 20 % относительно образца 4) и уменьшение интенсивности ФЛ являются следствием повышенной концентрации магния в верхнем *p*-слое этого образца.

### Заключение

Исследованы спектры ФЛ, электропроводность и пространственное распределение легирующей примеси в образцах *p-i-n*-структур на основе GaN, различающихся между собой ус-

ловиями выращивания покровного слоя  $p$ -типа, легированного магнием. В спектрах ФЛ всех образцов наблюдались широкие полосы в области 2,6–3,2 эВ, обусловленные наличием магния.

Установлено, что при повышении температуры выращивания слоя нитрида галлия  $p$ -типа от 1060 до 1120°C уменьшается концентрация безызлучательных центров рекомбинации, что является свидетельством снижения концентрации структурных дефектов. Для серии образцов, выращенных при  $Mg/Ga=0,00133$ , выявлена взаимосвязь интенсивности ФЛ при низкой плотности мощности оптической накачки и концентрации свободных носителей заряда в слое GaN, легированного магнием. Определено, что легированные магнием слои, имеющие большую интенсивность ФЛ, имеют и большее значение концентрации носителей заряда. Таким образом, спектроскопия ФЛ может применяться как экспрессный метод, позволяющий по интенсивности ФЛ и форме ее спектров для слоев GaN:Mg, полученных в сходных условиях, судить о величине концентрации носителей заряда в верхнем слое структуры.

Показано, что для образцов серии с более тонким покровным слоем GaN  $p$ -типа (толщина  $D = 400$  нм), в отличие от образцов с  $D = 1000$  нм, имеет место проникновение части фотовозбужденных носителей заряда в более глубокую слаболегированную область, что приводит к появлению в низкотемпературных спектрах ФЛ образцов особенностей, связанных с донорно-акцепторной рекомбинацией и характерных для слаболегированного материала.

Работа частично поддержана грантом ИИТАС Рег. № 06-1000014-6340.

## LUMINESCENCE OF GaN-BASED $p-i-n$ -STRUCTURES GROWN ON SAPPHIRE SUBSTRATE

N.V. RZHEUTSKII, A.L. GURSKII, E.V. LUTSENKO,  
V.N. PAVLOVSKII, G.P. YABLONSKII, A.I. STOGNIJ,  
H. KALISCH, R. JANSEN, M. HEUKEN, B. SCHINELLER

### Abstract

The results of investigation of the optical properties of the set of the GaN  $p-i-n$ -structure samples having different growth conditions for covering  $p$ -type layer are presented. It is shown that the photoluminescence spectroscopy can be used as an express tool for comparison of concentration of carriers in the gallium nitride layers doped with magnesium, grown at equal Ga/Mg ratios, and allows to judge about the depth distribution of impurities and defect centers in the structures. The obtained information contributes to use of photoluminescence spectroscopy as an express method for optimizing growth conditions for the GaN based structures.

### Литература

1. Goldberg, Yu.A. // *Semicond. Sci. Technol.* 1999. Vol. 14. №7. P. R41–R60.
2. Karouta F., Kappers M.J., Krämer C.M. et al. // *Electrochemical and Solid-State Letters.* 2005. Vol. 8, №7. P. G170–G171.
3. Reshchikov M.A., Morkoç H. // *J. Appl. Phys.* 2005. Vol. 97, №6. P. 61301–61395.
4. Van Hove J.M., Hickman R., Klaassen J.J. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 1997. Vol. 70, №17. P. 2282–2284.
5. Gonzalez J.C., Bunker K.L., Russell P.E. // *Appl. Phys. Lett.* 2001. Vol. 79, №10. P. 1567–1569.
6. Шалимова К.В. Физика полупроводников. М., 1985.
7. Yu G., Wang G., Ishikawa H. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 1997. Vol. 70, №24. P. 3209–3211.
8. Bandic Z.Z., Bridger P.M., Piquette E.C. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 1998. Vol. 73, №22. P. 3276–3278.
9. Chernyak L., Osinsky A., Fuflyigin V. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 2000. Vol. 77, №6. P. 875–877.
10. Hacke P., Nakayama H., Detchprohm T. et al. // *Appl. Phys. Lett.* 1996. Vol. 68, №23. P. 1362–1364.
11. Eckey L., Von Gfug U., Holst J. et al. // *J. Appl. Phys.* 1998 Vol. 84, №10. P. 5828–5830.
12. Gurskii A.L., Marko I.P., Lutsenko E. V. et al. // *Phys. Stat. Sol. (b).* 2001. Vol. 228. P. 229–364.
13. Yablonskii G.P., Lutsenko E.V., Pavlovskii V.N. et al. // *Phys. Stat. Sol. (a).* 2002. Vol. 192. P. 54–59.
14. Marko I.P., Lutsenko E.V., Yablonskii G.P. et al. // *Phys. Stat. Sol. (a).* 2001. Vol. 185. P. 301–308.