

СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИЕ p - n СТРУКТУРЫ, ВЫРАЩЕННЫЕ ХЛОРИД-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИЕЙ НА СТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОДЛОЖКАХ GaN/Al_2O_3

М.Г. Мынбаева^{1-3*}, А.И. Печников², Ш.Ш. Шарофидинов¹⁻³, В.Е. Бугров¹,
К.Д. Мынбаев^{1,3}, С.И. Степанов⁴, М.А. Одноблюдов⁴, В.И. Николаев¹⁻⁴,
А.Е. Романов^{1,3}

¹Университет ИТМО, Кронверкский пр. 49, Санкт-Петербург 197101, Россия

²ООО «Совершенные кристаллы», Политехническая ул. 28, Санкт-Петербург, 194064, Россия

³ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Политехническая ул. 26, Санкт-Петербург 194021, Россия

⁴СПбГПУ, Политехническая ул., 29, Санкт-Петербург 195251, Россия

*e-mail: mgm@mail.ioffe.ru

Аннотация. Показана возможность использования подложек GaN/Al_2O_3 с внутренними полостями, сформированных газофазной эпитаксией с использованием металлоганических соединений (ГФЭ МОС), для выращивания методом хлорид-гидридной эпитаксии (ХГЭ) светоизлучающих структур на основе p - n переходов. В рамках работы выполнена всесторонняя характеризация выращенных эпитаксиальных слоев ХГЭ n - и p -типа проводимости и сформировавшихся электронно-дырочных переходов. Полученные результаты демонстрируют возможности метода ХГЭ в части создания элементов приборных структур на основе GaN.

1. Введение

Светодиоды и лазерные диоды, создаваемые на основе нитридных гетероструктур, уже давно нашли коммерческое применение, но поиск путей повышения их эффективности продолжается. В настоящий момент исследования в этой области направлены на решение нескольких проблем. Так, например, для нитридных светодиодных структур, получаемых эпитаксией на гетероподложках, остается характерной высокая плотность дефектов, прежде всего, проникающих дислокаций. Кроме того, эффект полного внутреннего отражения на границе « GaN /подложка» и «подложка/окружающая среда» ограничивает эффективность вывода света из светодиодного кристалла. Для решения этих проблем было предложено вводить в объём светодиодной структуры скрытые полости (англ. *voids*) (см., например, [1–4]). Такие полости служат эффективным способом борьбы с дислокациями, распространяющимися в гетероэпитаксиальном материале, поскольку создают в процессе эпитаксиального наращивания условия, принуждающие дислокации к взаимной реакции и аннигиляции [5]. Введённые на границе раздела GaN /подложка полости также являются структурными элементами, повышающими эффективность вывода света из нитридных светодиодных чипов, как правило, создаваемых на основе множественных квантовых ям, и выращиваемых газофазной эпитаксией с использованием металлоганических соединений (ГФЭ МОС) [1–4]. В рамках настоящей работы исследовалась возможность использования в

качестве подложек структур GaN/Al₂O₃ с внутренними полостями, сформированных с использованием ГФЭ МОС, для выращивания методом хлорид–гидридной эпитаксии (ХГЭ) светоизлучающих элементов на основе p – n переходов.

2. Эксперимент

В качестве исходного материала использовались (0001)-ориентированные пластины сапфира. Рост GaN на сапфире осуществлялся в вертикальном реакторе ГФЭ МОС [6]. Первичный слой нитрида галлия толщиной 3.2 мкм, предназначенный для последующего структурирования, выращивался при использовании подслоя низкотемпературного GaN. В качестве источников галлия и азота использовались триметилгаллий (TMGa) и аммиак (NH₃); в качестве газа-носителя был использован водород. Рост высокотемпературного слоя GaN проводился при температуре $T=1030$ °С. Давление в реакторе поддерживалось на уровне 26 кПа. Для структурирования поверхности полученных слоев нитрида галлия был использован стандартный метод взрывной фотолитографии (т.н. “*lift-off*”) и реактивное ионное травление. В качестве маски при травлении использовались пленки никеля, осажденные на поверхность фоторезиста методом электронно-лучевого испарения в вакууме. В результате проведения процессов осаждения и взрывной фотолитографии на поверхности слоев GaN формировалась маска из никеля со вскрытыми окнами, имевшими в плоскости (0001) форму шестиугранников. Расстояние между противоположными сторонами шестиугранника составляло 2 мкм при периоде расположения шестиугранников 5 мкм. Следующим шагом был процесс травления GaN во вскрытых окнах маски. Для этого был использован метод реактивного ионного травления GaN в индуктивно-связанной плазме Cl₂/Ar. После проведения процесса травления никелевая маска удалялась в растворе HCl:HNO₃ (3:1). Заключительным этапом создания подложки GaN/Al₂O₃ было проведение повторного роста нитрида галлия на поверхности полученных структурированных матриц. Перед процессом заращивания проводилась стандартная процедура очистки поверхности, которая состояла в обработке кипячением последовательно: в ацетоне, 2-пропаноле, в растворе H₂SO₄:H₂O₂ (4:1), в буферном растворе плавиковой кислоты и в деионизованной воде. Процесс повторного ГФЭ МОС роста GaN на структурированных матрицах для завершения формирования подложек с внутренними полостями проводился при соотношении компонентов паровой фазы V/III 1440 и температуре 1030 °С.

Выращивание эпитаксиальных слоев (ЭС) GaN на подложках GaN/Al₂O₃ методом ХГЭ производилось при атмосферном давлении в горизонтальном реакторе, помещенном в многозонную печь с резистивным нагревом [7]. Температура роста варьировалась в пределах 950–1050 °С. Скорость роста, в зависимости от технологических режимов, изменялась от 60 до 100 мкм/ч. В качестве газа носителя использовался аргон чистоты 99.997 %, источниками служили металлический Ga (99.9999 %) и газообразный NH₃ (99.999 %). Для хлорирования Ga использовали газообразный HCl чистоты 99.999 %. На подложках GaN/Al₂O₃ выращивались нелегированные слои GaN n –типа проводимости, и, далее слои p –типа, полученные легированием материала магнием (Mg). Толщины выращенных ХГЭ слоев варьировались в пределах от 2 до 5 мкм.

3. Результаты и их обсуждение

Сформированные ГФЭ МОС подложки были исследованы методами сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и микрокатодолюминесценции (МКЛ). Катодолюминесцентная система была совмещена с растровым электронным микроскопом, что позволило получать изображения МКЛ в режиме

расфокусированного электронного пучка. На Рис. 1(a) и (b) приведены полученные СЭМ и МКЛ изображения ГФЭ МОС структуры с внутренними полостями. Из Рис. 1(b) следует, что области эпитаксиальной структуры, соответствующие сформированным полостям, выказывают более высокую интенсивность КЛ.

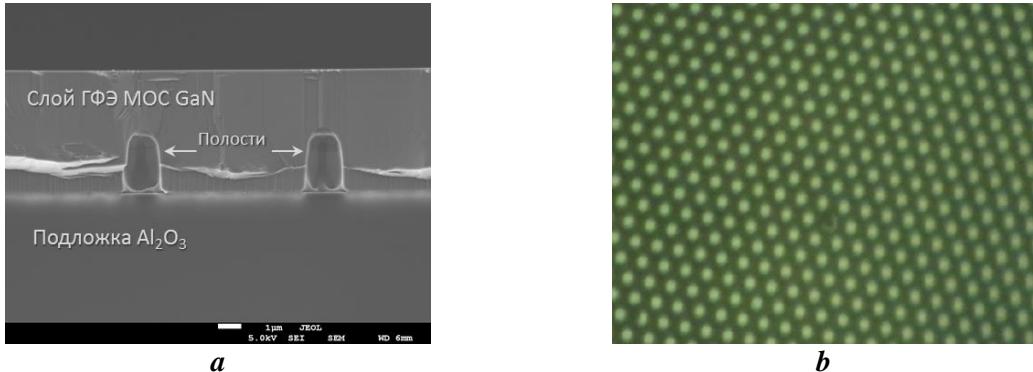


Рис. 1. Изображение СЭМ поперечного среза ГФЭ МОС GaN/Al₂O₃ подложки с внутренними полостями (a) и изображение МКЛ, полученное с поверхности подложки при 300 К (b).

Методом фотолюминесценции (ФЛ) при температуре 2 К была выполнена сравнительная характеристика сформированной ГФЭ МОС подложки GaN/Al₂O₃ и выращенного на ней ХГЭ слоя *n*-типа проводимости. Для возбуждения ФЛ использовался азотный лазер с длиной волны 337.1 нм, излучение лазера модулировалось с частотой 100 Гц. На Рис. 2 приводятся сравнительные результаты характеристики слоя ХГЭ *n*-типа проводимости и исходной ГФЭ МОС подложки GaN/Al₂O₃. Можно видеть, что спектр ФЛ, полученный от подложки, имел вид уширенной полосы с двумя выраженным максимумами, по положению соответствовавшими рекомбинации свободного экситона (FE) и экситона, связанного на нейтральном доноре (DBE) [8]. В свою очередь, в спектре ФЛ, полученном от ХГЭ слоя толщиной 4.5 мкм, наблюдался узкий пик с положением максимума, соответствовавшим энергии FE, и слабо выраженное «плечо», спектральное положение которого соответствовало DBE.

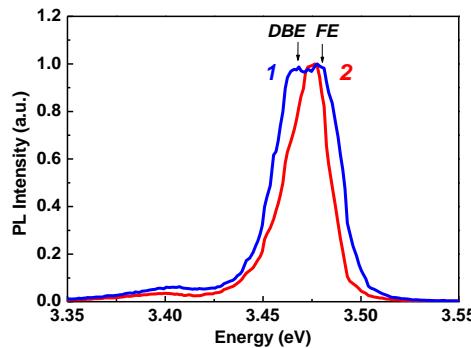


Рис. 2. Спектры ФЛ ГФЭ МОС подложки GaN/Al₂O₃ (1) и ХГЭ слоя GaN толщиной 4.5 мкм, выращенного на этой подложке (2).

В Таблице 1 приведены значения полуширины пиков, которые оценивались по результатам разложения спектров ФЛ на гауссовые составляющие (на рисунке не показано).

Можно предположить, что различие в спектрах ФЛ материала, полученного методами ГФЭ МОС и ХГЭ, было связано с отличием в концентрации примесей,

непреднамеренно вводимых при использовании разных ростовых методов. Так, согласно данным измерений вольт–фарадных характеристик (ВФХ), типичное значение концентрации некомпенсированных доноров для ГФЭ МОС подложки составляло величину 10^{17} см^{-3} . В тоже время, в выращенных ХГЭ на этих подложках гомоэпитаксиальных слоях концентрация доноров была меньше и составляла величину порядка $(5\text{--}7) \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$. При этом сдвиг положения максимума (с 3.477 эВ для ГФЭ МОС подложки до 3.479 эВ в ХГЭ слое) свидетельствовал о частичном снятии структурных напряжений в GaN, выращенном ХГЭ. Это, и двукратное уменьшение полуширины линии FE в ХГЭ слоях относительно ГФЭ МОС подложки, позволили сделать вывод о высоком качестве полученного ХГЭ материала.

Таблица 1. Энергия пика E_{PL} и значения полуширин полос ФЛ (FWHM) для исследованного материала.

GaN n –типа проводимости	E_{PL} , эВ	FWHM, эВ
ХГЭ слой, толщина 4.5 мкм	3.479 (FE)	0.0190
ГФЭ МОС подложка	3.477 (FE); 3.471 (DBE)	0.0370 (FE)

Далее приводятся данные характеризации двухслойных ХГЭ структур, полученных последовательным наращиванием на структурированных подложках GaN/Al₂O₃ нелегированного GaN n –типа проводимости и слоев GaN, легированных Mg. Свойства таких структур исследовались с помощью измерений ВФХ, нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней (НСГУ), СЭМ в режиме тока, индуцированного электронным зондом (ТИЭЗ), и МКЛ.

ВФХ были получены методом электрохимического профилирования. Метод позволяет исследовать свойства материала, как в приповерхностной области, так и в его объёме, и широко применяется для характеризации свойств эпитаксиальных структур на основе широкозонных полупроводников [9,10]. Профилирование достигается последовательным чередованием процессов электролитического травления материала и измерений ВФХ на барьере Шоттки, формируемом на границе электролит – полупроводник. Измерения проводились на установке PN4200 фирмы «BioRad». Из наклона полученных емкостных характеристик I/C^2 было определено, что верхний слой ХГЭ структуры, содержащей слой GaN, легированный Mg, имел p –тип проводимости с концентрацией свободных носителей заряда (дырок) $\sim 3.5 \times 10^{17} \text{ см}^{-3}$. При этом данные масс–спектроскопии вторичных ионов (ВИМС) зафиксировали в легированном слое сигнал магния с расчетной объемной концентрацией $10^{17}\text{--}10^{18} \text{ см}^{-3}$. Таким образом, полученные данные указывают на то, что введенная примесь находилась в электрически активном состоянии и обеспечивала дырочный тип проводимости легированным магнием ХГЭ слоя GaN.

Характеризация образцов методом ТИЭЗ проводилась на растровом электронном микроскопе CamScan Series 4 DV100, оборудованном высокочувствительным усилителем слабых токовых сигналов и системой оцифровки измеренного сигнала с помощью 12-ти разрядного АЦП. При измерениях использовалась классическая геометрия эксперимента, при которой сфокусированный электронный пучок сканировал плоскость скола структуры вдоль оси роста. Исследование проводилось при ускоряющем напряжении 15 кэВ и токе пучка порядка 400 пкА. По результатам измерений при нулевом смещении напряжения на контактах была построена кривая ТИЭЗ (Рис. 3(a)), на которой на глубине 1 мкм от поверхности образца наблюдался интенсивный пик сигнала, смещенный в p –область, (представлена на изображении в виде светлого слоя с толщиной порядка 1.35 мкм). Присутствие на графике пика сигнала ТИЭЗ свидетельствует о формировании p – n –перехода в исследуемой структуре.

Вместе с тем, исследования двухслойных ХГЭ структур методом МКЛ показали, что в *p*-слое ХГЭ GaN преобладала синяя люминесценция, которая, как известно, связана с донорно-акцепторным переходом в легированном Mg материале (Рис. 3(*b*)). Доминирование донорно-акцепторной рекомбинации в легированном слое GaN также указывает на достижение эффективной активации магния как акцептора. Анализ зависимости ненормированной интенсивности полос в спектрах МКЛ (Рис. 3(*b*)) от энергии электронного пучка показал, что максимум интенсивности синей полосы (2.9 еВ) в *p*-области наблюдался на глубине проникновения электронов ~ 800 нм, т.е. в области *p-n* перехода.

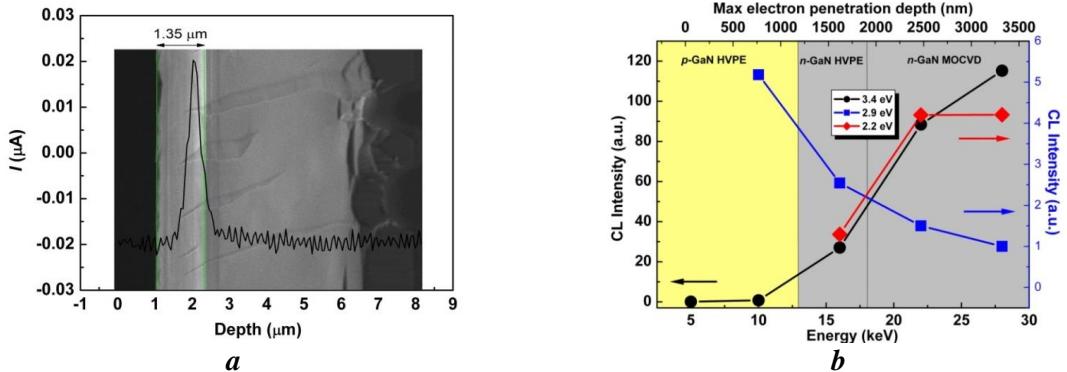


Рис. 3. Вид сигнала ТИЭЗ, наложенного на изображение СЭМ образца с *p-n* переходом (*a*); зависимость интенсивности отдельных полос КЛ от энергии электронного пучка (нижняя шкала) и от максимальной глубины проникновения электронов (верхняя шкала) (*b*).

Формирование в ХГЭ структуре физического *p-n* перехода подтверждалось наблюдением электролюминесценции (ЭЛ) в исследуемых образцах. Результаты исследования ЭЛ представлены на Рис. 4.

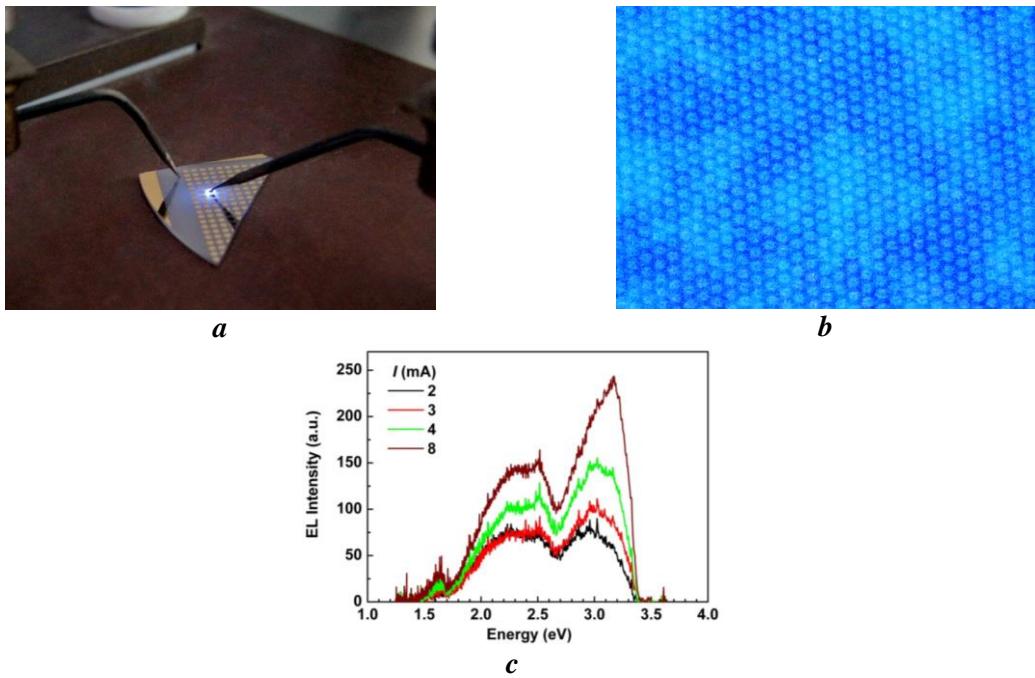


Рис. 4. Вид тестового образца светоизлучающего элемента на основе *p-n* перехода (*a*), изображение МКЛ, полученное при энергии электронного пучка 10 кэВ с поверхности *p-n*-структуры, выращенной ХГЭ на ГФЭ МОС подложке (*b*), и спектры ЭЛ, полученные при различных значениях токов возбуждения (*c*).

Так, спектры электролюминесценции при различных токах накачки представлены на Рис. 4(с). Как видно, при увеличении тока накачки интенсивности как высокоэнергетической линии «синей» люминесценции с максимумом при энергии 3.2 эВ, так и «желтой» линии (2.3 эВ) увеличивались, причем линия «синей» люминесценции разгоралась несколько быстрее. Следует отметить, что, как и в случае исходной ГФЭ МОС эпитаксиальной структуры (Рис. 1(б)), полости, сформированные в подложке, остаются «активными» элементами полученной многослойной композиции, эффективно повышающими выход излучения, возбуждаемого в выращенных ХГЭ структурах (см. Рис. 4(б)).

Из зависимости сигнала ТИЭЗ были произведены оценки диффузионных длин носителей, составившие для электронов 0.28 мкм и для дырок 0.20 мкм. Полученные значения диффузионных длин являются типичными для слоев GaN с плотностью дислокаций на уровне 10^8 см $^{-2}$ [11, 12]. В подобных случаях диффузионная длина неосновных носителей (электронов) зависит не от концентрации магния, но от плотности дислокаций в GaN, т.е. центрами рекомбинации являются дислокации. Последнее подтверждается данными нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней.

Исследования НСГУ проводились с помощью двухстробного интегратора, измерявшего разницу значений емкости в моменты времени t_1 и t_2 . На Рис. 5(а) приведены спектры НСГУ ХГЭ слоя p -GaN, измеренные при напряжении обратного смещения 2 В и импульсе заполнения 0 В с длительностью 50 мс. Соотношение времен t_1/t_2 выбиралось равным пяти. Время изменялось в диапазоне от 50 мс до 1600 мс. На Рис. 5(б) представлена кривая Аррениуса, из которой было определено, что наблюдавшийся единственный в спектре пик соответствовал дырочной ловушке с энергией активации $E_T=0.92$ эВ и сечением захвата 7×10^{-15} см 2 .

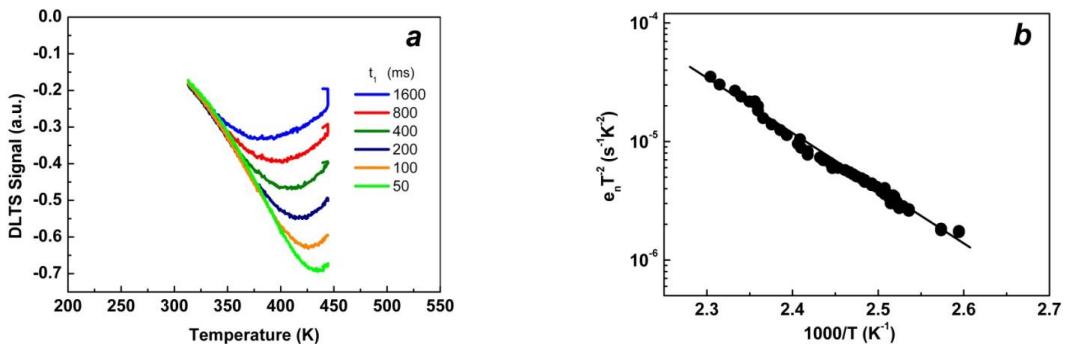


Рис. 6. Спектры НСГУ слоя ХГЭ (а) и кривая Аррениуса, использованная для определения параметров обнаруженной ловушки (б).

Экспериментально обнаруженный глубокий центр может быть отнесен к семейству известных для ХГЭ GaN центров с положением 0.9–1 эВ выше потолка валентной зоны. Считается, что возникновение таких центров обусловлено наличием в материале вакансий Ga и их комплексов с кислородом, ассоциированных с дислокациями [13, 14]. Как показано в [14], для эпитаксиального материала, выращенного ХГЭ, концентрация таких центров обычно значительно уменьшается с ростом толщины слоя.

Таким образом, в рамках рассматриваемой в настоящей работе технологии существует реальная возможность дальнейшего улучшения электрофизических свойств выращиваемых p – n структур за счет снижения плотности дислокаций, например, при увеличении толщины n -слоя ХГЭ GaN, контактирующего с ГФЭ МОС подложкой. В частности, как нами показано ранее, плотность дислокаций в относительно толстых

ХГЭ слоях n –типа проводимости, выращиваемых на структурированных подложках, может быть существенно снижена, — до значения в 10^7 см^{-2} [15].

Заключение

Представленные в работе результаты характеризации подложек $\text{GaN}/\text{Al}_2\text{O}_3$ с внутренними пустотами, созданных методом ГФЭ МОС, и выращенных на них ХГЭ эпитаксиальных слоёв n – и p –типа проводимости показали, что данные подложки могут быть успешно использованы для создания светоизлучающих элементов на основе p – n структур. Формирование p – n структур в рамках рассматриваемой технологии происходило *in situ* в условиях хлорид–гидридного эпитаксиального процесса, без проведения дополнительных отжигов для активации. Качество материала, выращиваемого на структурированных подложках ГФЭ МОС $\text{GaN}/\text{Al}_2\text{O}_3$, оказывается достаточно высоким для использования ХГЭ эпитаксиальных структур в приборных приложениях. Полученные результаты демонстрируют потенциальные возможности метода хлорид–гидридной эпитаксии в части создания элементов приборных структур на основе GaN.

Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 14-29-00086).

Литература

- [1] C.-H. Chiu, C.-C. Lin, H.-V. Han, C.-Y. Liu, Y.-H. Chen, Y.-P. Lan, P. Yu, H.-C. Kuo, T.-C. Lu, S.-C. Wang, C.-Y. Chang // *Nanotechnology* **23** (2012) 045303.
- [2] Y.-C. Huang, C.-F. Lin, S.-H. Chen, J.-J. Dai, G.-M. Wang, K.-P. Huang, K.-T. Chen, Y-H. Hsu // *Optics Express* **19**(S1) (2011) A57.
- [3] J.Z. Liu, M.D.B. Charlton, C.H. Lin, K.Y. Lee, C. Krishnan, M.C. Wu // *IEEE Journal of Quantum Electronics* **50** (2014) 314.
- [4] M. Ali, O. Svensk, L. Riuttanen, M. Kruse, S. Suihkonen, A.E. Romanov, P.T. Törmä, M. Sopanen, H. Lipsanen, M.A. Odnoblyudov, V.E. Bougov // *Semiconductor Science and Technology* **27** (2012) 082002.
- [5] T. Lang, M. A. Odnoblyudov, V. E. Bougov, A. E. Romanov, S. Suihkonen, M. Sopanen, H. Lipsanen // *Physica Status Solidi A* **203** (2006) R76.
- [6] M. Ali, A.E. Romanov, S. Suihkonen, O. Svensk, P.T. Törmä, M. Sopanen, H. Lipsanen, M.A. Odnoblyudov, V.E. Bougov // *Journal of Crystal Growth* **315** (2011) 188.
- [7] Yu.V. Melnik, A.E. Nikolaev, S. Stepanov, I.P. Nikitina, K. Vassilevski, A. Ankudinov, Yu. Musikhin, V.A. Dmitriev // *Material Science Forum* **264–268** (1998) 1121.
- [8] M.A. Reschchikov, H. Morkoc // *Journal of Applied Physics* **97** (2005) 061301.
- [9] М.Э. Рудинский, А.А. Гуткин, П.Н. Брунков // *Физика и техника полупроводников* **46** (2012) 775.
- [10] M. Mynbaeva, M. Kayambaki, K. Mynbaev, K. Zekentes // *Semiconductor Science and Technology* **23** (2008) 075039.
- [11] A.Y. Polyakov, I.H. Lee, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, E.A. Kozhukhova, S.J. Pearton // *Journal of Applied Physics* **109** (2011) 123701.
- [12] K. Kumakura, T. Makimoto, N. Kobayashi, T. Hashizume, T. Fukui, H. Hasegawa // *Applied Physics Letters* **86** (2005) 052105.
- [13] D.J. Chadi // *Applied Physics Letters* **71** (1997) 2970.
- [14] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, Z. Fang, D.C. Look, R.J. Molnar, A.V. Osinsky // *Journal of Applied Physics* **91** (2002) 6580.
- [15] M. Mynbaeva, A. Sitnikova, A. Nikolaev, K. Vinogradova, K. Mynbaev, V. Nikolaev // *Physica Status Solidi C* **10** (2013) 366.

LIGHT-EMITTING p – n STRUCTURES

FABRICATED WITH HYDRIDE VAPOR-PHASE EPITAXY ON

GaN/Al₂O₃ STRUCTURED SUBSTRATES

M.G. Mynbaeva^{1-3*}, A.I. Pechnikov², Sh.Sh. Sharofidinov¹⁻³, V.E. Bougov¹,
K.D. Mynbaev^{1,3}, S.I. Stepanov⁴, M.A. Odnoblyudov⁴, V.I. Nikolaev^{1,4}, A.E. Romanov^{1,3}

¹ITMO University, Kronverkskiy 49, Saint-Petersburg 197101, Russia

²Perfect Crystals LLC, Polytechnicheskaya 28, Saint-Petersburg 194064, Russia

³Ioffe Institute, Polytechnicheskaya 26, Saint-Petersburg 194021, Russia

⁴St. Petersburg State Technical University, Polytechnicheskaya 29, Saint-Petersburg 195251, Russia

*e-mail: mgm@mail.ioffe.ru

Abstract. A possibility is shown to use GaN/Al₂O₃ substrates with internal voids fabricated with metal–organic chemical vapor deposition (MOCVD) for the growth of light-emitting structures based on p – n junctions by hydride vapor-phase epitaxy (HVPE). Within the frames of the work, an extensive characterization of the grown HVPE films with n – and p –type conductivity and formed p – n junctions was performed. The results obtained show possibilities that HVPE method offers in respect to the fabrication of the elements of device structures based on GaN.

Acknowledgement

This study was supported by Russian Science Foundation (grant № 14-29-00086).

References

- [1] C.–H. Chiu, C.–C. Lin, H.–V. Han, C.–Y. Liu, Y.–H. Chen, Y.–P. Lan, P. Yu, H.–C. Kuo, T.–C. Lu, S.–C. Wang, C.–Y. Chang // *Nanotechnology* **23** (2012) 045303.
- [2] Y.–C. Huang, C.–F. Lin, S.–H. Chen, J.–J. Dai, G.–M. Wang, K.–P. Huang, K.–T. Chen, Y.–H. Hsu // *Optics Express* **19**(S1) (2011) A57.
- [3] J.Z. Liu, M.D.B. Charlton, C.H. Lin, K.Y. Lee, C. Krishnan, M.C. Wu // *IEEE Journal of Quantum Electronics* **50** (2014) 314.
- [4] M. Ali, O. Svensk, L. Riuttanen, M. Kruse, S. Suihkonen, A.E. Romanov, P.T. Törmä, M. Sopanen, H. Lipsanen, M.A. Odnoblyudov, V.E. Bougov // *Semiconductor Science and Technology* **27** (2012) 082002.
- [5] T. Lang, M. A. Odnoblyudov, V. E. Bougov, A. E. Romanov, S. Suihkonen, M. Sopanen, H. Lipsanen // *Physica Status Solidi A* **203** (2006) R76.
- [6] M. Ali, A.E. Romanov, S. Suihkonen, O. Svensk, P.T. Törmä, M. Sopanen, H. Lipsanen, M.A. Odnoblyudov, V.E. Bougov // *Journal of Crystal Growth* **315** (2011) 188.
- [7] Yu.V. Melnik, A.E. Nikolaev, S. Stepanov, I.P. Nikitina, K. Vassilevski, A. Ankudinov, Yu. Musikhin, V.A. Dmitriev // *Material Science Forum* **264–268** (1998) 1121.
- [8] M.A. Reschchikov, H. Morkoc // *Journal of Applied Physics* **97** (2005) 061301.
- [9] M.E. Rudinsky, A.A. Gutkin, P.N. Brunkov // *Semiconductors* **46**(6) (2012) 755.
- [10] M. Mynbaeva, M. Kayambaki, K. Mynbaev, K. Zekentes // *Semiconductor Science and*

- Technology* **23** (2008) 075039.
- [11] A.Y. Polyakov, I.H. Lee, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, E.A. Kozhukhova, S.J. Pearton // *Journal of Applied Physics* **109** (2011) 123701.
- [12] K. Kumakura, T. Makimoto, N. Kobayashi, T. Hashizume, T. Fukui, H. Hasegawa // *Applied Physics Letters* **86** (2005) 052105.
- [13] D.J. Chadi // *Applied Physics Letters* **71** (1997) 2970.
- [14] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, Z. Fang, D.C. Look, R.J. Molnar, A.V. Osinsky // *Journal of Applied Physics* **91** (2002) 6580.
- [15] M. Mynbaeva, A. Sitnikova, A. Nikolaev, K. Vinogradova, K. Mynbaev, V. Nikolaev // *Physica Status Solidi C* **10** (2013) 366.