

ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТОЛСТЫХ СЛОЕВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ ХЛОРИД-ГИДРИДНОЙ ЭПИТАКСИЕЙ НА СТРУКТУРИРОВАННЫХ ПОДЛОЖКАХ

М.Г. Мынбаева^{1-3*}, А.И. Печников^{1,2}, А.Н. Смирнов³, Д.А. Кириленко^{1,3},
С.Ч. Рауфов¹, А.А. Ситникова³, М.А. Одноблюдов¹, В.Е. Бугров¹, К.Д. Мынбаев^{1,3},
В.И. Николаев¹⁻³, 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

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

Аннотация. Показана возможность использования подложек с колонной структурой для выращивания толстых слоев нитрида галлия со сниженным уровнем термоупругих напряжений и структурных дефектов. Выполнена углубленная характеристика слоев GaN, имевших толщину ~600 микрон, с применением просвечивающей электронной микроскопии и оптических методов: спектроскопии комбинационного рассеяния света и фотолюминесценции. Полученные результаты показали, что выращенный эпитаксиальный материал имел хорошее качество с высокой однородностью свойств по площади образцов.

1. Введение

В настоящее время нитриды металлов III группы (III-N) стоят в ряду наиболее востребованных полупроводниковых материалов для создания высокоэффективных твердотельных источников света и приборов силовой и высокочастотной микроэлектроники. На современном этапе совершенствование технологий нитридных материалов направлено на достижение предельно возможных параметров светоизлучающих устройств и электронных приборов со сверхбыстрым переключением. Существующие проблемы технологии решаются с привлечением новых интеграционных подходов, основанных на совершенствовании методов синтеза с привлечением математического моделирования для анализа процессов дефектообразования в нитридных материалах, а также для изучения физических процессов в эпитаксиальных структурах и готовых приборных чипах. Одной из актуальных и не решенных в полной мере проблем остается получение высококачественных подложек из GaN с низкой плотностью дефектов, что является необходимым условием для создания высокоэффективных приборов на основе нитридов галлия, алюминия и индия. В настоящее время рост III-N материалов проводится в основном с использованием эпитаксии на неродственной подложке (гетероподложке), так как технологии синтеза объемного GaN еще недостаточно хорошо развиты для создания на их основе производства промышленного масштаба. Приборные структуры, за редким исключением, создаются различными методами эпитаксии на подложках из

сапфира. Данные подложки обладают высоким кристаллическим совершенством, но имеют большое несоответствие коэффициентов теплового расширения (30 %) и параметров кристаллической решетки (14 %) относительно GaN. Эти несоответствия приводят к высоким значениям уровня структурных напряжений в эпитаксиальном материале и высоким плотностям структурных дефектов ($\sim 10^9$ см⁻²). Наличие структурных дефектов (проникающих дислокаций (ПД), дефектов упаковки и т.п.) приводит к существенному ухудшению рабочих параметров и к сокращению срока службы устройств [1-3]. В частности, дислокации в нитридных полупроводниках проявляют себя как центры безызлучательной рекомбинации, снижающие эффективность светоизлучающих диодов и лазерных диодов. Кроме того, дислокации могут действовать как центры рассеяния для носителей, уменьшающие подвижность электронов и дырок и ограничивающие тем самым быстродействие приборов.

В настоящей работе приводятся результаты исследований свойств толстых слоев из нитрида галлия, полученных методом хлорид-гидридной эпитаксии (ХГЭ) на подложке из сапфира. Отметим, что исторически метод хлорид-гидридной эпитаксии был первым способом получения нитрида галлия в начале 1970-х годов. Поскольку уровень развития этого ростового метода на тот момент не позволял получать легированный материал, от него большей частью отказались в начале 1980-х гг. В наши дни возобновившийся интерес к этому методу обусловлен возможностями ХГЭ в части выращивания GaN с высокими скоростями (см., например, [4-9]). Это позволяет получать толстые (свыше 300 микрон) слои, которые при отделении от исходной сапфировой подложки могут быть использованы в качестве самостоятельных подложек для последующего выращивания нитридных структур. Было предсказано, что увеличение толщины слоев, выращиваемых методом ХГЭ, обеспечит снижение плотности дислокаций в GaN до уровня порядка 10^7 см⁻² за счет дислокационных реакций. Анализ механизмов подобных реакций приводится в работе [10] и указывает на возможность снижения плотности ПД как функции толщины h вида $h^{-2/3}$. При этом известной проблемой выращивания толстых слоев GaN остается их растрескивание, что связывают с развитием в них термоупругих напряжений.

2. Эксперимент

Способ получения исследованных в настоящей работе толстых слоев нитрида галлия описан в работах [11, 12]. Для снижения уровня термоупругих напряжений в толстых эпитаксиальных слоях (ЭС) были использованы подложки со структурированной поверхностью. Выбор оптимальной геометрии структурирования подложек основывался на данных математического моделирования напряженно-деформированного состояния в пленках GaN на сапфировых пластинах, проведенного с рассмотрением линейно-упругой модели с анизотропными свойствами материалов. Было показано, что одним из способов снижения напряжений в сильно рассогласованных по параметру решетки и коэффициенту термического расширения структурах является введение промежуточного слоя со структурой колонного типа [13].

Выращивание ЭС методом ХГЭ производилось при атмосферном давлении в горизонтальном реакторе, помещенном в многозонную печь с резистивным нагревом [14]. 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 %. Толщины выращенных слоев составляли 600-700 мкм. Характеризация полученных ЭС проводилась с применением метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и оптических методов:

спектроскопии комбинационного рассеяния света (КРС) и фотолюминесценции (ФЛ). Оптические методы в последнее время всё чаще применяются для исследования свойств толстых слоёв GaN, выращенных методом ХГЭ, как материала с низкой плотностью дислокаций, низкой концентрацией носителей и малым уровнем напряжений [15, 16].

3. Результаты и их обсуждение

Дефектная структура полученных слоев была изучена методом ПЭМ. Использовались электронные микроскопы Philips EM-420 (ускоряющее напряжение 80 кВ, разрешение 5 Å) и Jeol JEM-2100F (ускоряющее напряжение 200 кВ, разрешение 2 Å). Для подготовки образцов к исследованиям методом ПЭМ были использованы обычные процедуры механического утонения с последующим травлением ионами Ar^+ при энергиях 3-4 кэВ. Данные ПЭМ показали, что в ЭС нитрида галлия, выращенных на структурированных подложках, наиболее дефектной является пограничная область слой/подложка, ограниченная толщиной порядка 3-5 мкм. Выше этой области, в объёме слоев, плотность ПД не превышает величину $(1-4) \times 10^7 \text{ см}^{-2}$. На Рис. 1 показан поперечный срез части ЭС толщиной 650 мкм вблизи границы с подложкой. Подробное описание характера дефектной структуры толстых слоёв GaN, выращенных ХГЭ на подложках с колонной структурой, приведено в работе [12].

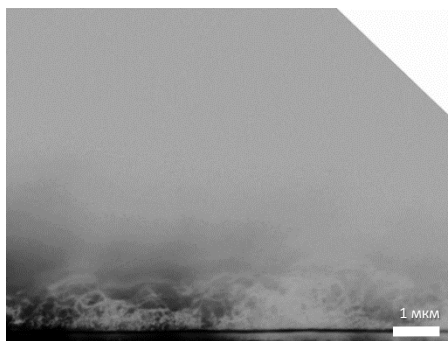


Рис. 1. Изображение поперечного среза ЭС нитрида галлия толщиной 650 мкм, полученное методом ПЭМ. Изображение иллюстрирует факт высокой плотности структурных дефектов вблизи гетерограницы (нижняя часть изображения) и существенно меньшей, – в объеме материала.

Исследования КРС проводились при комнатной температуре в геометрии обратного рассеяния на спектрометре T64000 производства фирмы Horiba Jobin-Yvon (Франция), оборудованном конфокальным микроскопом VX41 фирмы Olympus. В качестве источника возбуждения использовался лазер YAG:Nd (длина волны возбуждения $\lambda=532 \text{ нм}$). Лазерный луч фокусировался в пятно диаметром $\sim 1 \text{ мкм}$. Во всех случаях направление падения лазерного луча совпадало с направлением роста слоев GaN. Нитрид галлия гексагональной модификации относится к пространственной группе C_{6V}^4 (P6₃mc). Согласно правилам отбора в спектрах КРС могут наблюдаться 6 оптических фононов: $E_2(\text{low})$, $E_2(\text{high})$, $A_1(\text{TO})$, $E_1(\text{TO})$, $A_1(\text{LO})$ и $E_1(\text{LO})$. Фононы симметрии $E_2(\text{low})$ и $E_2(\text{high})$ могут наблюдаться в геометриях рассеяния $z(xx)\bar{z}$, $z(yx)\bar{z}$ и $y(xx)\bar{y}$, фононы симметрии $A_1(\text{TO})$ – в геометриях рассеяния $x(zz)\bar{x}$ и $x(yu)\bar{x}$, фононы симметрии $E_1(\text{TO})$ – в геометрии рассеяния $x(yz)\bar{x}$, фононы симметрии $A_1(\text{LO})$ – в геометрии рассеяния $z(xx)\bar{z}$, а фононы симметрии $E_1(\text{LO})$ – в геометрии $x(yx)y$ (здесь z направлено вдоль гексагональной оси c , а x и y являются тождественными и лежат в плоскости, перпендикулярной оси c).

На Рис. 2 представлены спектры КРС для образца ЭС нитрида галлия толщиной 650 мкм. Видно, что в спектрах, полученных в симметричной (xx) поляризации,

наблюдаются три линии, относящиеся к фононам симметрии $E_2(\text{low})$, $E_2(\text{high})$ и $A_1(\text{LO})$, тогда как в скрещенной (yx) поляризации – две линии, относящиеся к фононам симметрии $E_2(\text{low})$ и $E_2(\text{high})$. Согласно правилам отбора наблюдение фононов такой симметрии возможно в том случае, если направление падения лазерного луча совпадает с гексагональной осью кристалла. Этот факт позволяет сделать вывод, что в данном кристалле гексагональная ось совпадает с направлением роста кристалла GaN. Ширина линии на половине высоты линии фонона симметрии $E_2(\text{high})$, регистрируемой для данного образца, составляет 2.1 см^{-1} , что близко к значению 1.9 см^{-1} , зарегистрированному для объемного GaN, обладающего высоким структурным совершенством [17]. Значение частоты фонона симметрии $E_2(\text{high})$ крайне чувствительно к наличию в слоях деформаций. Для исследуемого образца оно равно 567.6 см^{-1} и близко к значению, характерному для объемного недеформированного GaN (567.8 см^{-1}) [18]. Таким образом, можно говорить о том, что в исследованном ЭС практически отсутствовали упругие деформации. Сходные данные серии измерений КРС, проведенных в разных точках поверхности образца, указывали на его высокую структурную однородность.

При наличии в полупроводниковом материале свободных электронов вследствие их взаимодействия с продольными фононами возникают связанные плазмон-ЛО-фононные моды, частотное положение которых зависит от концентрации свободных электронов (n). В исследуемом ЭС GaN значение частоты фонона $A_1(\text{LO})$ (733.7 см^{-1}) незначительно отличается от его значения в компенсированном GaN (733.0 см^{-1}). Это свидетельствует о том, что концентрация свободных электронов в образце не превышает $(5-6) \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$ [19].

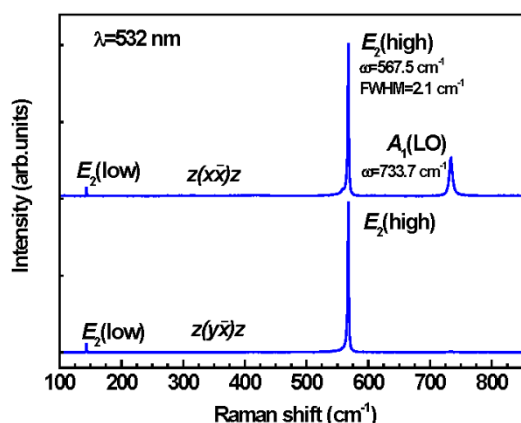


Рис. 2. Спектры КРС слоя нитрида галлия толщиной 650 мкм.

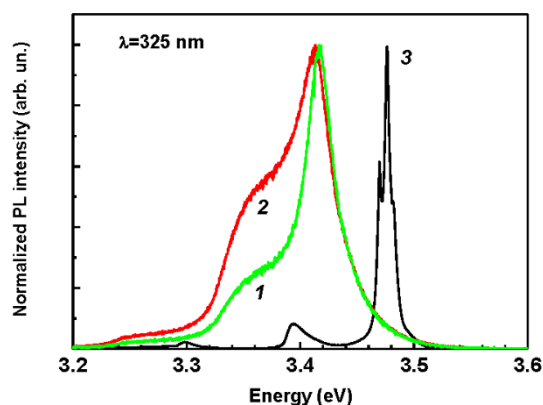


Рис. 3. Спектры ФЛ слоя GaN толщиной 650 мкм, записанные при $T=300 \text{ К}$ с поверхности (спектр 1) и с обратной стороны слоя (спектр 2) и спектр, записанный с поверхности при $T=79 \text{ К}$ (спектр 3).

На Рис. 3 представлены спектры ФЛ образца ЭС GaN, записанные при комнатной температуре ($T=290 \text{ К}$). Спектры возбуждались на длине волны 325 нм и записывались с поверхности образца (спектр 1) и с его обратной стороны после отделения от подложки (спектр 2). Для сравнения также приведен спектр ФЛ, записанный с поверхности образца при $T=79 \text{ К}$ (спектр 3). Как видно, с увеличением температуры происходит смещение пиков ФЛ в низкоэнергетическую сторону, отражающее температурное изменение ширины запрещенной зоны. В низкотемпературном спектре четко прослеживаются экситонные пики с энергией 3.476 эВ и их фононные повторения с энергиями пиков

~ 3.39 эВ и ~ 3.30 эВ. В высокотемпературных спектрах присутствуют основной пик экситонной ФЛ и его фононное повторение, линии излучения размыты из-за теплового уширения. Отметим, что сам факт наблюдения экситонной ФЛ нитрида галлия при комнатной температуре свидетельствует о высоком качестве выращенного ЭС [20]. Энергия экситонного пика при $T=290$ К для спектра, записанного с поверхности образца, соответствует 3.417 эВ, с обратной стороны — 3.413 эВ. Эти значения энергии пика приближаются к величинам, характерным для лучших образцов толстых слоёв GaN, полученных методом ХГЭ [20].

На Рис. 4 представлены спектры ФЛ, записанные при $T=79$ К с обратной стороны ЭС, отделенного от подложки, в трех точках, отстоявших друг от друга на расстояние 150 мкм. Во всех спектрах четко прослеживаются пики, связанные с излучением экситона, и их фононные повторения. Как видно, от точки к точке структура спектра полностью сохраняется с небольшим перераспределением интенсивности между отдельными линиями. Положение экситонного пика остается прежним (3.476 эВ для основного пика, что соответствует энергии пика ФЛ, записанной с поверхности образца, см. Рис. 3), что свидетельствует о высокой однородности свойств полученного материала в плоскости, перпендикулярной оси роста.

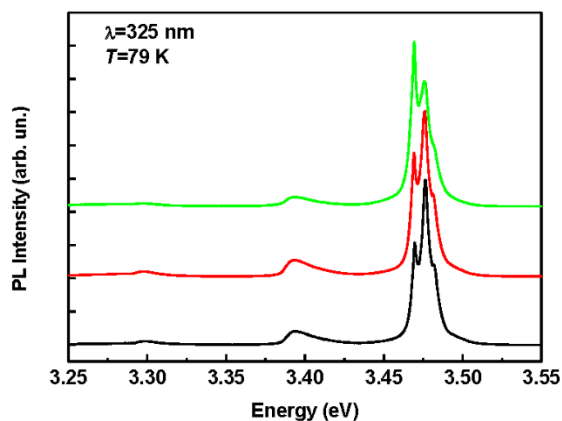


Рис. 4. Спектры ФЛ слоя GaN толщиной 650 мкм, записанные при $T=79$ К в трех различных точках с обратной стороны отделенного от подложки слоя.

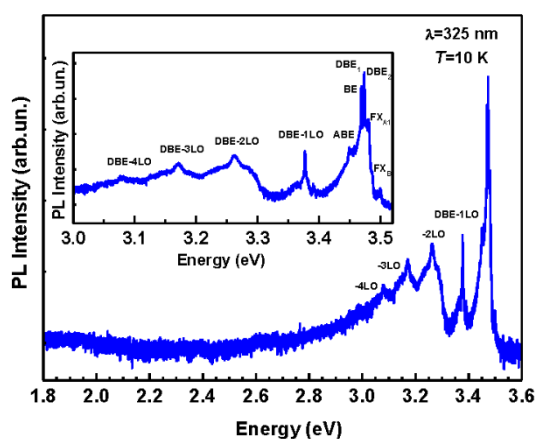


Рис. 5. Низкотемпературные спектры ФЛ образца GaN толщиной 650 мкм.

Низкотемпературные ($T=10$ К) спектры ФЛ образца ЭС толщиной 650 мкм представлены на Рис. 5. Спектры были записаны с поверхности слоя. Как видно, в обзорном спектре, представленном на основном рисунке, доминируют экситонные пики (пики связанных экситонов, *англ.* Bound Exciton, BE) и их повторения на продольных оптических фонах LO. Можно отметить отсутствие выраженной полосы «желтой» люминесценции (обычно наблюдается вблизи энергии ~ 2.2 эВ), хорошо известной для GaN [21]. Это обстоятельство свидетельствует о низкой концентрации точечных дефектов, ответственных за возникновение данной полосы (вакансии галлия и примесь кислорода). Отсутствуют и другие «дефектные» полосы (в частности, «зеленая» (~ 2.4 эВ) и «голубая» (~ 2.9 эВ)) которые могут быть характерны для GaN, выращенного методом ХГЭ, даже при относительной чистоте материала [22]. Спектр с высоким разрешением представлен на врезке Рис. 5. Здесь можно более подробно увидеть структуру экситонной линии. В соответствии с общепринятой интерпретацией [21], на её высокоэнергетической стороне присутствуют пики основного состояния свободного экситона $B FX_B$ (формирующегося с дыркой из подзоны B валентной зоны GaN) и первого возбужденного состояния свободного экситона $A FX_A^1$ (с дыркой из подзоны A).

Основные пики соответствуют рекомбинации экситонов, связанных на мелких донорах DBE₁ и DBE₂, а также экситона BE. В спектре также присутствуют линии, соответствующие излучению экситона, связанного на акцепторе (ABE). В целом как спектральный состав, так и положение пиков ФЛ соответствуют высококачественному нитриду галлия с низким уровнем напряжений и незначительной концентрацией остаточных примесей [15, 21].

4. Заключение

Представленные результаты электронно-микроскопического исследования и оптической характеристики толстых (600-700 мкм) слоев нитрида галлия, выращенных на подложках с колонной структурой, демонстрируют возможности метода хлорид-гидридной эпитаксии в части создания элементов приборных структур на основе GaN для современных применений, предъявляющих повышенные требования к качеству как эпитаксиального материала, так и к родственной подложке, предназначенной для проведения гомоэпитаксии нитридов металлов III группы.

Работа поддержана Российским научным фондом (Грант РНФ №14-29-00086).

Литература

- [1] S. Nakamura, S. Pearton, G. Fasol, *The Blue Laser Diode. The Complete Story* (Springer, Berlin, 2000).
- [2] M.O. Manasreh, *III-Nitride Semiconductors: Electrical, Structural and Defects Properties* (Elsevier, Amsterdam, 2000).
- [3] Z. Liliental-Weber // *Japanese Journal of Applied Physics* **53** (2014) 100205.
- [4] P.R. Hageman, V. Kirilyuk, W.H.M. Corbeek, J.L. Weyher, B. Lucznik, M. Bockowski, S. Porowski, S. Müller // *Journal of Crystal Growth* **255** (2003) 241.
- [5] H. Aida, K. Koyama, D. Martin, K. Ikejiri, T. Aoyagi, M. Takeuchi, S.-W. Kim, H. Takeda, N. Aota, N. Grandjean // *Applied Physics Express* **6** (2013) 035502.
- [6] M. Weyers, E. Richter, Ch. Hennig, S. Hagedorn, T. Wernicke, G. Tränkle // *Proceedings of SPIE* **6910** (2008) 69100I.
- [7] M.G. Mynbaeva, A.I. Pechnikov, Sh.Sh. Sharofidinov, V.E. Bougrov, K.D. Mynbaev, S.I. Stepanov, M.A. Odnoblyudov, V.I. Nikolaev, A.E. Romanov // *Materials Physics and Mechanics* **22**(1) (2015) 30.
- [8] Sh.Sh. Sharofidinov, A.A. Golovatenko, I.P. Nikitina, N.V. Seredova, M.G. Mynbaeva, V.E. Bougrov, M.A. Odnoblyudov, S.I. Stepanov, V.I. Nikolaev // *Materials Physics and Mechanics* **22**(1) (2015) 53.
- [9] V.I. Nikolaev, A.I. Pechnikov, V.N. Maslov, A.A. Golovatenko, V.M. Krymov, S.I. Stepanov, N.K. Zhumashev, V.E. Bougrov, A.E. Romanov // *Materials Physics and Mechanics* **22**(1) (2015) 59.
- [10] S.K. Mathis, A.E. Romanov, L.F. Chen, G.E. Beltz, W. Pompe, J.S. Speck // *Journal of Crystal Growth* **231** (2001) 371.
- [11] V. Nikolaev, A. Golovatenko, M. Mynbaeva, I. Nikitina, N. Seredova, A. Pechnikov, V. Bougrov, M. Odnoblyudov // *Physica Status Solidi C* **11** (2014) 502.
- [12] M.G. Mynbaeva, A.V. Kremleva, D.A. Kirilenko, A.A. Sitnikova, A.I. Pechnikov, K.D. Mynbaev, V.I. Nikolaev, V.E. Bougrov, H. Lipsanen, A.E. Romanov // *Journal of Crystal Growth* **445** (2016) 30.
- [13] D. Artemiev, V. Bougrov, M. Odnoblyudov, A. Romanov // *Physica Status Solidi C* **10** (2013) 89.
- [14] 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.

- [15] J.A. Freitas Jr., M.A. Mastro, E.A. Imhoff, M.J. Tadjer, C.R. Eddy Jr., F.J. Kub // *Journal of Crystal Growth* **312** (2010) 2616.
- [16] H. Gu, G. Ren, T. Zhou, F. Tian, Y. Xu, Y. Zhang, M. Wang, Z. Zhang, D. Cai, J. Wang, K. Xu // *Journal of Alloys and Compounds* **674** (2016) 218.
- [17] C. Röder, F. Lipski, F. Habel, G. Leibiger, M. Abendroth, C. Himcinschi, J. Kortus // *Journal of Physics D: Applied Physics* **46** (2013) 285302.
- [18] V.Yu. Davydov, N.S. Averkiev, I.N. Goncharuk, D.K. Nelson, I.P. Nikitina, A.S. Polkovnikov, A.N. Smirnov, M.A. Jacobson, O.K. Semchinova // *Journal of Applied Physics* **82** (1997) 5097.
- [19] V.V. Emtsev, V.Yu. Davydov, V.V. Kozlovskii, V.V. Lundin, D.S. Poloskin, A.N. Smirnov, N.M. Schmidt, A.S. Usikov, J. Aderhold, H. Klausning, D. Mistele, T. Rotter, J. Stemmer, O. Semchinova, J. Graul // *Semiconductor Science and Technology* **15** (2000) 73.
- [20] B. Monemar, P.P. Paskov, J.P. Bergman, A.A. Toropov, T.V. Shubina, T. Malinauskas, A. Usui // *Physica Status Solidi B* **245** (2008) 1723.
- [21] M.A. Reshchikov, H. Morkoc // *Journal of Applied Physics* **97** (2005) 061301.
- [22] M. Reshchikov, A. Usikov, H. Helava, Yu. Makarov // *Journal of Electronic Materials* **44** (2015) 1281.

OPTICAL PROPERTIES OF THICK GaN LAYERS GROWN WITH HYDRIDE VAPOR-PHASE EPITAXY ON STRUCTURED SUBSTRATES

M.G. Mynbaeva^{1-3,*}, A.I. Pechnikov^{1,2}, A.N. Smirnov³, D.A. Kirilenko^{1,3},
S.Ch. Raufov¹, A.A. Sitnikova³, M.A. Odnoblyudov¹, V.E. Bougrov¹, K.D. Mynbaev^{1,3},
V.I. Nikolaev¹⁻³, 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

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

Abstract. A possibility is shown to use substrates with column structure for the growth of thick GaN epitaxial layers with reduced levels of thermoelastic stress and structural defects. A detailed characterization of ~600 μm-thick GaN layers was performed using transmission electron microscopy and optical methods, namely, Raman spectroscopy and photoluminescence. The obtained results showed that the grown material had excellent quality with high uniformity of parameters across the surface of the layers.

Acknowledgement. This work was supported by the Russian Science Foundation (Grant RNF No14-29-00086).

References

- [1] S. Nakamura, S. Pearton, G. Fasol, *The Blue Laser Diode. The Complete Story* (Springer, Berlin, 2000).

- [2] M.O. Manasreh, *III-Nitride Semiconductors: Electrical, Structural and Defects Properties* (Elsevier, Amsterdam, 2000).
- [3] Z. Liliental-Weber // *Japanese Journal of Applied Physics* **53** (2014) 100205.
- [4] P.R Hageman, V. Kirilyuk, W.H.M. Corbeek, J.L. Weyher, B. Lucznik, M. Bockowski, S. Porowski, S. Müller // *Journal of Crystal Growth* **255** (2003) 241.
- [5] H. Aida, K. Koyama, D. Martin, K. Ikejiri, T. Aoyagi, M. Takeuchi, S.-W. Kim, H. Takeda, N. Aota, N. Grandjean // *Applied Physics Express* **6** (2013) 035502.
- [6] M. Weyers, E. Richter, Ch. Hennig, S. Hagedorn, T. Wernicke, G. Tränkle // *Proceedings of SPIE* **6910** (2008) 69100L.
- [7] M.G. Mynbaeva, A.I. Pechnikov, Sh.Sh. Sharofidinov, V.E. Bougrov, K.D. Mynbaev, S.I. Stepanov, M.A. Odnoblyudov, V.I. Nikolaev, A.E. Romanov // *Materials Physics and Mechanics* **22**(1) (2015) 30.
- [8] Sh.Sh. Sharofidinov, A.A. Golovatenko, I.P. Nikitina, N.V. Seredova, M.G. Mynbaeva, V.E. Bougrov, M.A. Odnobludov, S.I. Stepanov, V.I. Nikolaev // *Materials Physics and Mechanics* **22**(1) (2015) 53.
- [9] V.I. Nikolaev, A.I. Pechnikov, V.N. Maslov, A.A. Golovatenko, V.M. Krymov, S.I. Stepanov, N.K. Zhumashev, V.E. Bougrov, A.E. Romanov // *Materials Physics and Mechanics* **22**(1) (2015) 59.
- [10] S.K. Mathis, A.E. Romanov, L.F. Chen, G.E. Beltz, W. Pompe, J.S. Speck // *Journal of Crystal Growth* **231** (2001) 371.
- [11] V. Nikolaev, A. Golovatenko, M. Mynbaeva, I. Nikitina, N. Seredova, A. Pechnikov, V. Bougrov, M. Odnobludov // *Physica Status Solidi C* **11** (2014) 502.
- [12] M.G. Mynbaeva, A.V. Kremleva, D.A. Kirilenko, A.A. Sitnikova, A.I. Pechnikov, K.D. Mynbaev, V.I. Nikolaev, V.E. Bougrov, H. Lipsanen, A.E. Romanov // *Journal of Crystal Growth* **445** (2016) 30.
- [13] D. Artemiev, V. Bougrov, M. Odnoblyudov, A. Romanov // *Physica Status Solidi C* **10** (2013) 89.
- [14] 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.
- [15] J.A. Freitas Jr., M.A. Mastro, E.A. Imhoff, M.J. Tadjer, C.R. Eddy Jr., F.J. Kub // *Journal of Crystal Growth* **312** (2010) 2616.
- [16] H. Gu, G. Ren, T. Zhou, F. Tian, Y. Xu, Y. Zhang, M. Wang, Z. Zhang, D. Cai, J. Wang, K. Xu // *Journal of Alloys and Compounds* **674** (2016) 218.
- [17] C. Röder, F. Lipski, F. Habel, G. Leibiger, M. Abendroth, C. Himcinschi, J. Kortus // *Journal of Physics D: Applied Physics* **46** (2013) 285302.
- [18] V.Yu. Davydov, N.S. Averkiev, I.N. Goncharuk, D.K. Nelson, I.P. Nikitina, A.S. Polkovnikov, A.N. Smirnov, M.A. Jacobson, O.K. Semchinova // *Journal of Applied Physics* **82** (1997) 5097.
- [19] V.V. Emtsev, V.Yu. Davydov, V.V. Kozlovskii, V.V. Lundin, D.S. Poloskin, A.N. Smirnov, N.M. Schmidt, A.S. Usikov, J. Aderhold, H. Klausning, D. Mistele, T. Rotter, J. Stemmer, O. Semchinova, J. Graul // *Semiconductor Science and Technology* **15** (2000) 73.
- [20] B. Monemar, P.P. Paskov, J.P. Bergman, A.A. Toropov, T.V. Shubina, T. Malinauskas, A. Usui // *Physica Status Solidi B* **245** (2008) 1723.
- [21] M.A. Reshchikov, H. Morkoc // *Journal of Applied Physics* **97** (2005) 061301.
- [22] M. Reshchikov, A. Usikov, H. Helava, Yu. Makarov // *Journal of Electronic Materials* **44** (2015) 1281.