

ЭФФЕКТИВНОСТЬ ВХОЖДЕНИЯ КОМПОНЕНТОВ ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ, ПРИМЕСЕЙ И ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ СЛОЁВ И СТРУКТУР НИТРИДОВ III ГРУППЫ В НАПРАВЛЕНИЯХ, ОТЛИЧНЫХ ОТ [0001]

А.Я. Поляков^{1,2}, А.В. Говорков¹, Н.Б. Смирнов¹, Н. Аmano³, S.J. Pearton³, I-H. Lee⁴, J. Han⁵, Е.Б. Якимов⁶, К.С. Журавлёв⁷, С.Ю. Карпов⁸

¹ОАО «Гиредмет», Б. Толмачёвский пер. д5А, 119017 г. Москва, тел.: +7(495)9518086, e-mail: aypolyakov@gmail.com

²Department of Materials Science and Engineering, Meijo University, Nagoya, Japan

³Department of Materials Science and Engineering, University of Florida, Gainesville, FL 32611 USA

⁴School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development, Chonbuk National University, Chonju 561-756, Korea

⁵Department of Electrical Engineering, Yale University, New Haven, Connecticut 06520, USA

⁶ИПТМ РАН, г. Черноголовка, Московская обл., 142432

⁷ИФП СОРАН, Новосибирск, проспект Лаврентьева, д.13, 630090, г. Новосибирск

⁸ООО «Софтпикмат», проспект Энгельса, д. 27, С-Петербург, 194156

В последние годы сильно возрос интерес к свойствам слоёв и структур на основе нитрида галлия, выращенных в неполярных и полуполярных направлениях, а также в направлении [000-1]N, противоположном стандартному росту в направлении [0001]Ga. В первом случае основную привлекательность составляет возможность избавиться от влияния сильных встроенных поляризационных полей, приводящих к уменьшению эффективности люминесценции в квантовых ямах, а также к заметной зависимости длины волны излучения светодиодов и инжекционных лазеров от мощности накачки. Во втором случае появляется дополнительная функциональность, связанная с инверсией направления поляризации поля и позволяющая создавать новые классы приборов типа структур с латерально чередующейся полярностью, латеральных p-n-переходов и ряда других устройств. Кроме того, как известно, одним из основных способов снижения плотности дислокаций в структурах на основе нитрида галлия является использование метода селективного зарастивания (ELOG), в котором преобладающее направление роста в малодислокационном крыле структуры перпендикулярно направлению роста в сильнодислокационном окне (обычно это направление [11-20] для крыла и [0001]Ga для окна ELOG). В докладе показывается, что во всех рассмотренных случаях важную роль играет анизотропия вхождения компонентов твёрдого раствора нитридов, а также остаточных и легирующих примесей. Кроме того, мы покажем, что присутствие дефектов структуры, характерных для выращивания в том или ином направлении, приводит к сильной зависимости типа и концентрации глубоких центров от направления выращивания.

Неполярные плёнки.

Исследования последних нескольких лет, проведённые на неполярных МКЯ структурах GaN/InGaN, подтвердили отсутствие влияния встроенных поляризационных полей на спектры ФЛ, МКЛ и ЭЛ в случае выращивания в неполярных направлениях типа [1-100] и [11-20], а также гораздо более слабое, чем для «полярных» структур влияние уровня инжекции на спектры люминесценции. Т.о. качественно были продемонстрированы преимущества неполярных структур в этом отношении. Однако ожидаемого резкого увеличения интенсивности люминесценции в неполярных МКЯ структурах пока добиться не удалось. Более или менее общепринято, что это связано с более выраженной дефектностью неполярных структур. Действительно, рост в неполярных направлениях способствует образованию очень высоких плотностей дефектов упаковки (ДУ) с ограничивающими их частичными дислокациями. Типичная линейная плотность ДУ в неполярных плёнках обычно превышает 10^5 см^{-1} при плотности частичных дислокаций порядка 10^9 см^{-2} и очень высокой плотности других типов дислокаций. Без специального легирования такие неоптимизированные плёнки имеют высокое удельное сопротивление с уровнем Ферми, закреплённым около $E_c-0.6 \text{ эВ}$. Интенсивность люминесценции в подобных плёнках очень низка, а в спектрах доминируют полосы, связанные с ДУ и частичными дислокациями. Плотность ДУ и дислокаций может быть существенно снижена при использовании техники селективного зарастивания или при проведении двухстадийного роста с ярко выраженным образованием островковой структуры на первом этапе и латеральным зарастиванием рельефа на втором этапе [1,2]. При этом сильно снижается концентрация ловушек $E_c-0.6 \text{ эВ}$, растёт проводимость плёнок, снижается интенсивность дефектных полос люминесценции, связанных с ДУ, и растёт интенсивность краевой люминесценции. Эти данные, а также измерения спектров РСГУ на легированных неполярных плёнках n-GaN дают основания заключить, что именно ловушки $E_c-0.6$

эВ играют основную роль в компенсации проводимости и безызлучательной рекомбинации в неполярном нитриде галлия. Есть основания связывать такие ловушки, прямо или косвенно, с дислокациями или ДУ. Необходимо, однако, отметить, что даже в оптимизированных структурах с сильно сниженной плотностью ДУ и дислокаций уровень токов утечки диодов Шоттки на порядки величины выше, чем в полярных плёнках со сходным легированием, что указывает на присутствие неидентифицированных дефектов. Кроме того, даже тогда, когда неполярные МКЯ светодиодные структуры выращиваются на совершенных подложках нитрида галлия с неполярной ориентацией, вырезанных из полученных методом хлорид-гидридной эпитаксии толстых квазикристаллов GaN с направлением роста [0001], эффективность люминесценции светодиодных структур в лучшем случае достигает величин, типичных для оптимизированных полярных СД. Т.о. требуются более детальные исследования спектров глубоких уровней в легированных слоях неполярного нитрида галлия и в неполярных МКЯ структурах. К сожалению, такие исследования пока очень фрагментарны, не в последнюю очередь вследствие крайней малости числа групп, умеющих растить достаточно совершенные неполярные плёнки и с структуры.

Вопросы анизотропии вхождения основных компонентов твёрдых растворов и легирующих примесей при выращивании нитридных плёнок в различных неполярных и полуполярных направлениях изучены пока крайне слабо. В работе [3] показано, что эффективность вхождения индия в твёрдый раствор InGaN при близкой температуре роста на 2-3% выше при выращивании в направлении [1-100] по сравнению с полярным направлением [0001]. Авторы [4], изучавшие зависимость положения пика люминесценции МКЯ структур GaN/InGaN от направления выращивания, отмечают важную роль упругой энергии при вхождении индия и предсказывают возрастание эффективности вхождения индия в ряду направлений роста [0001], [1-102], [1-100], [1-101]. Подобная анизотропия в принципе облегчает получение более длинноволнового излучения в неполярных СД структурах по сравнению с полярными, а также указывает на необходимость отдельной калибровки ростовых процессов для неполярных плёнок. Однако в случае структур GaN/InGaN, полученных методом ELOG на [0001] GaN, анизотропия вхождения индия приводит к появлению двойного пика люминесценции, смещённого в более длинноволновую область для обогащённых индием областей латерального роста и в более коротковолновую сторону для окон ELOG с преобладающим направлением роста [0001] (см. [5]).

Для легирующих примесей данные крайне фрагментарны и зачастую противоречивы. Детальный анализ зависимости эффективности собирания тока, наведённого электронным пучком РЭМ, от энергии электронов, привёл авторов данного доклада к заключению, что концентрация Si доноров в областях латерального роста в крыльях ELOG n-GaN (направление роста [11-20]) примерно втрое ниже, чем в областях нормального роста в окнах ELOG (направление роста [0001]). Для магниевых акцепторов было показано, что растворимость магния при выращивании в полуполярном направлении [11-22] почти на порядок выше, чем для направления [0001] (см. [6]). В случае углерода утверждалось, что при росте в полуполярном направлении [1-101] эта примесь образует очень мелкие акцепторы, в то время как при росте в направлении [0001] предпочтительно образуются комплексы с участием углерода, эффективно компенсирующие проводимость слоёв [7]. Очевидно, что эти важные исследования необходимо продолжить.

N-полярные структуры

Как и в случае неполярных плёнок, для N-полярных структур продемонстрирована принципиальная возможность реализовать ожидаемые преимущества инверсии полярности. Показано, что как в случае молекулярной эпитаксии, так и в случае МОС-гидридной эпитаксии можно управлять полярностью структуры, получать для обеих полярностей хорошую морфологию поверхности и высокое структурное совершенство слоёв, изменяя полярность в процессе выращивания, управляемо варьировать полярность по поверхности структуры. Были выращены и изучены МКЯ структуры с ориентацией (000-1)N, латеральные p-n переходы, полевые транзисторы с обращённой полярностью. Однако параметры таких приборов ещё очень далеки от ожидаемых. Например, интенсивность люминесценции МКЯ структур с азотной полярностью более чем на порядок величины ниже, чем для аналогичных структур с галлиевой полярностью (см., например, [8]). Причина подобных явлений отчасти установлена в наших работах [9,10], где показано, что в слоях n-GaN с азотной полярностью очень высока концентрация глубоких ловушек, в особенности глубоких ловушек с уровнем около $E_c - 0.9$ эВ. Однако требуются дальнейшие исследования, которые позволили бы сравнить плотности интерфейсных состояний и глубоких ловушек в структурах с квантовыми ямами GaN/InGaN и транзисторных структурах AlGaIn/GaN обеих полярностей.

Дополнительным обстоятельством, затрудняющим работу с плёнками с азотной полярностью, является то, что для них характерно гораздо более интенсивное загрязнение остаточными донорными примесями и, возможно, и остаточными акцепторными примесями. Так, в нашей работе [9] установлено, что для слоев AlGaIn, выращенных методом молекулярной эпитаксии, все плёнки, имевшие азотную полярность показывали n-тип проводимости с концентрацией остаточных доноров 10^{17} - 10^{18} см⁻³, плёнки же с галлиевой полярностью имели проводимость p-типа и достаточно высокое удельное сопротивление. Для плёнок с азотной полярностью, выращенных методом МОС-гидридной эпитаксии, концентрация остаточных доноров составляла около 10^{18} см⁻³ для образцов, полученных на сапфировых подложках с отклонением от точной ориентации (0001), и несколько ниже, около 10^{17} см⁻³, для op-axis плёнок [10]. В то же время, для плёнок с азотной полярностью концентрация остаточных доноров была ниже более чем на порядок величины. При этом как для азотной, так и для галлиевой полярности в случае op-axis образцов важную роль играют n+ слои на границе с буферным слоем. Такие интерфейсные слои не образуются при росте на подложках с отклонением от точной ориентации. Происхождение остаточных доноров до конца неясно. Исследования методом SIMS указывают на важную роль кислородных доноров [11], однако изучение температурных зависимостей проводимости плёнок n-AlGaIn в зависимости от состава твёрдого раствора показывают, что в определённых условиях важную роль могут играть и остаточные кремниевые доноры [9].

Зависимость эффективности вхождения основных компонентов твёрдых растворов InGaIn, AlGaIn от направления выращивания изучена пока довольно слабо. Для твёрдых растворов InGaIn сообщалось о более эффективном вхождении индия при росте в азотном направлении, что объяснялось авторами различием в атомарной структуре соответствующих поверхностей [8]. В то же время, наши исследования спектров МКЛ слоёв AlGaIn, выращенных методом молекулярной эпитаксии, показывают, что положение краевой полосы люминесценции для случая роста в галлиевом направлении заметно сдвинуто в коротковолновую сторону по сравнению со слоями, выращенными в направлении [000-1]N, что, по всей вероятности, связано с более эффективным вхождением алюминия в первом случае.

Работа в «Гиредмет» выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ 07-02-13523, 08-02-00058, в ИФП СО РАН – при поддержке гранта РФФИ 09-02-00974.

- [1] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, A.V. Markov, T.G. Yugova, E.A. Petrova, H. Amano, T. Kawashima, K.D. Scherbachev, V.T. Bublik, *J. Appl. Phys.* **105**(6), 063708 (2009)
- [2] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, A.V. Markov, Q. Sun, Y. Zhang, C. D. Yerino, T.-S. Ko, I.-H. Lee, J. Han, to be published in *Materials Science and Engineering B*, 2009
- [3] H. Jonen, U. Rossow, T. Langer, A.D. Drager, L. Hoffmann, H. Bremers, S. Metzner, F. Bertram, J. Christen, and A. Hangleiter, Abstracts of the International Workshop on Nitride Semiconductors, IWN2008, (Montreux, Switzerland, October 2008) p. 126
- [4] T. Wernicke, V. Hoffmann, C. Netzel, H.-J. Mostl, L. Schade, H. Wenzel, S. Ploch, J. Rass, A. Knauer, U. Schwarz, M. Weyers, M. Kneissl, in the abstracts of International Conference on nitride semiconductors ICNS-8 (Jeju Island, Korea, October 17-October 25, 2009), paper Z1, p.955-956
- [5] E.B. Yakimov, P.S. Vergeles, A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, In-Hwan Lee, Cheul Ro Lee, S.J. Pearton, *Appl. Phys. Lett.* **94**(4), 042118 (2008)
- [6] L. Lahourcade, S. Valdueza-Felp, P. Ruterana, A. Laufer, M. Eichhoff, and E. Monroy, in the abstracts of International Conference on nitride semiconductors ICNS-8 (Jeju Island, Korea, October 17-October 25, 2009), paper ThP42, p. 1170
- [7] T. Hikosaka, N. Koide, Y. Honda, M. Yamaguchi, N. Sawaki, *Phys. Stat. Sol. (c)* **3**(6), 1425 (2006)
- [8] S. Keller, N.A. Fichtenbaum, M. Furukawa, J.S. Speck, S.P. DenBaars, U.K. Mishra, *Appl. Phys. Lett.* **90**(19), 191908 (2007)
- [9] K.S. Zhuravlev, V.G. Mansurov, and D.Yu. Protasov, A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, *J. Appl. Phys.* **105**, 113712 (2009)
- [10] A.Y. Polyakov, N.B. Smirnov, A.V. Govorkov, Q. Sun, Y. Zhang, Y.S. Cho, I.-H. Lee, J. Han, to be published in *Materials Science & Engineering B*, 2009
- [11] N.A. Fichtenbaum, T.E. Mates, S. Keller, S.P. DenBaars, U.K. Mishra, *J. Cryst. Growth*, **310**, 1124 (2008)

ALLOY COMPONENTS AND IMPURITIES INCORPORATION EFFICIENCY AND DEFECT FORMATION DURING GROWTH OF III-N MATERIALS IN THE DIRECTION DIFFERENT FROM [0001]

A.Y.Polyakov^{1*}, A.V. Govorkov¹, N.B. Smirnov¹, H.Amano², S.J. Pearton³, I-H. Lee⁴, J. Hun⁵, E.B. Yakimov⁶, K.S. Zhuravlev⁷, S.Yu. Karpov⁸

1. Institute of Rare Metals, B.Tolmachevsky, 5, 119017, Moscow; phone: +7(495)9518086, e-mail: aypolyakov@gmail.com

2. Department of Materials Science and Engineering, Meijo University, Nagoya, Japan

3. Department of Materials Science and Engineering, University of Florida, Gainesville, FL 32611 USA

4. School of Advanced Materials Engineering and Research Center for Advanced Materials Development, Chonbuk National University, Chonju 561-756, Korea

5. Department of Electrical Engineering, Yale University, New Haven, Connecticut 06520, USA

6. Institute of Microelectronics Technology RAS, Chernogolovka, 142432 Russia

7. Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Lavrentieva Av., 630090 Novosibirsk, Russia

8. Softimpact, Ltd., S.-Petersburg, 194156, Engels Avenue, 27, Russia

In this talk we survey recent results obtained for defect spectra and constituent atoms and impurities incorporation efficiency in group III-Nitrides grown in nonpolar or semipolar directions and in the [000-1]N direction. We show that, for nonpolar and semipolar nitrides, the main obstacle preventing their wide practical use is a much higher density of deep traps compared to the traditional films grown in the polar [0001]Ga direction. We demonstrate a prominent role of deep defect states with a level near $E_c-0.6$ eV in conductivity compensation and non-radiative recombination in unoptimized nonpolar GaN layers and present some evidence linking these defects with either stacking faults or dislocations. The analysis of published data proves that the In incorporation efficiency is considerably higher for nonpolar growth than for polar growth which makes it easier to obtain longer wavelength luminescence for nonpolar growth and leads to luminescence wavelength variations in GaN/InGaN MQW ELOG structures. The data on impurity incorporation efficiency in nonpolar versus polar orientations is shown to be fragmentary and somewhat contradictory, but points to possible advantages of some of the semipolar orientations in achieving good p-type conductivity.

For N-polar nitrides films we show that the deep traps density in them is considerably higher than in their Ga-polar counterparts which poses a problem when trying to achieve well performing GaN/InGaN MQW LED structures or N-polar AlGaIn/GaN HEMTs. Of particular importance is the very high density of $E_c-0.9$ eV deep traps. An additional problem is a much stronger uptake of residual donors for growth in N-polar direction compared to Ga-polar direction. As with nonpolar growth, N-polar growth is shown to enhance In incorporation efficiency which is very relevant for the attempts to move to longer wavelength emission in LED structures.

**ПОЛЯРИЗАЦИЯ ФОТОЛОМИНЕСЦЕНЦИИ НЕПОЛЯРНЫХ СЛОЕВ GaN И СТРУКТУР С
МНОЖЕСТВЕННЫМИ КВАНТОВЫМИ ЯМАМИ InGaN/GaN,
ВЫРАЩЕННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ LiAlO₂**

***Е. В. Луценко^{1*}, Н. В. Ржеуцкий¹, В. Н. Павловский¹, Г. П. Яблонский¹,
С. Mauder², Н. Kalisch², М. Heuken^{2,3}, Р. Н. Jansen²***

¹Институт физики им. Б. И. Степанова НАН Беларуси. Пр. Независимости 68, 220072 Минск, Беларусь, тел. +375(017)2840419, e-mail: e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by;

²Institut für Theoretische Elektrotechnik, RWTH Aachen University, Kackertstr. 15-17, 52072 Aachen, Germany;

³AIXTRON AG, Kaiserstr. 98, 52134 Herzogenrath, Germany

Гетероструктуры на основе соединений нитрида галлия, выращенные на неполярных подложках, важны для производства полупроводниковых источников поляризованного излучения. В качестве подложки для таких гетероструктур перспективной является плоскость (100) соединения LiAlO₂ ввиду близости его постоянных решетки к GaN и дешезвины.

В работе исследовалось влияние параметров роста слоев GaN и гетероструктур InGaN/GaN, выращенных на подложках LiAlO₂ (100) методом MOCVD, на их оптические свойства. Первая серия исследуемых образцов включала в себя эпитаксиальные слои GaN, толщина которых варьировалась в пределах 300 - 1660 нм. Вторая серия образцов представляла собой набор гетероструктур, состоящих из 8-ми квантовых ям InGaN/GaN, выращенных на буферном слое GaN толщиной ~ 800 нм. Температура роста квантовых ям InGaN в пределах серии варьировалась от 693 до 777°C, концентрация индия в InGaN при этом изменялась от 42% до 7%.

Спектры ФЛ измерялись в диапазоне температур 20 - 300 К. Возбуждение ФЛ осуществлялось излучением непрерывного HeCd лазера ($\lambda_{\text{возб}} = 325$ нм, $I_{\text{возб}} \sim 0,1$ Вт/см²) и импульсного азотного лазера ($\lambda_{\text{возб}} = 337,1$ нм, $I_{\text{возб}} \sim 0,01 - 1$ МВт/см²). Спектры пропускания измерялись при комнатной температуре. Величины напряжения в слое GaN определялись методом рентгеновской дифрактометрии. Все спектры измерялись для разных направлений поляризации ($E \parallel [0001]$ и $E \parallel [11-20]$), для чего перед входной щелью монохроматора помещался поляризатор.

На рис. 1,а приведены низкотемпературные спектры ФЛ более интенсивной компоненты с поляризацией $E \parallel [11-20]$ эпитаксиальных слоев GaN с толщиной 1050 и 660 нм. Пик краевой ФЛ спектра GaN с меньшей толщиной менее интенсивен и смещен в сторону высоких энергий, что вызвано большим напряжением. По спектрам пропускания определялись значения края поглощения для двух положений поляризации $E \parallel [11-20]$ и $E \parallel [0001]$, что соответствует энергиям переходов электронов из первой и второй валентных подзон нитрида галлия E_1 и E_2 , соответственно.

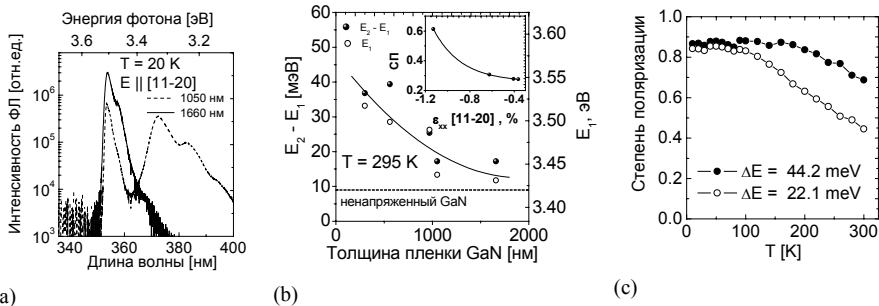


Рис. 1. Спектры ФЛ слоев GaN при возбуждении HeCd лазером (а); зависимости энергетического зазора ΔE и энергии E_1 от толщины слоя GaN; на вставке – зависимости степени поляризации излучения ФЛ от напряжения ϵ_{xx} (б); зависимости степени поляризации ФЛ от температуры (с)

На рис. 1,б приведены значения энергетического зазора $\Delta E = E_2 - E_1$ и энергии E_1 в зависимости от толщины слоя GaN. Видно, что с увеличением толщины слоя значения ΔE и E_1 уменьшаются, приближаясь к соответствующим значениям для ненапряженного GaN, что вызвано релаксацией механического напряжения в слое GaN. На вставке рис. 1,б показана зависимость степени поляризации (СП) излучения краевой ФЛ при комнатной температуре от значения механического напряжения ϵ_{xx} в слое GaN в направлении $[11-20]$. С уменьшением напряжения в слое GaN наблюдается уменьшение степени поляризации. Уменьшение напряжения сжатия в слое

GaN приводит к уменьшению энергетического зазора ΔE между двумя верхними валентными подзонами. Уменьшение ΔE способствует увеличению населенности второй валентной подзоны при комнатной температуре, оптические переходы в которую преимущественно поляризованы в направлении $E \parallel [0001]$, в результате чего излучение ФЛ деполаризуется. На рис. 1,с приведены температурные зависимости степени поляризации пика краевой ФЛ для образцов с ΔE равными 44,2 мэВ и 22,1 мэВ при комнатной температуре. При низкой температуре значения степени поляризации для обоих образцов почти не отличаются и обусловлены собственной поляризацией переходов в первую подзону и деполаризацией вызванной рассеянием излучения. При повышении температуры степень поляризации уменьшается, что обусловлено выбросом носителей заряда во вторую валентную подзону. Для образца с меньшим значением ΔE уменьшение степени поляризации с увеличением температуры происходит быстрее.

На рис. 2,а приведены спектры ФЛ для серии образцов с квантовыми ямами InGaN/GaN с концентрацией индия в InGaN от 7 до 42 %, выращенных на подложке LiAlO₂. Зависимости положения полос ФЛ от уровня возбуждения для образцов исследуемой серии на неполярных подложках LiAlO₂, а также для образца, выращенного на с-плоскости сапфировой подложки, приведены на рис. 2,б. Видно, что для образцов на неполярной подложке смещение спектра ФЛ с увеличением уровня возбуждения гораздо меньше, что обусловлено отсутствием встроенного электрического поля в направлении роста. Уменьшение энергетического положения максимума полосы ФЛ с 3,27 до 2,47 эВ, с увеличением концентрации индия, приводит к увеличению степени поляризации с 0,4 до 0,8 при комнатной температуре (Рис. 2,с). Это, по-видимому обусловлено увеличением напряжения сжатия InGaN с увеличением концентрации индия за счет увеличения рассогласования его кристаллической решетки с барьерными и буферным слоями GaN, что ведет к увеличению энергетического зазора между валентными подзонами InGaN и уменьшению населенности второй подзоны.

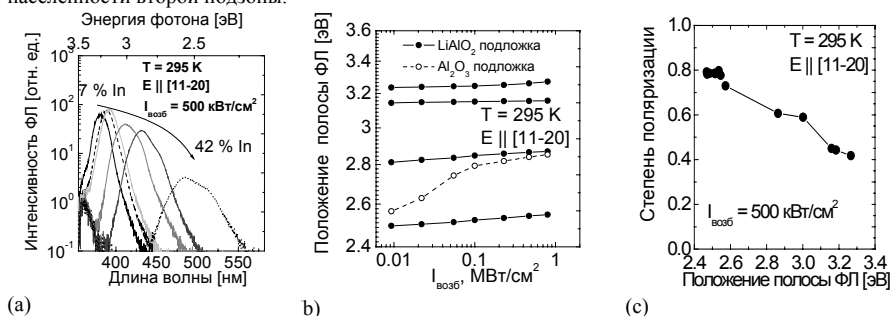


Рис. 2. Спектры ФЛ гетероструктур InGaN/GaN (а); зависимости положения полосы ФЛ от плотности мощности возбуждения для образцов на подложках LiAlO₂ и Al₂O₃ (б); зависимость степени поляризации излучения ФЛ квантовых ям от положения их полосы ФЛ (с)

POLARIZATION OF PL EMISSION OF NONPOLAR GaN LAYERS AND InGaN/GaN MQW STRUCTURES GROWN ON LiAlO₂ SUBSTRATES

E. V. Lutsenko^{1*}, *M. V. Rzhetski*¹, *V. N. Pavlovskii*¹, *G. P. Yablonskii*¹,
*C. Mauder*², *H. Kalisch*², *M. Heuken*^{2,3}, *R. H. Jansen*²

¹ Stepanov Institute of Physics, National Academy of Sciences of Belarus, Nezalezhnasti Ave, 68, Minsk 220072, Belarus, Беларусь, тел. +375(017)2840419, e-mail: e.lutsenko@ifanbel.bas-net.by;

² Institut für Theoretische Elektrotechnik, RWTH Aachen University, Kackertstr. 15-17, 52072 Aachen, Germany;

³ AIXTRON AG, Kaiserstr. 98, 52134 Herzogenrath, Germany

Polarization-dependent PL spectra of m-plane GaN layers with different thicknesses and m-plane InGaN/GaN MQW structures with different In fractions have been measured. The energy separation between valence subbands is found to decrease due to a relaxation of the in-plane compressive strain for thicker GaN layers. This leads to a lower degree of polarization of the NBE peak emission at room temperature. We also determined an increasing degree of polarization of the InGaN/GaN MQW PL emission from 0.4 to 0.8 at PL peak position variation from 3.27 to 2.47 eV. We associate this fact to larger In fractions leading to an increase of in-plane compressive strain in the InGaN wells.

МНОГОЧАСТИЧНЫЕ ЭФФЕКТЫ В ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ НИЗКОРАЗМЕРНЫХ СТРУКТУР GaN/AlN

*И.А. Александров**, *К.С. Журавлёв*

Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, пр. ак. Лаврентьева, 13, 630090, Новосибирск, тел. +7(383)3304475, e-mail: alexsandrov@thermo.isp.nsc.ru;

Структуры с квантовыми точками (КТ) и квантовыми ямами (КЯ) GaN/AlN представляют большой интерес из-за возможности их использования в качестве активных областей светодиодов и лазеров ультрафиолетового и видимого диапазона.

На оптические свойства таких структур при высоких плотностях неравновесных носителей заряда влияют такие эффекты как экранирование встроенного электрического поля, заполнение состояний и перенормировка запрещённой зоны [1-3]. Первые два эффекта приводят к увеличению энергии перехода с увеличением плотности носителей заряда, а третий – к уменьшению. При увеличении мощности возбуждения максимум ФЛ КТ GaN/AlN может сдвигаться в сторону больших или меньших энергий в зависимости от размера КТ [1].

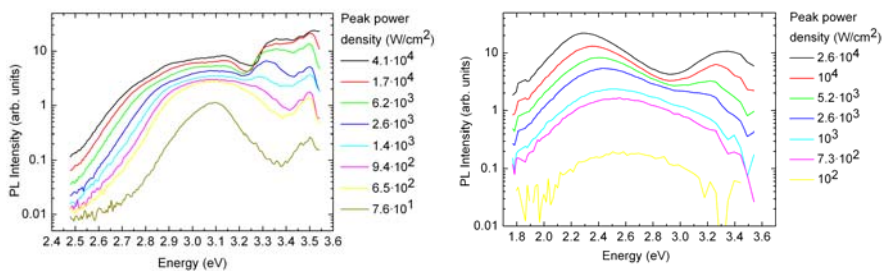
В данной работе проведено исследование ФЛ структур с КТ и КЯ GaN/AlN в зависимости от мощности возбуждения.

Структуры с КТ и КЯ GaN/AlN были выращены на поверхности (0001) сапфира методом молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием аммиака в качестве источника активного азота. Возбуждение ФЛ проводилось импульсным N₂ лазером с энергией кванта 3.68 эВ, длительностью импульса 7 нс и частотой повторения импульсов 1 кГц. Плотность энергии импульса лазера варьировалась от 5·10⁷ до 3·10⁴ Дж/см².

Время-интегрированные спектры ФЛ структур с КЯ и КТ GaN/AlN, измеренные при температуре 10 К и различных мощностях возбуждения показаны на рис.1. Первая структура содержит 20 слоёв КЯ GaN толщиной 3.5 нм со слоями AlN толщиной 2 нм между ними, вторая содержит 10 слоёв КТ GaN со средней высотой 5 нм и диаметром 18 нм со слоями AlN толщиной 10 нм между ними.

Спектр структуры с КЯ (рис. 1а) при минимальной использованной мощности накачки содержит полосу с максимумом 3.5 эВ, которую мы относим к ФЛ буферного слоя GaN и полосу с максимумом 3.1 эВ, которую мы относим к ФЛ КЯ. При увеличении мощности накачки ширина полосы ФЛ КЯ увеличивается, и её низкоэнергетичный край сдвигается в сторону меньших энергий. Мы полагаем, что этот сдвиг связан с перенормировкой запрещенной зоны из-за многочастичных взаимодействий в электрон-дырочной плазме, уширение линии связано с заполнением состояний.

В спектре ФЛ структуры с КТ (рис. 1б) при малой мощности возбуждения наблюдается одна полоса с положением максимума 2.6 эВ, связанная с излучением КТ. При увеличении мощности накачки эта полоса сдвигается в сторону низких энергий, и в спектре появляется полоса с положением максимума около 3.3 эВ, которая сдвигается в сторону высоких энергий. Эту полосу мы связываем с ФЛ смачивающего слоя.



(a)

(b)

Рис.1. Спектры фотолюминесценции структур с квантовыми ямами (а) и квантовыми точками (б) GaN/AlN при различных мощностях возбуждения.

Работа поддержана грантом РФФИ 09-02-00974.

- [1] P. Riblet, S. Tanaka, P. Ramvall, S. Nomura, Y. Aoyagi, Solid State Communications **109**, 377 (1999).
- [2] F. Widmann, J. Simon, B. Daudin, G. Feuillet, J. L. Rouviere, and N. T. Pelekanos, Phys. Rev. B **58**, R15989 (1998).
- [3] S. Kalliakos, T. Bretagnon, P. Lefebvre, T. Taliercio, B. Gil, N. Grandjean, B. Damilano, A. Dussaigne, and J. Massies, J. Appl. Phys. **96**, 180 (2004).

**MANY-BODY EFFECTS IN PHOTOLUMINESCENCE OF GaN/AlN
LOW-DIMENSIONAL STRUCTURES**

I.A. Aleksandrov, K.S. Zhuravlev*

Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,
Lavrentieva avenue 13, 630090, Novosibirsk,
ph.: +7(383)3304475, e-mail: aleksandrov@thermo.isp.nsc.ru

Excitation power dependences of the photoluminescence of wurtzite GaN/AlN quantum dots and quantum wells grown by molecular beam epitaxy have been investigated. It was found what PL band of the quantum dots shifts to the low energy side with increasing of excitation power. This shift was attributed to the band-gap renormalization. Red shift of low-energy edge and widening of PL band of quantum wells was attributed to band-gap renormalization and state-filling effects.

МНОГООБРАЗИЕ ФОРМ ОРГАНИЗАЦИИ НАНОМАТЕРИАЛА – ИСТОЧНИК ПРОБЛЕМ В ПОНИМАНИИ ФИЗИКИ ПРИБОРОВ НА ОСНОВЕ НИТРИДОВ III-ГРУППЫ

А.А. Грешнов¹, А.Л. Закгейм¹, А.Е. Черняков¹, Е.И. Шабунина¹, Н.М. Шмидт¹, Е.Б. Якимов²

¹ Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе. Политехническая ул., 26, 194021, Санкт-Петербург, тел. +7(812) 2927193, e-mail: Natalia.Smidt@mail.ioffe.ru

² Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов. Институтская, 6, 142432, Черноголовка.

Анализ экспериментальных результатов, полученных в работах разных авторов на светоизлучающих структурах InGaN/GaN, и теоретических работ посвященных физике приборных структур демонстрирует гигантский разрыв между практикой и теорией. Практика стремительно приближается к предельным значениям внешней квантовой эффективности, а в теории, также как и 10 лет назад, отсутствуют общепринятые модели безызлучательной, излучательной рекомбинации, деградиационных процессов и эффекта падения внешней квантовой эффективности при плотностях тока больше 10 А/см^2 . В основу практически всех моделей положены представления о материале светоизлучающих структур как об эпитаксиальном, подобном традиционным $\text{А}^3\text{В}^5$. Основные усилия технологии все эти годы по существу были направлены на управление организацией наноматериала. В самом деле, выбор режимов роста зародышевых слоев, введение решеток InGaN/GaN с малым составом по индию, выбор материала подложек и кристаллографических плоскостей, технологии ELOG и patterned подложек, легирование кремнием и т.д. – это все способы изменения условий разрастания и сращивания доменов зародышевого слоя. Таким образом, практика не контролируя количественно характер организации наноматериала, совершенствовала его, ориентируясь на электрические и оптические свойства материала. Разработанные нетрадиционные методы диагностики [1], позволяющие количественно охарактеризовать особенности организации наноматериала, показали, что используемые технологические приемы действительно приводят к разным формам организации наноматериала. Причем эти разные формы организации наноматериала отличаются между собой не только и не столько плотностью дислокаций, сколько их неоднородным распределением и протяженностью дилатационных и дислокационных границ, образовавшихся в результате коалесценции доменов. При этом, чем лучше сформирован зародышевый слой и выбраны условия дальнейшего роста, тем меньше протяженность и количество дислокационных границ, т.е. достигнута лучшая организация наноматериала [2,3]. Эти границы, а также дислокации и их скопления пронизывают активную область светоизлучающих структур и образуют систему протяженных дефектов. Таким образом, слои нитрида галлия и светоизлучающие структуры являются квази-эпитаксиальными, текстурированными дислокационными и дилатационными границами, что предопределяет многообразие форм организации этих материалов и принципиально отличает их от традиционных эпитаксиальных слоев на основе $\text{А}^3\text{В}^5$. Очевидно, что структурные свойства таких материалов невозможно охарактеризовать количественно на привычном языке – плотность дислокаций. Представляется, что трудности в понимании физики приборных структур обусловлены тем, что теория пренебрегала этими особенностями реальных материалов, приписывая им свойства традиционных $\text{А}^3\text{В}^5$, и искала связь электрических и оптических свойств с плотностью дислокаций.

Результаты исследования электрических и оптических свойств слоев и светоизлучающих структур классифицированных количественно по характеру организации наноматериала, с использованием таких мультифрактальных параметров как уровень самоорганизации (обобщенная размерность Реньи (D), а также степень упорядоченности на локальном (Δ_r) и общем уровне (Δ_c), показали прямую связь особенностей транспорта носителей с характером организации наноматериала и свойствами системы протяженных дефектов, и позволили выяснить, что система протяженных дефектов является основным каналом безызлучательной рекомбинации в светоизлучающих структурах [2-5]. Свойства этой системы, пронизывающей область объемного заряда светоизлучающей структуры, изменяются нелинейно с ростом концентрации неравновесных носителей. Это и осложняет выявление ее роли в безызлучательной рекомбинации. Причем, при концентрациях неравновесных носителей $(1-4) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, вклад этого канала становится минимальным и наблюдаются максимальные значения внешней квантовой эффективности (более подробно это рассмотрено в [6]). На светоизлучающих структурах, классифицированных по значениям мультифрактального параметра Δ_r , была обнаружена корреляция значений внешней квантовой эффективности (ВКЭ) с этим параметром (Рис.1). Она носит пороговый характер и из нее следует несколько важных выводов. Во-первых, она проясняет наблюдаемые у разных авторов противоречивые данные по влиянию структурных свойств на значения ВКЭ.

Ясно, что противоречия обусловлены проведением исследований на материалах с разным характером организации наноматериала. Во-вторых, проведение исследований по влиянию легирования, дизайна активной области и т.д. на светоизлучающих структурах с характером организации наноматериала, соответствующем значениям Δ_p в области спада - не информативно. В третьих, разные пороговые значения Δ_p при плотностях тока 10 и 50 А/см², а также падение значений ВКЭ в максимуме с плотностью тока по мере ухудшения характера организации наноматериала (рост значений Δ_p) [4], указывает на разный вклад потерь в излучательную рекомбинацию. Исследование спектров электролюминесценции и зависимостей ВКЭ от плотности тока в диапазоне температур 100-400 К [7] показало, что с ростом температуры также происходит падение максимума ВКЭ и характер зависимости ВКЭ от тока определяется соотношением излучательной рекомбинации локализованных и делокализованных носителей. При этом вклад делокализованных носителей в излучательную рекомбинацию возрастает с ухудшением характера организации наноматериала, увеличением плотности инжекционного тока и температуры. Полученные результаты позволяют сделать предположение о том, что локализация носителей происходит не в квантовых точках, и не в квантовых ямах (которые далеки от идеальных, и разрывы зон не соответствуют теоретическим представлениям), а в пространственных областях с характерными размерами 10-500 нм и с мелкомасштабными флуктуациями случайного потенциала. Очевидно, что необходимо приблизить теоретические представления к реальным свойствам этих материалов и выработать общепринятые критерии количественной оценки характера организации наноматериала слоев и приборных структур на основе III-N материалов.

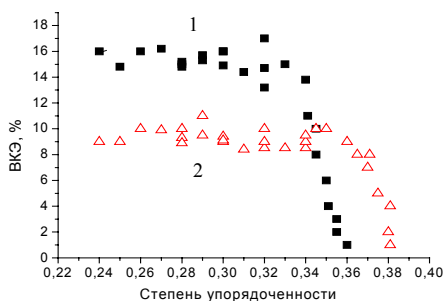


Рис.1 Корреляция значений ВКЭ со степенью упорядоченности Δ_p материала светоизлучающих структур при разных плотностях тока: 1- 10 А/см², 2- 50 А/см².

- [1-4] Н.М.Шмидт и др, Тез. докладов Всероссийских конф. «Нитриды галлия, индия и алюминия – структуры и приборы» (2000 - 2008) .
 [5] Chernyakov A.E., Sobolev M.M., Ratnikov V.V., Shmidt N.M., Yakimov E.B., Superlattices and Microstructures **45**, 301-307 (2009).
 [6] Е.И. Шабунина, Н.М. Шмидт, А.Е. Черняков, П.В. Петров, М.Е. Левинштейн, Н.С. Аверкиев, данный сборник
 [7] Е.В. Богданова, Б.Я. Бер, А.А. Грешнов и др., данный сборник

DIVERSITY IN NANOSTRUCTURAL ARRANGEMENT – SOURCE OF PROBLEMS IN III-N DEVICE PHYSICS UNDERSTANDING

A.A. Greshnov¹, A.L. Zakgeim¹, A.E. Chernyakov¹, E.I. Shabunina¹, N.M. Shmidt¹, E.B. Yakimov²

¹A.F. Ioffe Physico-Technical Institute. Polytechnicheskaya, 26, 194021, St Petersburg, phone. +7(812)2927193, e-mail: Natalia.Shmidt@mail.ioffe.ru;

² Institute of Microelectronics Technology. Institutskaya, 6, 142432, Chernogolovka.

It is shown that InGaN/GaN light-emitting structures are quasi-epitaxial materials textured by dilatation and dislocation boundaries and have varied nanostructure arrangement. In the results it is impossible to describe their structural properties using only the density of dislocations. The optical and electrical properties of InGaN/GaN light-emitting structures are related with nanostructure arrangement, which characterized quantitatively by multifractal parameters such as level of self-organization (D) and the degree of order (Δ_p). The results obtained on InGaN/GaN light-emitting structures classified by D and Δ_p revealed that their optical and electrical properties are differed considerably from ideal theoretic. Thus it is clear that theoretical idea to need at revision and the elaboration of conventional quantitative criterion of this material nanostructure arrangement is necessary.