

06

Формирование индий-обогащенных островковых структур методом *in situ* наномаскирования

© Е.Е. Заварин, А.В. Сахаров, В.В. Лундин, Д.В. Давыдов,
В.С. Сизов, П.Н. Брунков, В.В. Гончаров, А.Ф. Цацульников

Научно-технологический центр микроэлектроники и субмикронных гетероструктур при ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург
E-mail: andrew@beam.ioffe.ru

Поступило в Редакцию 26 мая 2009 г.

Предложен и реализован новый метод формирования наноструктур InGaN/GaN, излучающих в длинноволново-зеленом спектральном диапазоне. Метод основан на выращивании тонких слоев InGaN над ямками, сформированными при травлении слоя GaN, локально маскированного AlN, в водородсодержащей атмосфере.

PACS: 81.05.Ea, 81.16.Rf, 81.15.Gh, 68.55.ag, 85.60.Bt, 81.65.Cf

Разработка высокоэффективных светодиодов, излучающих в диапазоне длин волн 540–570 nm, представляет значительный практический интерес для создания полноцветных источников белого света [1,2] с высоким индексом цветопередачи. Несмотря на существующий прогресс в этой области [3], существующие светодиоды по своим параметрам значительно уступают аналогам, излучающим на длинах волн менее 520 nm и более 600 nm (так называемая „желто-зеленая долина“). Прямой перенос стандартных методов формирования активной области более коротковолновых светодиодов на диапазон 540–570 nm не позволяет реализовать структуры с высокой эффективностью излучения. Поэтому целесообразным представляется поиск новых подходов.

Основной проблемой при создании гетероструктур InGaN/GaN с высоким содержанием индия является большое рассогласование параметров решетки, приводящее к формированию дислокаций несоответствия

и большим пьезополям, снижающим эффективность рекомбинации. Кроме того, как было показано в [4,5], вхождение индия существенно подавляется упругими напряжениями, возникающими при когерентном росте InGaN на GaN.

Вышеописанные проблемы могут быть частично решены формированием наноструктур с трехмерной локализацией носителей в областях с повышенным содержанием индия. Такие структуры позволяют существенно увеличить длину волны излучения при невысоком среднем содержании индия в активной области. Кроме того, локализация носителей позволяет подавить их транспорт к центрам безызлучательной рекомбинации. Твердые растворы InGaN имеют склонность к фазовой сепарации с выделением областей с большим, чем в окружающей матрице, содержанием индия [6], что при контролируемом протекании процесса позволяет формировать вышеупомянутые центры локализации. В общем случае, любые неоднородности на поверхности эпитаксиального слоя могут локально стимулировать фазовую сепарацию при наращивании слоя InGaN. Однако наилучшими представляются неоднородности, которые по своей природе локально повышают эффективность вхождения индия. В этом случае влияние данного типа неоднородностей и склонность слоя InGaN к спонтанному образованию областей с повышенным составом будут взаимно усиливаться.

В данной работе описаны первые результаты экспериментов по формированию индий-обогащенных областей, образующихся над ямками травления GaN в водороде при наномаскировании поверхности тонким слоем AlN.

Структуры выращивались методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений на сапфировых подложках. Азот и водород использовались в качестве несущих газов. Аммиак, триметилгаллий (ТМГ), триметилиндий (ТМИ), триметилалюминий (ТМА) использовались в качестве соединений — источников. Подаваемые в реактор газы очищались соответствующими системами очистки Aeropex®. Выращенные структуры исследовались методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) и спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ).

Химическая нестабильность GaN в присутствии водорода хорошо известна [7,8]. Если при росте GaN в типичных условиях ($T > 1000^\circ\text{C}$, H_2 в качестве несущего газа) прервать подачу ТМГ в реактор, рост сменится на травление, сохраняющее атомную гладкость поверхности (рис. 1, а). В отличие от нитрида галлия, AlN стабилен при любых ре-

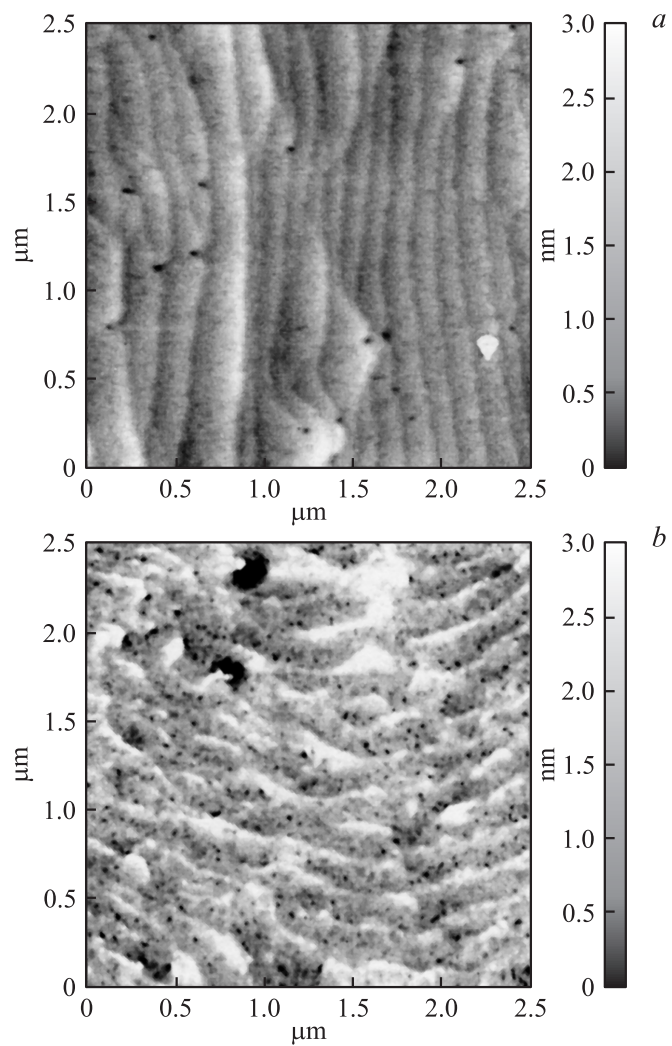


Рис. 1. АСМ-изображение поверхности слоя GaN (*a*) и слоя GaN, маскированного слоем AlN (*b*), после *in situ* травления в атмосфере $\text{NH}_3 + \text{H}_2$.

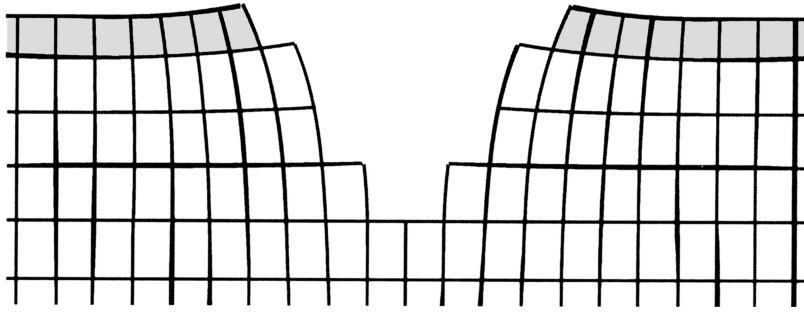


Рис. 2. Схема локальной деформации кристаллической решетки в области ямки травления. Серым цветом обозначен слой AlN.

лизуемых условиях в реакторе, что использовалось в данной работе для маскирования. Флуктуации толщины тонкого ($< 1 \text{ nm}$) слоя AlN приводят к неоднородности его маскирующей способности. В результате при травлении закрытого таким AlN слоем нитрида галлия на поверхности образуются ямки травления (рис. 1, *b*). Их плотность ($5\text{--}7 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$) на порядок превышает плотность прорастающих дислокаций, которые частично проявляются при данном травлении в виде существенно более крупных ямок с плотностью $\sim 1 \cdot 10^8 \text{ cm}^{-2}$. В области ямки травления нарушение сплошности напряженного слоя AlN должно приводить к его локальной релаксации и локальному увеличению параметра решетки GaN (рис. 2), что должно локально увеличивать эффективность вхождения индия при выращивании слоя InGaN непосредственно после формирования описываемых ямок. Таким образом, сформированные в результате *in situ* травления маскированной AlN слоем поверхности GaN ямки полностью соответствуют требованиям к локальным неоднородностям для стимуляции фазового распада InGaN, сформулированным выше.

На рис. 3, *a* представлено АСМ-изображение поверхности структуры с одной InGaN/GaN квантовой ямой (КЯ), толщиной 2.5 nm, заключенной между слоями GaN, толщиной 1 nm каждый. Эта GaN–InGaN–GaN структура суммарной толщиной 4.5 nm выращивалась на поверхности AlN после формирования вышеописанных ямок. На поверхности структуры наблюдаются четко различимые островки двух типов: мел-

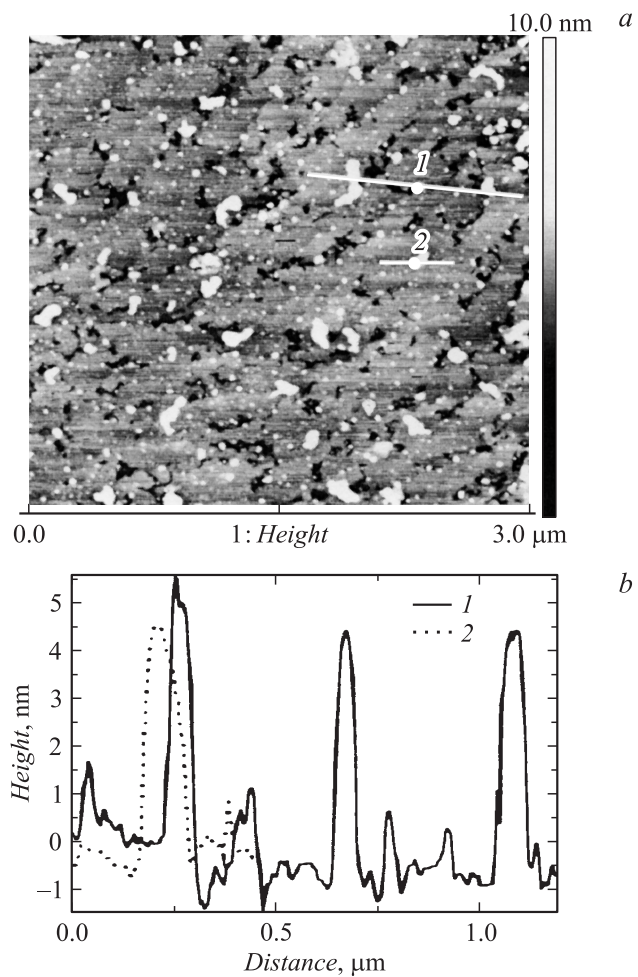


Рис. 3. АСМ-изображение (3a) и профиль поверхности (3b) структуры с одной GaN/InGaN/GaN КЯ, выращенной после формирования ямок травления.

кие, с латеральными размерами ~ 10 nm и плотностью $5-7 \cdot 10^9$ cm^{-2} , соответствующей плотности мелких ямок травления, и крупные, с латеральными размерами $\sim 30-100$ nm и плотностью $1-2 \cdot 10^8$ cm^{-2} ,

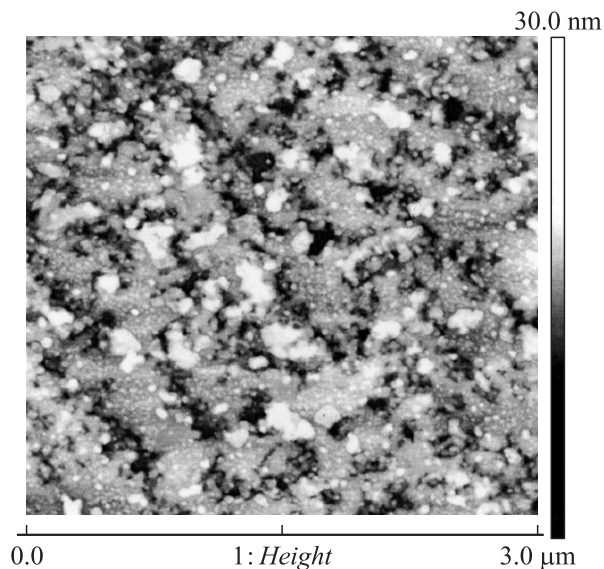


Рис. 4. АСМ-изображение структуры с тремя GaN/InGaN/GaN КЯ, выращенными после формирования ямок травления.

соответствующей плотности крупных ямок травления, предположительно формирующихся над прорастающими дислокациями. Высота островков обоих типов составляет 4–5 nm (рис. 3, *b*), что соответствует суммарной толщине осажденной GaN–InGaN–GaN структуры. Подобная, но несколько более сложная морфология наблюдалась также для аналогичной структуры с тремя КЯ, разделенными барьерами толщиной 8 nm (рис. 4). У этой структуры помимо вышеописанных островков на поверхности отчетливо выявляются границы блоков, характерных для роста InGaN. На поверхности структуры с одной КЯ также имеются дополнительные особенности, которые могут быть связаны как с началом формирования этих блоков, так и с частично незаросшими ямками травления.

Исследования InGaN/GaN структур, выращенных на обычных эпитаксиальных слоях GaN, не выявили формирования островковых объектов с высокой плотностью. Это позволяет предположить, что данные

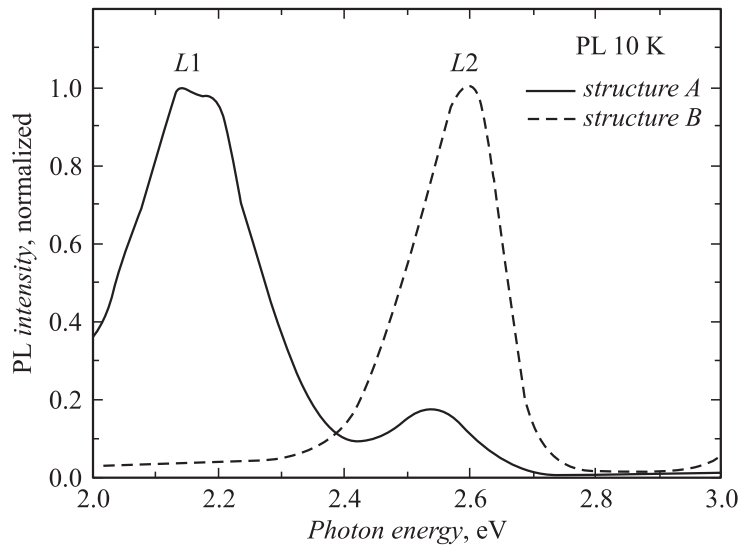


Рис. 5. Спектры ФЛ структур *A* и *B*, описанных в тексте.

образования формируются над ямками травления. В то же время на поверхности AlN между ямками травления возможно формирование обычных InGaN КЯ.

Следует отметить, что в данной работе для маскирования использовались слои AlN, выращенные в режимах, разработанных для структур с двумерным электронным газом [9], при которых не происходит генерация дислокаций. Это означает, что наблюдаемые эффекты не связаны с формированием новых дислокаций.

К сожалению, корректные измерения оптических свойств InGaN/GaN структур, предназначенных для АСМ-исследований, невозможны из-за близости активной области к поверхности. Поэтому для оптических исследований выращивались структуры с большей толщиной верхнего слоя GaN.

На рис. 5 приведены спектры низкотемпературной (10 К) ФЛ двух структур *A* и *B* с активной областью на основе трех квантовых ям InGaN толщиной 2.5 nm, разделенных барьерами GaN толщиной 8 nm. Толщина верхнего прикрывающего слоя GaN составляла 70 nm. Режимы выра-

щивания активной области были такими же, как и при выращивании вышеописанных структур для АСМ-исследований. В структуре *A* активная область выращивалась на поверхности AlN после формирования вышеописанных ямок травления.

Спектр ФЛ структуры *A* содержит 2 линии с максимумами ~ 2.15 eV (*L1*) и ~ 2.55 eV (*L2*). При исследованиях InGaN/GaN структур, излучающих в желто-зеленой области спектра, всегда возникает методологическая проблема разделения излучения активной области InGaN и хорошо известной дефектной „желтой полосы“ GaN. В исследованных структурах линия *L1* имела максимум излучения, несколько смещенный относительно дефектной полосы (2.2 eV) и была значительно уже (200 meV), чем дефектная желтая полоса (~ 400 meV). Кроме того, интенсивность линии *L1* снижалась при повышении температуры до 300 К более чем на порядок, что не типично для дефектной желтой полосы, интенсивность которой слабо зависит от температуры. Соответственно можно связать линию *L1* с излучением из активной области.

В спектре ФЛ структуры *B* присутствует только линия *L2*. Сопоставление спектров ФЛ этих двух структур позволяет связать линию *L2* с однородной квантовой ямой, сформированной под слоем AlN, а линию *L1* с островками InGaN, сформированными над ямками травления и имеющими большее, чем в КЯ, содержание индия.

Таким образом, нами предложен и реализован новый метод формирования наноструктур InGaN/GaN, излучающих в длинноволново-зеленом спектральном диапазоне.

Работа выполнена в рамках Государственного контракта № 02.523.12.3017 от 14 августа 2008 г.

Список литературы

- [1] *Zukauskas A., Shur M., Gaska R.* Introduction to Solid-State Lighting. J. Willey & Sons, N.Y., 2002.
- [2] *Шуберт Е.Ф.* Светодиоды / Пер. под ред. А.Э. Юновича. М.: Физматлит, 2008 (*Shubert E.F.* Light Emitting Diodes. 2 ed. Cambridge University Press, 2006).

- [3] *Sato H., Chung R.B., Hirasawa H., Fellows N., Masui H., Wu F., Saito M., Fujito K., Speck J.S., DenBaars S.P., Nakamura S.* // *Appl. Phys. Lett.* 2008. V. 92. P. 221 110.
- [4] *Karpov S.Yu., Talalaev R.A., Yakovlev E.V., Makarov Yu.N.* // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 2001. V. 639. G3. 18.
- [5] *Сахаров А.В., Лундин В.В., Заварин Е.Е., Синицын М.А., Николаев А.Е., Усов С.О., Сизов В.С., Михайловский Г.А., Черкашин Н.А., Нутч М., Ние Ф., Яковлев Е.В., Лобанова А.В., Цацульников А.Ф.* // *ФТП.* 2009. Т. 43 (6). С. 841.
- [6] *Klochikhin A., Reznitsky A., Tenishev L., Permogorov S., Lundin W., Usikov A., Sorokin S., Ivanov S., Schmidt M., Kalt H., Klingshirn C.* // *Proc. of 9th Int. Symp. „Nanostructures: Physics and Technology“.* St. Petersburg, Russia, June 18–22 2002. P. 554–557.
- [7] *Лундин В.В., Заварин Е.Е., Сизов Д.С.* // *Письма в ЖТФ.* 2005. Т. 31. В. 7. С. 52–56.
- [8] *Yakovlev E.V., Talalaev R.A., Kondratyev A.V., Segal A.S., Lobanova A.V., Lundin W.V., Zavarin E.E., Sinitsyn M.A., Tsatsulnikov A.F., Nikolaev A.E.* // *J. Cryst. Growth.* 2008. V. 310. P. 4862.
- [9] *Сахаров А.В., Лундин В.В., Заварин Е.Е., Синицын М.А., Цацульников А.Ф.* // *Тез. докл. 5-й Всерос. конф. „Нитриды галлия, индия и алюминия — структуры и приборы“.* 31 января–2 февраля 2007 г. Москва. С. 46.