

Гетероструктуры InGaN/GaN, выращенные методом субмонослойного осаждения

© А.Ф. Цацульников^{*†}, В.В. Лундин^{*+}, Е.Е. Заварин^{*+}, А.В. Сахаров^{*+}, Ю.Г. Мусихин[□], С.О. Усов^{*+}, М.Н. Мизеров⁺, Н.А. Черкашин[°]

^{*} Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

⁺ Научно-технологический центр микроэлектроники и субмикронных гетероструктур Российской академии наук, 194021 Санкт-Петербург, Россия

[°] Center for Material Elaboration & Structural Studies (CEMES) of the National Center for Scientific Research (CNRS), 31055 Toulouse, France

(Получена 15 марта 2012 г. Принята к печати 20 марта 2012 г.)

Проведены исследования гетероструктур InGaN/(Al,Ga)N, содержащих сверхтонкие слои InGaN, выращенные методом субмонослойного роста. Было показано, что в случае роста сверхтонких слоев InGaN путем циклического осаждения InGaN и GaN с эффективными толщинами менее одного монослоя в слоях InGaN наблюдается значительная фазовая сепарация с образованием локальных In-обогащенных областей, имеющих латеральные размеры $\sim 5\text{--}8$ нм и высоту $\sim 3\text{--}4$ нм. Были проведены исследования влияния прерываний роста в водород-содержащей атмосфере при субмонослойном росте на структурные и оптические свойства гетероструктур InGaN/(Al,Ga)N. Установлено, что эти прерывания стимулируют фазовую сепарацию. Было показано, что изменяя эффективные толщины InGaN и GaN в циклах субмонослойного осаждения, можно влиять на образование In-обогащенных областей.

1. Введение

Особенностью гетероструктур на основе широкозонной системы материалов AlInGaN является то, что все слои, составляющие гетероструктуру (InGaN, GaN, AlGaIn), являются несогласованными по параметру кристаллической решетки, причем рост осуществляется в основном на подложках сапфира, также отличающихся по параметру решетки и коэффициенту теплового расширения. Это приводит к сильной зависимости свойств гетероструктур от толщин слоев и их состава, что обуславливает необходимость применения специальных методов роста. В данной статье для управления структурными свойствами тонких слоев InGaN, которые могут быть использованы для создания активных областей светодиодных и лазерных структур, был исследован метод роста, основанный на субмонослойном осаждении InGaN. При использовании этого метода роста слой InGaN формируется путем нескольких циклов осаждения InGaN-GaN, при этом эффективная толщина InGaN и GaN в каждом цикле составляет менее одного монослоя (МС). Необходимо отметить, что каждое осаждение InGaN или GaN нельзя рассматривать как осаждение отдельного слоя, поскольку эффективные толщины таких отдельных вставок InGaN и GaN очень малы. Таким образом, рассматривая свойства слоев InGaN, выращенных таким методом, можно только говорить о свойствах слоя в целом. Аналогичный метод роста был хорошо изучен для системы материалов (In,Ga)As/GaAs, и было показано, что его использование позволяет формировать квантовые точки InGaN [1], обладающие

высокой эффективностью излучения и позволяющие создавать мощные лазеры [2]. Формирование квантовых точек InGaAs основано на том, что при субмонослойном осаждении распределение атомов индия неоднородно по поверхности и происходит образование островков InGaAs высотой один монослой [1]. При нескольких циклах осаждения InGaAs-GaAs положения островков, формирующихся в каждом цикле осаждения, являются вертикально коррелированными, что приводит к увеличению их размеров и образованию квантовых точек. Поскольку при росте гетероструктур в системе материалов InGaN-GaN эффект фазовой сепарации, приводящий к образованию In-обогащенных областей, является сильно выраженным [3] даже при малых составах индия [4], можно ожидать, что субмонослойный метод роста будет применим для создания локальных In-обогащенных областей в этой системе материалов. Похожим методом роста InGaN является атомно-слоевая эпитаксия InGaN, которая интенсивно изучалась различными авторами, но в отличие от атомно-слоевой эпитаксии, при которой элементы III и V групп подаются в разные промежутки времени [5,6], при субмонослойном росте элементы III и V групп подаются одновременно.

2. Эксперимент

Эпитаксиальные структуры выращивались методом МОС-гидридной эпитаксии на сапфировых подложках ориентации (0001) с использованием модифицированной установки Epiquip. Азот, водород и их смеси были использованы в качестве несущих газов. Аммиак, триметилгаллий (ТМГ), триметилиндий (ТМИ), триметилалюминий использовались в качестве соединений-

[†] E-mail: andrew@beam.ioffe.rssi.ru

источников. Для изучения структурных свойств образцов была использована просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) высокого разрешения. Оптические свойства структур были исследованы методом фотолюминесценции при возбуждении непрерывным He–Cd-лазером (325 нм, 25 мВт).

3. Результаты и обсуждение

На вставке к рис. 1 приведено схематическое изображение исследованных структур, которые содержали пять тонких слоев InGaN, разделенных барьерами Al_{0.1}Ga_{0.9}N толщиной 8 нм. Каждый слой InGaN выращивался с помощью пяти циклов осаждения InGaN с эффективной толщиной менее одного МС (субмонослоев), разделенных барьерами GaN. Поскольку энергия локализации носителей в исследованных субмонослойных структурах была мала, использование матрицы AlGaIn позволило увеличить высоту барьеров и повысить эффективность излучения. Так как составы Al в барьерах и индия в слоях InGaN невысоки, можно ожидать, что изменение упругих напряжений на гетерогранице AlGaIn/InGaIn не окажет значительного влияния на процессы фазовой сепарации в InGaIn, аналогично тому, как это, например, наблюдалось в случае квантовых точек InAs в GaAs и AlGaAs [7].

В качестве базового был использован образец со слоями InGaIn толщиной 3 нм, выращенный в обычном (непрерывном) режиме. При субмонослойном росте

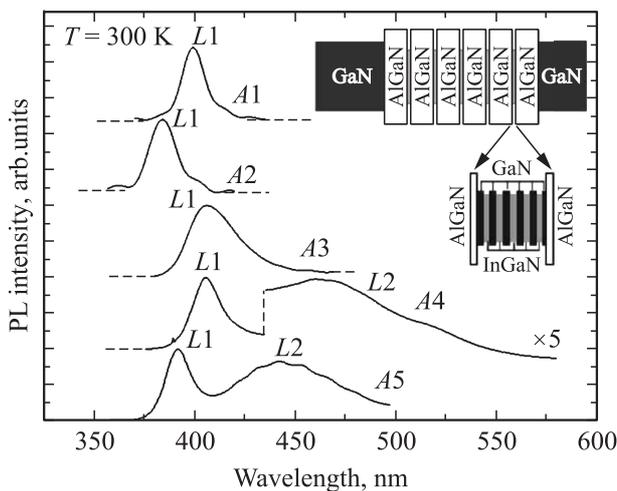


Рис. 1. Спектры фотолюминесценции слоя InGaIn толщиной 3 нм, выращенного при температуре роста 790°C без применения метода субмонослойного осаждения (A1), и слоев InGaIn, выращенных путем осаждения 5 субмонослоев InGaIn толщиной 0.5 МС (A2, A3, A4) и 0.25 МС (A5) при температурах роста 790, (A2), 710 (A3) и 650°C (A4, A5). Толщины барьеров GaIn между субмонослоями InGaIn составляли 1.2 и 1.5 МС для толщин субмонослоев 0.5 и 0.25 МС соответственно. На вставке — схематическое изображение исследованных структур.

Таблица 1.

Образец	$d_{\text{InGaIn}}, \text{MC}$	$d_{\text{GaIn}}, \text{MC}$	n	$T_{\text{gr}}, ^\circ\text{C}$	$\text{H}_2(GI), \text{cm}^3/\text{мин}$
A1	10	—	—	790	—
A2	0.5	1.2	5	790	150
A3	0.5	1.2	5	710	150
A4	0.5	1.2	5	650	150
A5	0.25	1.5	5	650	150
A6	0.5	1.2	5	650	200

Примечание. Образец соответствует номеру спектра ФЛ на рис. 1. T_{gr} — температуры роста InGaIn и GaIn; d_{InGaIn} и d_{GaIn} — толщины слоев InGaIn и GaIn; n — число субмонослойных циклов осаждения InGaIn-GaIn, $\text{H}_2(GI)$ — поток водорода при прерывании роста.

каждый слой InGaIn выращивался с помощью 5 циклов осаждения InGaIn с эффективной толщиной менее одного МС (субмонослоев), разделенных барьерами GaIn. После каждого субмонослойного цикла осаждения InGaIn в атмосфере азота проводилось прерывание роста с подачей в атмосферу реактора потока водорода, который варьировался в диапазоне ~ 150–200 см³/мин. Описание образцов приведено в табл. 1.

На рис. 1 приведены спектры излучения образцов, выращенных с применением и без применения метода субмонослойного роста. Видно, что при температурах роста InGaIn 710 и 790°C в спектрах наблюдается одна линия L1 и применение субмонослойного роста не приводит к изменению формы линии излучения. Субмонослойный рост InGaIn при 790°C вызывает коротковолновый сдвиг линии L1 относительно базового образца, что обусловлено уменьшением среднего состава индия в слое. Этот вывод подтверждается данными рентгеноструктурного анализа, который показал, что осаждение пяти субмонослоев InGaIn толщиной 0.5 МС, разделенных барьерами GaIn толщиной 1.2 МС, при температуре 710°C приводит к уменьшению среднего состава индия по сравнению с образцом, выращенным при той же температуре без применения субмонослойного роста, более чем в два раза (с 7 до 3%).

Понижение температуры роста до 650°C вызывает появление в спектрах, кроме коротковолновой линии (L1), длинноволновой линии излучения (L2). Такое поведение ФЛ может быть объяснено эффектом фазовой сепарации и образованием в слое InGaIn при понижении температуры роста In-обогащенных островков, с которыми связана линия L2. Формирование островков подтверждается результатами исследований АСМ, демонстрирующими изменение топографии поверхности при уменьшении температуры роста InGaIn [8]. Интересным является тот факт, что уменьшение толщины субмонослоев InGaIn до 0.25 МС приводит к увеличению интенсивности линии L2 относительно коротковолновой линии L1, что, как будет показано далее, свидетельствует об увеличении роли эффекта фазовой сепарации в этом образце.

На рис. 2 показаны изображения ПЭМ в геометрии поперечного сечения образцов A5 и A6. Несмотря на

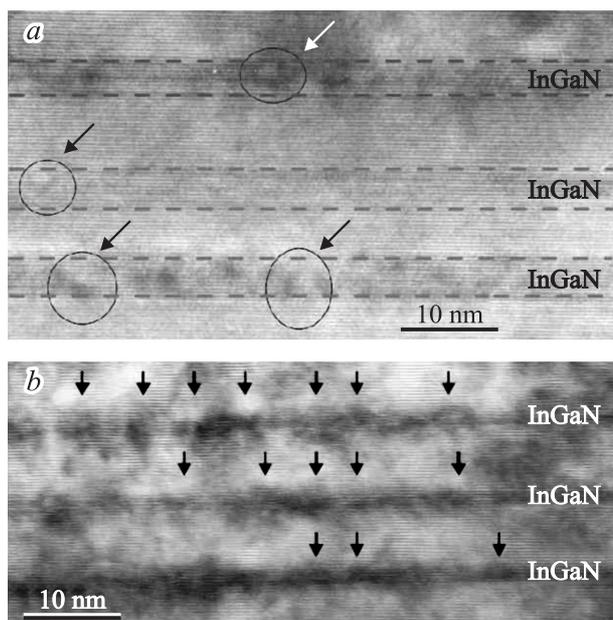


Рис. 2. Изображения ПЭМ в геометрии поперечного сечения образцов А6 (а) и А5 (b). Стрелками обозначены In-обогащенные области в слоях InGaN.

низкий контраст, обусловленный малым содержанием индия, из приведенных изображений видно, что распределение атомов индия в слоях InGaN является неоднородным и наблюдается формирование In-обогащенных островков. При этом неоднородность в распределении индия лучше выражена в образце с субмонослойными внедрениями толщиной 0,25 МС (А5), что хорошо согласуется с данными оптических исследований. Из-за низкого контраста между InGaN и $Al_{0,1}Ga_{0,9}N$ точное определение размеров островков затруднено. Фурье-обработка изображения для образца с субмонослоями InGaN толщиной 0,5 МС позволила оценить латеральные размеры островков $\sim 5\text{--}8$ нм и высоту $\sim 3\text{--}4$ нм.

Выше отмечалось, что при субмонослойном росте InGaN, после каждого цикла осаждения InGaN в атмосфере азота проводилось прерывание роста с подачей в атмосферу реактора водорода. Рассмотрим более подробно влияние этих прерываний роста на структурные свойства слоев InGaN. Прерывания роста после осаждения тонких слоев InGaN (толщиной ~ 3 нм) в водород-содержащей атмосфере приводят, помимо уменьшения состава индия и удаления избытков индия [9–11], к конвертации слоя InGaN в GaN, что позволяет трансформировать тонкие слои InGaN в массив островков [12] либо формировать короткопериодные сверхрешетки InGaN/GaN [13]. Для детального изучения структурных свойств InGaN, подвергнутого процессу конвертации, были исследованы образцы, содержащие относительно толстые слои InGaN толщиной ~ 25 нм, при росте которых были осуществлены два прерывания

роста (в различных образцах длительности прерываний отличались) в водород-содержащей атмосфере.

На рис. 3 приведены изображения ПЭМ выращенных образцов, обработанные с помощью метода анализа геометрических фаз (GPA) [14,15], позволяющего получить двумерное распределение деформации в напряженных слоях относительно недеформированной матрицы GaN, и далее, используя закон Вегарда, рассчитать распределение атомов в слоях твердых растворов. Содержание индия в выращенных структурах составляет 8–9%. Из приведенных изображений видно, что при прерываниях роста длительностью 10 с глубина конвертации InGaN в GaN составляет ~ 1 нм, а при прерываниях роста длительностью 80 и 160 с глубина конвертации практи-

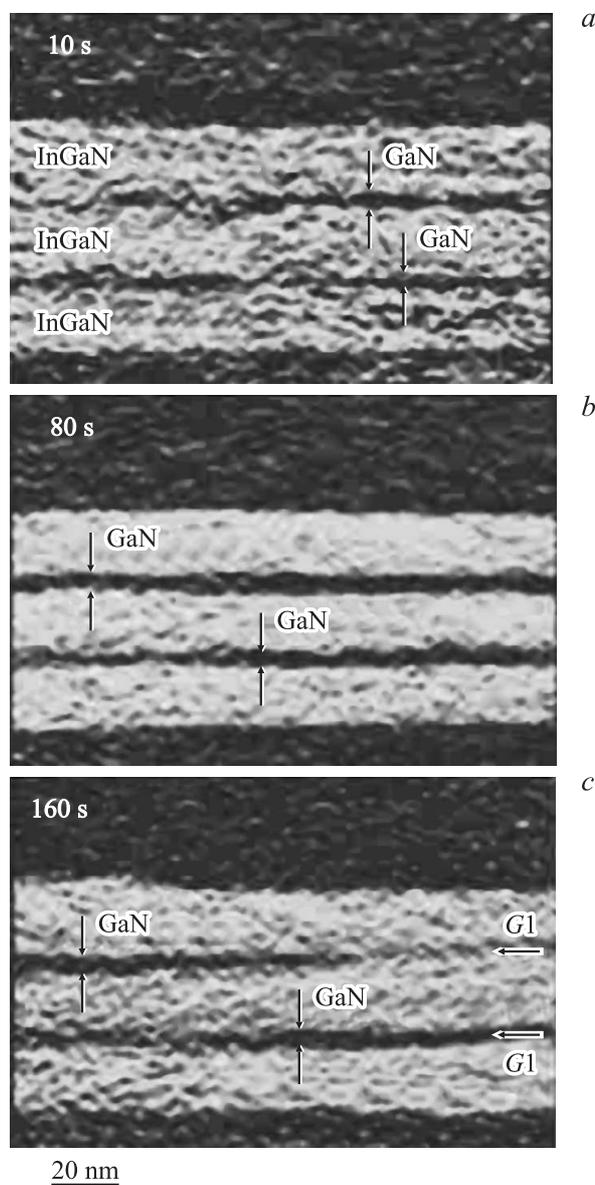


Рис. 3. Изображения ПЭМ слоев InGaN, при росте которых проводились остановки роста длительностью 10 (а), 80 (b) и 160 с (c) с подачей в реактор водорода.

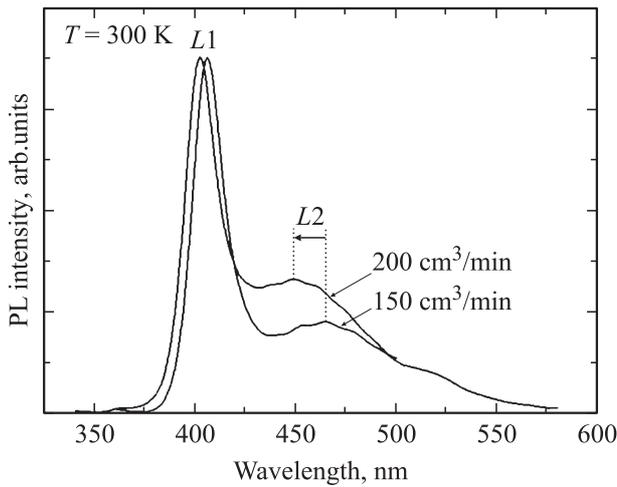


Рис. 4. Спектры фотолуминесценции структур А4 и А6, выращенных с различными потоками водорода при прерываниях роста (указаны на рисунке).

чески одинакова и составляет ~ 2 нм. Таким образом, глубина конвертации не увеличивается с увеличением длительности прерываний, что может быть объяснено тем, что при испарении атомов индия с поверхности InGaN образуется тонкий слой GaN, который препятствует дальнейшей конвертации InGaN в GaN. При этом, как видно из изображений ПЭМ, морфология верхнего и нижнего интерфейсов InGaN/GaN/InGaN сильно зависит от длительности прерываний. В случае прерывания длительностью 10 с слой GaN является сильно неоднородным и его толщина изменяется от нуля до ~ 1 нм. Образец с прерываниями роста в 80 с демонстрирует лучшую планарность интерфейсов, а в образце с прерываниями 160 с резкость интерфейсов опять ухудшается. Ухудшение качества интерфейсов в структуре с длительными прерываниями может быть обусловлено тем, что, несмотря на образование блокирующего конвертацию слоя GaN, происходит диффузия атомов из глубины слоя InGaN на его поверхность, что приводит к частичному образованию InGaN на поверхности. Таким образом, прерывания роста в водородсодержащей атмосфере при субмонослойном росте InGaN, когда в каждом цикле осаждаются 0.25–0.5 МС InGaN, очень сильно влияют на состав и микроструктуру InGaN. Рентгеноструктурный анализ показал, что в случае пяти циклов субмонослойного (0.5 МС) осаждения добавка водорода ($\sim 150 \text{ cm}^3/\text{min}$) во время прерываний роста приводит к уменьшению среднего состава индия с 4 до 2–3%.

Увеличение потока водорода во время прерываний приводит к коротковолновому смещению линии излучения (рис. 4), что обусловлено эффектом уменьшения состава индия в слоях InGaN. Но, что более интересно, при увеличении потока водорода интенсивность длинноволновой линии излучения относительно коротковолновой растет, что указывает на увеличение эффекта фазовой сепарации в этом образце. Таким образом, метод субмо-

нослойного роста, использующий, в том числе, прерывания роста в водородсодержащей атмосфере, может быть использован для контроля структурных свойств тонких слоев InGaN. Для изучения способов такого контроля были проведены исследования влияния технологических условий и дизайна структуры на свойства слоев InGaN. Если предположить, что образование островков происходит уже при первом цикле субмонослойного осаждения InGaN, то, изменяя эффективные толщины субмонослоев InGaN, барьеров GaN, температурой роста можно влиять на формирование In-обогащенных островков и их оптические свойства. Была выращена и исследована серия структур, в которых после осаждения первого слоя InGaN толщиной 0.25 или 0.5 МС выращивался относительно толстый барьер GaN (толщиной 4.8 МС), а затем проводилось несколько субмонослойных циклов осаждения InGaN–GaN, в которых эффективная толщина GaN составляла 1.2 МС. Описания толщин слоев и температур их роста приведены в табл. 2.

В образце В1 все циклы субмонослойного осаждения InGaN–GaN были проведены с одинаковыми эффек-

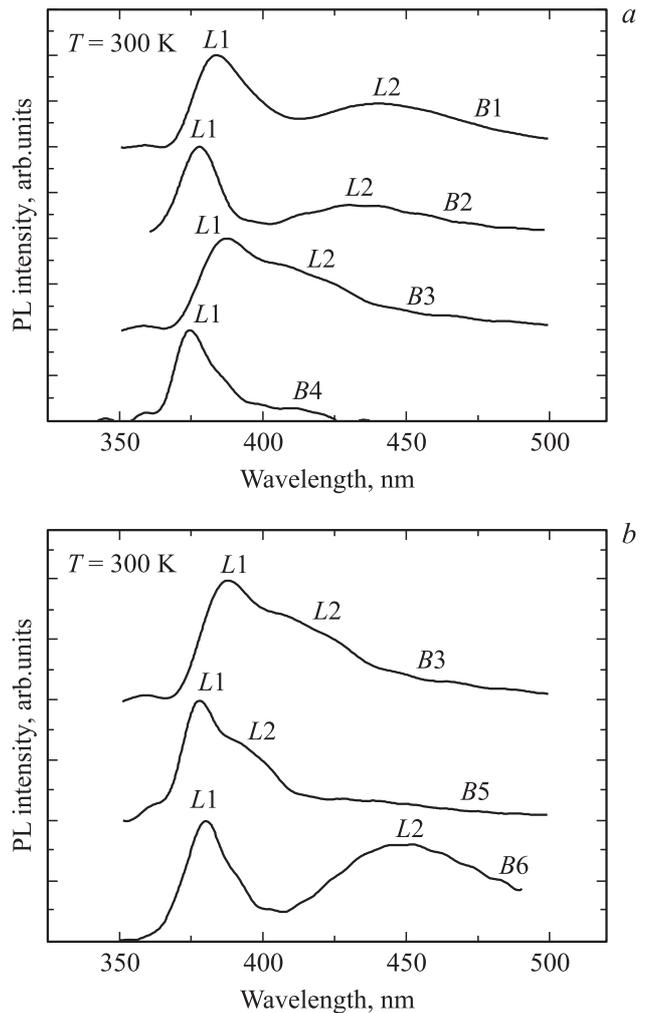
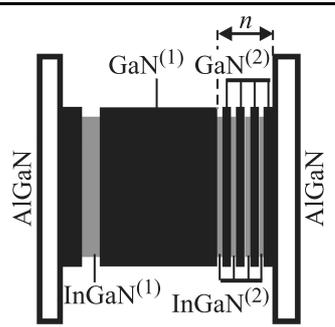


Рис. 5. Спектры фотолуминесценции образцов В1–В6.

Таблица 2.

Образец	$T_{gr}^{(1)}, ^\circ C$	$T_{gr}^{(2)}, ^\circ C$	$d_{InGaN}^{(1)}, \text{MC}$	$d_{GaN}^{(1)}, \text{MC}$	n	$d_{InGaN}^{(2)}, \text{MC}$	$d_{GaN}^{(2)}, \text{MC}$
B1	650	650	0.25	1.5	4	0.25	1.5
B2	650	730	0.25	4.8	4	0.25	1.2
B3	680	730	0.5	4.8	4	0.5	1.2
B4	680	750	0.25	4.8	4	0.25	1.2
B5	680	730	0.25	4.8	2	0.25	1.2
B6	680	730	0.5	4.8	2	0.25	1.2



Примечание. Номер образца соответствует номеру спектра ФЛ на рис. 5. $T_{gr}^{(1),(2)}$ — температуры роста InGaN⁽¹⁾, GaN⁽¹⁾ InGaN⁽²⁾, GaN⁽²⁾ соответственно; $d_{InGaN}^{(1),(2)}$ — толщины слоев InGaN⁽¹⁾ и InGaN⁽²⁾; $d_{GaN}^{(1),(2)}$ — толщины слоев GaN⁽¹⁾ и GaN⁽²⁾; n — число субмонослойных циклов осаждения InGaN-GaN.

тивными толщинами InGaN и GaN (0.25 и 1.5 МС, соответственно), и этот образец является опорным для последующего сравнения структур. На рис. 5, а приведены спектры ФЛ образцов, для которых изменялись температуры роста при первом и четырех последующих субмонослойных циклах осаждения InGaN-GaN. Необходимо отметить, что температура во время роста верхних субмонослойных циклов осаждения была выбрана равной не менее 730°C. При этой температуре в образцах, имеющих дизайн, аналогичный опорному образцу, образования островков, с которыми связана линия L2 (рис. 1) не наблюдается. Появление линии L2 в спектрах образцов B2, B3 свидетельствует о формировании в этих образцах In-обогащенных островков и позволяет сделать вывод, что их образование стимулируется островками, формирующимися в течение первого субмонослойного цикла осаждения InGaN. Коротковолновое смещение линий L1 и L2 в структуре B2 по сравнению с образцом B1 обусловлено изменением дизайна структуры и технологических условий роста. Увеличение температуры первого субмонослойного осаждения InGaN с 650 до 680°C при одновременном увеличении эффективной толщины InGaN в каждом цикле субмонослойного осаждения до 0.5 МС приводит к уменьшению энергетического расстояния между линиями L1 и L2, что свидетельствует об уменьшении степени неоднородности в распределении атомов In. Последующее увеличение температуры роста верхних субмонослоев InGaN до 750°C приводит к практически полному исчезновению линии L2, сужению спектра излучения, что связано с подавлением фазовой сепарации при высоких температурах роста, вызывающей формирование островков. Уменьшение числа циклов субмонослойного осаждения InGaN с 4 до 2 вызывает коротковолновый сдвиг линии излучения L1, связанный с уменьшением толщины сплошного слоя InGaN, и линии L2 (рис. 5, b), что обусловлено уменьшением размеров островков и(или) их состава. С другой стороны, увеличение толщины первого субмонослоя InGaN до 0.5 МС вызывает длинноволновый сдвиг линии L2 и

увеличение ее интенсивности, что прямо указывает на то, что формирование островков сильно стимулируется осаждением первого субмонослоя InGaN. Осаждение верхних субмонослоев при этом может привести к увеличению размеров островков за счет стимулированной фазовой сепарации. Положение линии L1 практически не изменяется при увеличении эффективной толщины InGaN в первом цикле субмонослойного осаждения, что позволяет сделать вывод, что данная полоса обусловлена рекомбинацией в сплошном слое InGaN, формирующемся при четырех верхних циклах субмонослойного осаждения.

4. Заключение

Таким образом, проведенные исследования показывают, что формирование In-обогащенных островков в слоях InGaN наблюдается даже при осаждении InGaN с эффективной толщиной менее одного монослоя. При росте тонких слоев InGaN (толщиной ~ 3 нм) с помощью субмонослойного осаждения их структурные свойства определяются не только технологическими условиями, но и в значительной степени дизайном структуры (количеством и эффективной толщиной субмонослоев и барьерами между ними).

Работа проведена при поддержке государственного контракта с Министерством образования и науки РФ № 16.513.12.3018 от 4 октября 2011 г., грантов РФФИ № 11-02-01048-а, 11-02-12162-офи-м-2011, программы президиума РАН „Основы фундаментальных исследований нанотехнологий и наноматериалов“.

Список литературы

- [1] A.F. Tsatsul'nikov, B.V. Volovik, N.N. Ledentsov, M.V. Maximov, A.Yu. Egorov, A.R. Koush et al. J. Electron. Mater. **28**, 537 (1999).

- [2] A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, S.S. Mikhlin, N.A. Maleev, V.M. Ustinov, D.A. Livshits, I.S. Tarasov, D.A. Bedarev, M.V. Maximov, A.F. Tsatsul'nikov, I.P. Soshnikov, P.S. Kop'ev, Zh.I. Alferov, N.N. Ledentsov, D. Bimberg. *Electron. Lett.*, **35** (21), 1845 (1999).
- [3] K.P. O'Donnell, R.W. Martin, P.G. Middleton. *Phys. Rev. Lett.*, **82**, 237 (1999).
- [4] Yu.G. Musikhin, D. Gerthsen, D.A. Bedarev, N.A. Bert, W.V. Lundin, A.F. Tsatsul'nikov, A.V. Sakharov, A.S. Usikov, Zh.I. Alferov, I.L. Krestnikov, N.N. Ledentsov, A. Hoffmann, D. Bimberg. *Appl. Phys. Lett.*, **8** (12), 2099 (2002).
- [5] N.H. Karam, T. Parodos, P. Colter, D. McNulty, W. Rowland, J. Schetzina, N. El-Masry, Salah M. Bedair. *Appl. Phys. Lett.* **67**, 94 (1995).
- [6] S. Keller, U.K. Mishra, S.P. Denbaars. *J. Electron. Mater.*, **26** (10), 1118 (1997).
- [7] A.E. Zhukov, V.M. Ustinov, A.R. Kovsh, A.Yu. Egorov, N.A. Maleev[†], N.N. Ledentsov, A.F. Tsatsul'nikov, M.V. Maximov, Yu.G. Musikhin, N.A. Bert, P.S. Kop'ev, D. Bimberg, Zh.I. Alferov. *Semicond. Sci. Technol.* **14**, 575 (1999).
- [8] В.В. Гончаров, М.Н. Корытов, П.Н. Брунков, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.Ф. Цацульников, С.Г. Конников. *Изв. РАН. Серия физ.*, **73** (1) 40 (2009).
- [9] E.L. Piner, M.K. Behbehani, N.A. El-Masry, F.G. McIntosh, J.C. Roberts, K.S. Boutros, S.M. Bedair. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 461 (1997).
- [10] Ta-Chuan Kuo, Wei-Jen Chen, Chih-Chun Ke, Cheng-Wei Hung, Hui-Tang Shen, Jen-Cheng Wang, Ya-Fen Wu, Tzer-En Nee. *Proc. SPIE*, **6473**, 64730D (2007).
- [11] W. Liu, S.J. Chua, X.H. Zhang, J. Zhang. *Appl. Phys. Lett.* **83**, 914 (2003).
- [12] А.Ф. Цацульников, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, А.Е. Николаев, А.В. Сахаров, В.С. Сизов, С.О. Усов, Ю.Г. Мусихин, D. Gerthsen. *ФТП*, **44** (6), 857 (2010).
- [13] Н.В. Крыжановская, В.В. Лундин, А.Е. Николаев, А.Ф. Цацульников, А.В. Сахаров, М.М. Павлов, Н.А. Черкашин, M.J. Hytch, Г.А. Вальковский, М.А. Яговкина, С.О. Усов. *ФТП*, **45** (2), 274 (2011).
- [14] M.J. Hytch, E. Snoeck, R. Kilaas. *Ultramicroscopy*, **74**, 131 (1998).
- [15] HREM Research, <http://www.hremresearch.com>

Редактор Т.А. Полянская

InGaN/GaN heterostructures grown by submonolayer deposition

A.F. Tsatsulnikov^{*+}, W.V. Lundin^{*+}, E.E. Zavarin^{*+}, A.V. Sakharov^{*+}, Yu.G. Musikhin, S.O. Usov^{*+}, M.N. Mizerov⁺, N.A. Cherkashin^o

* Ioffe Physico-Technical Institute of the Russian Academy of Sciences, 194021 St. Petersburg, Russia

+ Submicron Heterostructures for Microelectronics Research and Engineering Center of the Russian Academy of Sciences, 194021 St. Petersburg, Russia

o Center for Material Elaboration & Structural Studies (CEMES)

of the National Center for Scientific Research (CNRS), 31055 Toulouse, France

Abstract In this paper InGaN/(Al,Ga)N heterostructures containing ultrathin InGaN layers grown by the submonolayer method were investigated. It was shown that in the case of the growth of InGaN ultrathin layers by cyclic deposition of InGaN and GaN with the effective thicknesses below than one monolayer significant phase separation with the formation of the local In-rich regions with lateral sizes of $\sim 5-8$ nm and height of $\sim 3-4$ nm is observed in the InGaN layers. Effect of growth interruptions in hydrogen-containing atmosphere at submonolayer growth on the structural and optical properties of the InGaN/(Al,Ga)N heterostructures was studied and stimulation of the phase separation by these interruptions was revealed. It was shown that changing the effective thickness of the InGaN and GaN in the cycles of submonolayer deposition can affect the formation of In-rich regions.