

Эволюция деформационного состояния и компонентного состава при изменении количества квантовых ям в многослойных структурах InGaN/GaN

© В.П. Кладько[¶], А.В. Кучук⁺, Н.В. Сафрук⁺, В.Ф. Мачулин⁺, А.Е. Беляев⁺,
Р.В. Конакова⁺, Б.С. Явич[‡], Б.Я. Бер[•], Д.Ю. Казанцев[•]

⁺ Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева Национальной академии наук Украины,
030028 Киев, Украина

[‡] ЗАО „Светлана-Оптоэлектроника“
194156 Санкт-Петербург, Россия

[•] Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 11 ноября 2010 г. Принята к печати 23 ноября 2010 г.)

Методами высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии проведены исследования многослойных структур в системе $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$, выращенных методом газовой фазной эпитаксии из металлоорганических соединений. Установлена связь между уровнем деформации (релаксации) системы, содержанием индия в квантовых ямах, соотношением толщин яма/барьер и числом квантовых ям активной сверхрешетки. Показано, что частичная релаксация системы начинается уже в структурах с одной квантовой ямой. Полученные результаты показывают, что процессы релаксации должны иметь значительное влияние на оптические характеристики приборов.

1. Введение

Многослойные эпитаксиальные квантово-размерные структуры на основе твердых растворов InGaN/GaN находят применение для создания светодиодов и лазерных диодов, излучающих в видимом и ультрафиолетовом диапазонах [1]. Для слоев нитридных структур характерными являются большие несоответствия параметров решеток, которые вызывают деформации, приводящие к сильным пьезоэлектрическим полям. Кроме того, в них присутствует большая плотность дислокаций, неровности гетерограниц, флуктуации состава. Все эти факторы влияют на оптические свойства данных структур. До настоящего времени существует проблема выращивания тройных твердых растворов на основе соединений $\text{A}^{\text{III}}\text{N}$, например, $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ с высокой концентрацией индия ($x \geq 0.2$) [2]. Известно, что увеличение индия в таких соединениях приводит к деградации их структурных и оптических характеристик.

Еще одной проблемой для данного материала является фазовая сепарация и поверхностная сегрегация в основном атомов индия [3]. В работе [4] было показано, что релаксация деформаций начинается лишь с 3-периодной структуры, а в работе [5] установлено, что при 18 периодах сверхрешетки (СР) ухудшение кристаллического качества приводит к полной деградации структуры. Эволюция состава и деформаций с толщиной ямы была изучена в работах [6–10]. В то же время в работе [11] утверждается, что в сверхрешеточных структурах с малыми толщинами квантовых ям (КЯ) (1.5–2.5 нм) и умеренным содержанием индия в них (< 20%) не происходит релаксации напряжений даже при большом числе КЯ.

Компенсировать напряжения несоответствия и улучшить кристаллическое качество гетероструктур можно, выращивая промежуточные буферные слои и сверхрешетки [12]. В связи с этим исследование деформационного состояния таких систем является актуальной задачей как для технологии получения слоев, так и для понимания его влияния на люминесцентные свойства структур. Для оптимизации процесса получения нитридных гетероструктур необходимо прецизионное определение соотношения между исходными потоками компонент и параметрами (толщиной и составом) КЯ в структурах InGaN/GaN в зависимости от условий роста, что также является чрезвычайно важной задачей.

Рентгеновская дифрактометрия используется для определения структурных параметров многослойных систем, таких как состав и толщины отдельных слоев, а также последовательность их расположения, период СР. Кроме этого, в дифракционных кривых содержится информация о резкости гетерограниц (наличии переходных слоев) и деформации слоев, а также о составе и типе дефектов [13,14].

В данной работе рассмотрены вопросы эволюции деформационного состояния и компонентного состава системы InGaN/GaN в зависимости от архитектуры активной СР (количества квантовых ям), настроенной на длину волны излучения, близкую к 460 нм. Мы представляем результаты исследования изменения параметров слоев СР с высокой точностью при использовании комбинации методов высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии (ВРРД).

2. Описание образцов и эксперимента

В работе проводились рентгеноструктурные исследования образцов, полученных методом МOCVD (газофаз-

[¶] E-mail: kladko@isp.kiev.ua

ной эпитаксии из металлоорганических соединений) и содержащих две периодические квантово-размерные области InGaN/GaN [13,14]. На поверхности (0001) сапфировой подложки последовательно выращивали низкотемпературный зародышевый слой GaN (толщиной 30 нм) и буферный слой *n*-GaN (толщиной ~ 3.5 мкм). Для уменьшения величины деформаций несоответствия и плотности прорастающих дислокаций в слоях активной области структуры InGaN/GaN на слое GaN выращивали 5-периодную буферную СР InGaN(4 нм)/GaN(5 нм) с относительно низкой концентрацией индия ($\sim 5\%$) в квантовых ямах InGaN. Активная область структуры состояла из квантовых ям InGaN (толщиной ~ 3 нм и с номинальной концентрацией индия $\sim 12\%$), разделенных GaN-барьерами (толщиной ~ 9 нм). Поверх активной области осаждали контактный слой *p*-GaN толщиной 0.1 мкм. Исследуемые образцы различались числом ям (периодов) в активной области. В образцах #1208, 1226 и 1227 число ям равнялось 5, 3 и 1 соответственно.

С целью верификации основных параметров структур проводилось изучение распределения индия по толщине на вторично-ионном масс-спектрометре CAMECA IMS7f. Для исследования распределения по глубине компонентов в структурах использовались первичные ионы Cs^+ и детектировались вторичные заряженные кластеры CsX^+ ($X = \text{Ga}, \text{In}$). Энергия удара первичных ионов была выбрана 1 кэВ (потенциал образца +2 кВ) для улучшения разрешения по глубине в области СР InGaN/GaN. Глубина кратера травления измерялась механическим профилометром AMBIOS XP1 [15].

Рентгеноструктурные исследования образцов проводились на высокоразрешающем дифрактометре „PANalytical X’Pert PRO MRD“. Для определения структурных параметров мы использовали как карты обратного пространства (КОП), так и кривые дифракционного отражения (КДО), снятые в высокоразрешающей трехкристальной схеме. Теоретические КДО были рассчитаны с использованием метода плоских волн [16], который хорошо подходит для планарных структур и совпадает с методом Такаги–Топена [17], давая те же результаты. Волновые векторы в кристалле численно были рассчитаны в работах [18,19].

Анализ дислокационной структуры слоев СР осуществлялся по методике, описанной в работах [20,21], а деформационного состояния — с использованием методик [22,23]. В работе использовались следующие параметры слоев: GaN — $a = (3.1896 \pm 0.0003) \text{ \AA}$, $c = (5.1855 \pm 0.0002) \text{ \AA}$, $c/a = (1.6258 \pm 0.0002)$, $p = 0.53$ [24]; InN — $a = (3.5378 \pm 0.0001) \text{ \AA}$, $c = (5.7033 \pm 0.0001) \text{ \AA}$, $c/a = (1.6121 \pm 0.0001)$, $p = 0.49$ [25].

3. Основные результаты

Серия КОП в окрестности узла ($\bar{1}\bar{1}24$) для исследуемых структур InGaN/GaN представлена на рис. 1. Анализ асимметричных КОП для узлов обратной решетки,

вектор дифракции которых составляет угол φ с нормалью к поверхности, позволяет получить информацию о степени релаксации гетероструктур. Для полностью напряженной эпитаксиальной структуры интенсивность когерентного рассеяния дополнительных узлов (центры отражения от отдельных слоев, толщинные осцилляции, а также сателлиты сверхрешетки) распределена в плоскости рассеяния, параллельной нормали к поверхности. Для полностью релаксированной структуры узлы должны располагаться вдоль вектора дифракции. При частичной релаксации узлы занимают некоторое промежуточное положение. Таким образом, если центры распределения интенсивности, соответствующие слою и подложке, расположены на нормали к поверхности, то между ними не произошла релаксация и гетерограница когерентна, если нет, то это указывает на некоторую степень релаксации слоя относительно подложки.

В нашем случае система сателлитов смещена относительно нормали к поверхности **n**, проведенной из узла буферного слоя GaN, что свидетельствует о частичной релаксации СР относительно буфера для всех исследуемых структур InGaN/GaN. Как следует из анализа КОП, релаксация СР является неполной, поскольку узлы СР находятся в промежуточном состоянии между направлением вектора дифракции **H** и нормалью к поверхности **n**. Следует отметить, что смещение сателлитов относительно нормали **n** наблюдается уже для структуры с одной квантовой ямой, и при увеличении их числа степень релаксации структур InGaN/GaN растет.

Как видно из рис. 1, широкие максимумы на КОП наблюдаются как от буферного слоя GaN, так и от СР InGaN/GaN. Большая ширина максимумов свидетельствует о дефектности слоев (точечные дефекты, дислокации). Известно, что эпитаксиальные слои Al^{III} -нитридов, выращенные на сапфире, характеризуются большой плотностью прорастающих дислокаций ($N_s \sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$), вызывающих сильное уширение дифракционных отражений в направлении, параллельном поверхности [13,14,20–23]. Для исследуемых структур плотность дислокаций ($N_s \sim 10^7 \text{ см}^{-2}$) в активной СР InGaN/GaN на несколько порядков меньше (см. таблицу), что свидетельствует о релаксации упругих деформаций в нижней гетерогранице между толстым буферным слоем GaN и 5-периодной буферной СР InGaN/GaN.

Более детальный анализ параметров структур InGaN/GaN проводили путем моделирования экспериментальных КДО для симметричного рефлекса 0002 (рис. 2), пользуясь выражениями динамической теории с учетом параметров частичной релаксации, полученных из КОП. На рис. 2 острый интенсивный пик отвечает отражению 0002 от толстого буферного слоя GaN, а более широкие пики (сателлиты) в области малых и больших углов — 0002 от активной (SL_n) и буферной (SL_n^b) СР InGaN/GaN. Положение пиков СР зависит как от состава твердого раствора, так и от соотношения толщин слоев, причем при увеличении числа повторов

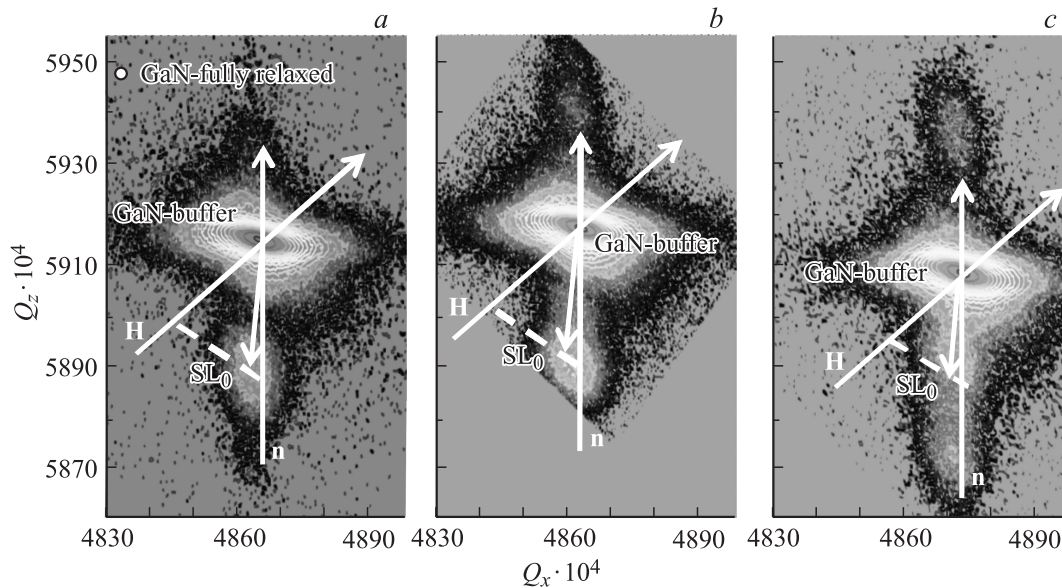


Рис. 1. КОП в окрестности узла $(\bar{1}\bar{1}24)$ для структур InGaN/GaN с 1 (a), 3 (b) и 5 (c) квантовыми ямами. Q_z и Q_x — координаты обратного пространства в единицах $2\pi/\lambda$, соответственно перпендикулярные и параллельные поверхности. \mathbf{H} — вектор дифракции, \mathbf{n} — вектор нормали к поверхности, SL_0 — положение нулевого сателлита от CP.

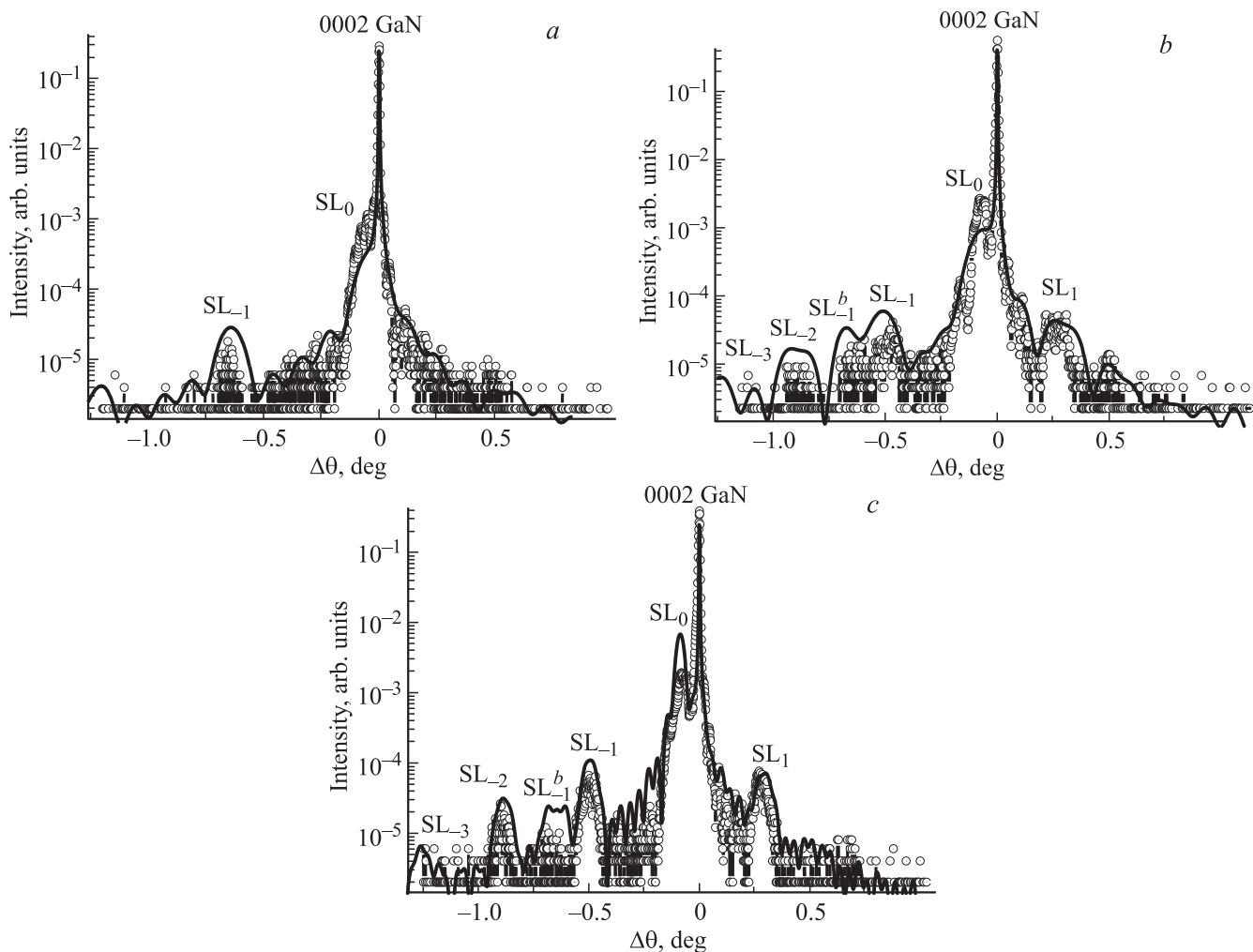


Рис. 2. ω - 2θ -сканы для симметричного рефлекса 0002 от структур InGaN/GaN с 1 (a), 3 (b) и 5 (c) квантовыми ямами. Точки — эксперимент, сплошная кривая — моделирование. SL_n — сателлиты активной CP, SL_n^b — сателлиты буферной CP.

Технологические и полученные из рентгеновских и ВИМС-измерений параметры активной СР InGaN/GaN

Образец	Слой СР	$t_{\text{techn}}/t_{\text{exp}}$	$x_{\text{techn}}/x_{\text{exp}}$	$T, \text{нм}$		$N_s, 10^7 \text{см}^{-2}$	$R_{\text{curv}}, \text{м}$
				ВРРД	ВИМС		
1227	GaN InGaN	— 3/3.0	12/9	—	—	8.37	6.8
1226	GaN InGaN	6/7.7 3/3.8	12/14	11.5	13.5	6.00	6.6
1208	GaN InGaN	6/7.9 3/3.9	12/12	11.8	14	7.37	7.9

Примечание. $t_{\text{techn}}, t_{\text{exp}}$ — номинальная и экспериментальная толщины слоя в нм; $x_{\text{techn}}, x_{\text{exp}}$ — номинальное и экспериментальное содержание In в %.

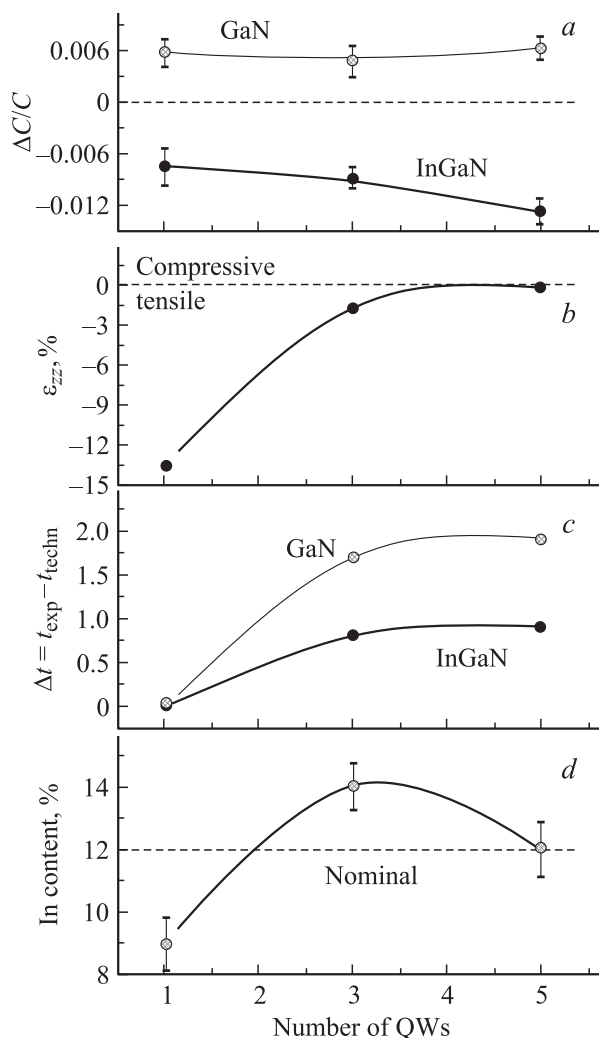


Рис. 3. Зависимости изменения с ростом числа квантовых ям (QW) в активной СР InGaN/GaN деформаций в слоях яма/барьер (a), усредненных по периоду СР деформаций вдоль направления роста [0001] (b), разности экспериментальных и номинальных толщин слоев яма/барьер (c), концентрации In в КЯ InGaN/GaN (d).

(квантовых ям) пики от СР становятся более острыми (рис. 2). Наличие на КДО четких спутников высоких порядков указывает на четкую периодичность слоев СР, и, как видно из рис. 2, они уширяются по сравнению с расчетными. Это уширение спутников может быть вызвано пространственными вариациями периода СР (смешиванием и/или нерегулярностями ям) и/или флуктуациями состава слоев [26].

Расстояние $\Delta\theta$ между главными пиками спутников, отмеченными как SL_{-1} и SL_0 , соответствует одному периоду СР ($T = t_w + t_b = |\gamma_h| \lambda / \sin(2\theta_B) \delta\theta$, где λ — длина волны рентгеновского излучения, γ_h — направляющий косинус дифрагированного пучка, t_w, t_b — толщины слоев ямы и барьера), а более быстрые интерференционные колебания между ними относятся к полной толщине СР.

Относительная интенсивность спутников использовалась для определения соотношения толщин, а потом и состава твердого раствора.

Параметры активной СР InGaN/GaN, полученные из КОП и уточненные с помощью процедуры подгонки расчетных КДО к экспериментальным [16,27], приведены в таблице и на рис. 3. В таблице также приведены данные по периоду СР, полученные из профилей распределения концентрации индия по толщине изученных структур, измеренные методом масс-спектропии вторичных ионов (ВИМС) [15]. В пределах экспериментальной ошибки этого метода период СР коррелирует с данными рентгеновских измерений. Профили распределения концентрации индия по толщине изученных структур, измеренные методом ВИМС, приведены на рис. 4.

Как видно из таблицы и рис. 3, изменение количества КЯ в активной СР InGaN/GaN приводит к существенным изменениям степени их деформации, толщин яма/барьер, а также концентрации In в КЯ. Здесь следует отметить, что параметры буферной СР InGaN/GaN идентичны для всех структур: толщина КЯ $\sim (3.3 \pm 0.02)$ нм, толщина барьера $\sim (4.5 \pm 0.1)$ нм, концентрация In в КЯ $\sim 4\%$.

Что касается буферного слоя GaN, то он находится в сжатом состоянии относительно подложки, частично релаксирован, и для всех структур степень релаксации

приблизительно одинакова (рис. 5), о чем свидетельствуют близкие значения радиусов кривизны R_{curv} структур. Это подтверждает факт, что толстые слои Al^{III} -нитридов, выращенные на сапфире, практически пол-

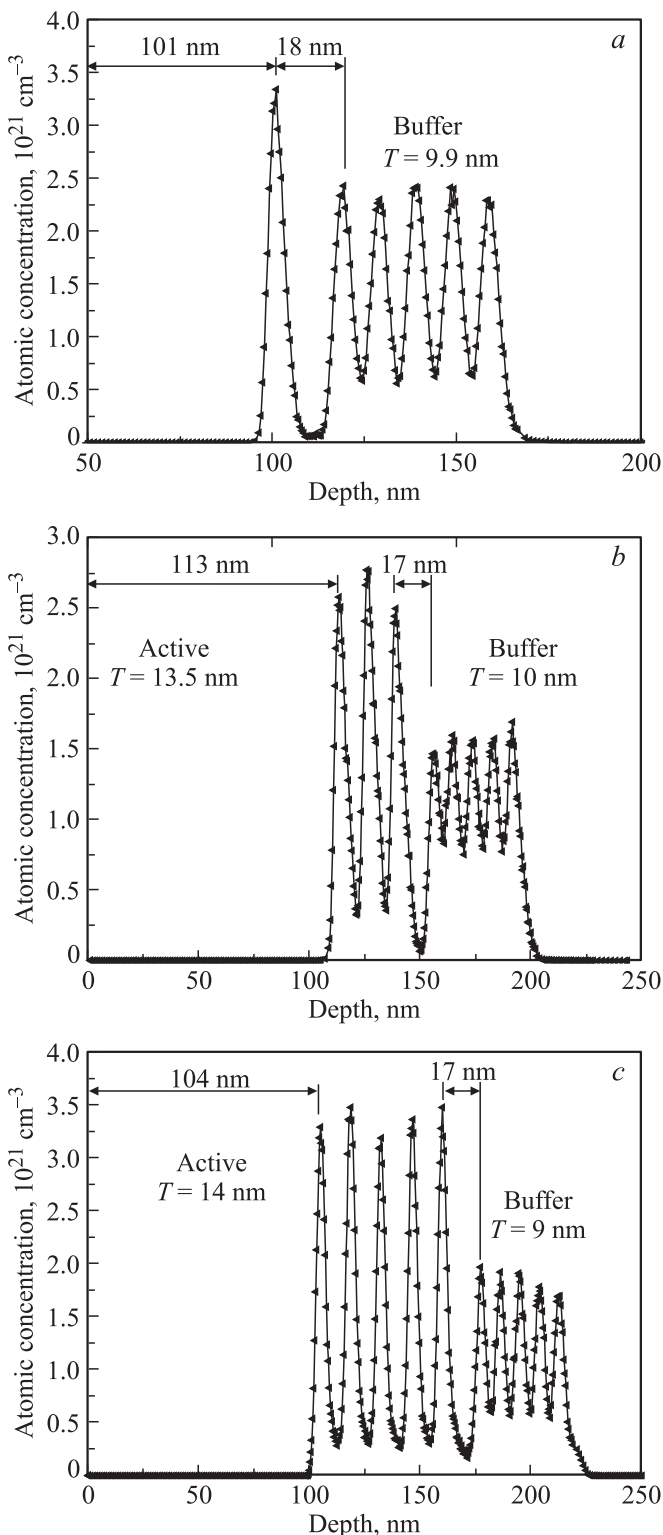


Рис. 4. ВИМС-профили изменения концентрации In по толщине образцов с 1 (a), 3 (b) и 5 (c) КЯ в активной области в направлении от поверхности структур.

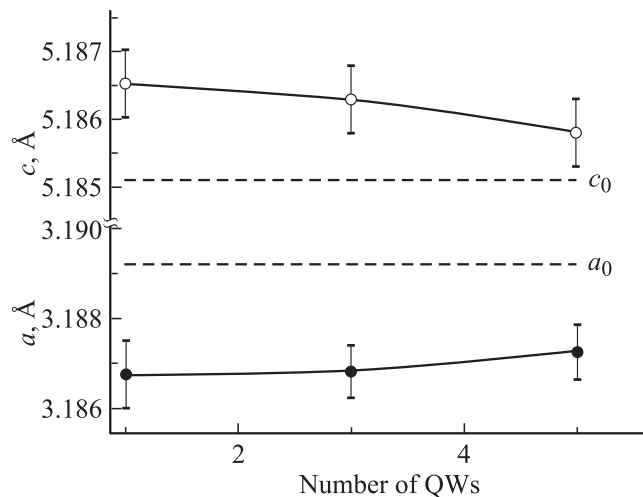


Рис. 5. Зависимость изменения постоянных решетки для буферного слоя GaN от числа квантовых ям (QW).

ностью релаксируют во время роста в основном за счет дислокаций и напряжения, наблюдаемые в них при комнатной температуре, носят в основном термический характер [22,28].

Однако, если процесс релаксации буферных слоев уже в значительной степени изучен [20–23,28], то для слоев CP эта проблема остается дискуссионной. Здесь кроме классических механизмов релаксации за счет трещин и дислокаций несоответствия могут происходить процессы утончения или утолщения одного из слоев CP во время роста, что будет дополнительным каналом релаксации [29].

4. Обсуждение результатов

Активная CP InGaN/GaN была выращена на буферной CP с меньшим содержанием индия, которая, в свою очередь, была получена на частично релаксированном буферном слое GaN. Этот факт, а также то, что исследуемые CP InGaN/GaN характеризуются относительно малыми толщинами самих слоев и малой общей толщиной CP, приводит к росту несоответствия решеток двух слоев по мере увеличения концентрации In в КЯ. Поэтому CP можно характеризовать двумя параметрами релаксации — релаксация CP как целого относительно буферного слоя и релаксация между отдельными слоями CP.

Действительно, для всех исследованных CP имеет место частичная релаксация на нижней гетерогранице, т.е. снятие напряжений между активной CP в целом и буферным слоем GaN за счет буферной CP. Об этом свидетельствует различие параметров a решеток буферного слоя и среднего по периоду активной CP. Релаксация для структур даже с одной ямой, как видно из КОП, свидетельствует о том, что все CP релаксируют на нижней границе (высокая концентрация дислокаций),

и дальше по мере увеличения количества КЯ их кристаллическое качество улучшается.

Как видно из рис. 3, *a*, в периоде СР слой GaN находится в состоянии растяжения (деформация $\varepsilon_{\text{GaN}} > 0$), а слой твердого раствора — в состоянии сжатия (деформация $\varepsilon_{\text{InGaN}} < 0$) в плоскости роста, причем это наблюдается для всех исследованных структур. По величине деформации растяжения слоев GaN меньше, чем деформации сжатия слоев InGaN, что обусловлено в основном толщинами слоев. При этом деформация в барьерных слоях GaN остается практически неизменной, в то время как для слоев InGaN наблюдается монотонное увеличение деформации с ростом числа квантовых ям в активной СР InGaN/GaN. В то же время с ростом числа ям усредненное значение деформации в направлении роста (ε_{zz}) в одном периоде активной СР сильно уменьшается (рис. 3, *b*). Такое поведение деформации в периоде СР можно объяснить исходя из определения усредненных параметров. Усредненные значения деформаций в периоде (а также других параметров) рассчитывались с использованием формулы

$$\varepsilon_{zz} = \frac{\varepsilon_1 t_1 + \varepsilon_2 t_2}{t_1 + t_2},$$

где ε_1 , t_1 и ε_2 , t_2 — средние значения деформаций и толщин слоев СР GaN и InGaN соответственно [30]. Значения деформации определяются по формуле $\varepsilon_{c(a)} = [c(a) - c_0(a_0)]/c_0(a_0)$, где $c(a)$ и $c_0(a_0)$ — параметры решетки для нерелаксированной и релаксированной структуры соответственно. Отсюда видно, что средняя деформация в периоде СР сильно зависит от соотношения толщин яма/барьер, а также от параметров решеток сопрягающихся слоев (состава ямы). Действительно, в зависимости от количества периодов активной СР, наблюдается разная степень отклонения от заданных толщин слоев GaN и InGaN — см. рис. 3, *c*, а вариации состава КЯ InGaN видны из рис. 3, *d*.

Изменение параметра $\Delta t = t_{\text{exp}} - t_{\text{techn}}$, отвечающего разности экспериментальных и технологических толщин слоев в периоде активной СР, вероятнее всего, обусловлено различием деформационного состояния СР и образцов InGaN/GaN/al₂O₃(0001), использованных для определения номинальных скоростей роста и составов. Слои InGaN в этих образцах имели толщину ~ 100 нм и были почти полностью релаксированными. Из данных, приведенных на рис. 3, *c*, следует, что по мере релаксации СР толщины КЯ InGaN несколько возрастают, тогда как для структуры с одной КЯ разницы в толщинах не наблюдается. Увеличение скорости роста КЯ InGaN при уменьшении механических напряжений подложки наблюдалось в [31]. Очевидно, такое поведение толщин слоев приводит к изменению деформационного состояния системы, аналогично эффекту для СР GaN/AlN, описанному в [32]. Однако требуются дополнительные исследования для объяснения относительно большого изменения толщины барьеров GaN по сравнению с КЯ InGaN.

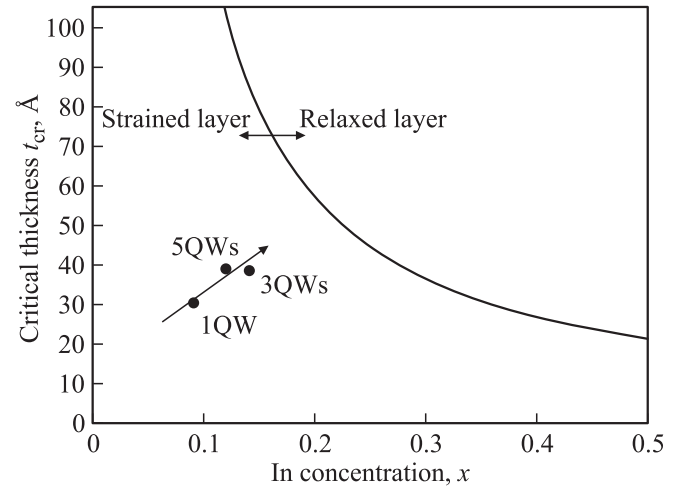


Рис. 6. Рассчитанная кривая зависимости критической толщины слоя (t_{cr}) для СР $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ от содержания In x .

Что касается природы эффекта увеличения концентрации индия с числом периодов в СР (рис. 3, *d*), то, как отмечалось ранее [11,13], эффективность вхождения индия в слой InGaN зависит от величины упругих напряжений. Как было предсказано в этих работах, наблюдается существенное подавление вхождения индия в решетку при наличии напряжений. Следовательно, увеличение концентрации индия в КЯ при увеличении числа периодов можно объяснить релаксацией напряжений в системе. Действительно, вследствие релаксации напряжений увеличивается скорость роста КЯ InGaN и содержания In в слоях благодаря уменьшению времени десорбции атомов In с поверхности и их захвату растущим слоем. Результаты моделирования рентгеновских спектров (спутники высоких порядков СР уширяются по сравнению с расчетными) могут быть объяснены изменением концентрации In от слоя к слою, что обусловлено эффектами его сегрегации на растущей поверхности.

По нашему мнению, в изменение параметра Δt (скорости роста слоев), как и концентрации In, с количеством КЯ обусловлено влиянием деформационных полей на процессы сегрегации атомов Ga(In) растущими слоями.

Как видно из таблицы и рис. 3, изменение деформации в слоях СР не сопровождается значительными изменениями плотности дислокаций N_s , а также радиуса кривизны R_{curv} структур, т.е. при одинаковом изгибе структур и одинаковой плотности дислокаций СР релаксированы по-разному. Это доказывает, что самопроизвольное изменение толщины слоев GaN, InGaN и изменение состава КЯ являются дополнительными каналами релаксации напряжений в СР InGaN/GaN. Более того, эти процессы, а также дефектообразование и, следовательно, релаксация напряжений взаимосвязаны между собой. Это легко понять, если построить зависимость критической толщины слоя (t_{cr}) для $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ от состава (от x), воспользовавшись моделью, предложенной в [33]. Из рис. 6 видно, что исследуемые СР находятся

в докритической области, где исключена релаксация напряжений несоответствия только благодаря дислокациям. Действительно, толщины слоев в нашем случае меньше h_{cr} и релаксация напряжений в них благодаря упругому взаимодействию между дислокациями несоответствия не представляется возможной. Следовательно, здесь работают другие каналы релаксации, такие как, например, самопроизвольное изменение толщин слоев (состава).

Мы специально упустили детальный анализ параметров буферной СР. Следует отметить, что идентичные средние параметры буферной СР для всех структур наводят на мысль о том, что независимо от количества КЯ параметры первой ямы во всех структурах должны быть идентичными, так же как и второй, третьей и т.д.

5. Заключение

Методами рентгеновской дифракции в работе определены деформационное состояние активной СР и ее отдельных слоев, степень релаксации, а также период, толщины слоев и состав твердого раствора $In_xGa_{1-x}N$.

Установлено, что даже при малых концентрациях индия в КЯ происходит частичная релаксация многослойных структур, оказывающая влияние на перераспределение индия в слоях.

Показано, что процессы релаксации напряжений в многослойных структурах начинаются уже в СР с одной квантовой ямой. Степень релаксации возрастает с увеличением периодов СР. Рост уровня релаксации приводит к увеличению концентрации индия в КЯ. Возрастание концентрации In в КЯ сопровождается изменениями толщин как ям, так и барьеров.

Рассмотрены основные каналы релаксации таких структур — дислокации в слоях, вариации состава и толщин слоев в процессе роста структур. Установлено, что структурные свойства СР в значительной степени определяются процессами неупругой релаксации напряжений, которые, в свою очередь, зависят от режимов роста, в частности от температуры роста КЯ и их толщин.

Данная работа выполнена при финансовой поддержке Национальной академии наук Украины в рамках проектов № 3.5.1.12, 2.2.13.2, 3.5.1.30 (Государственная целевая научно-техническая программа „Нанотехнология и наноматериалы“) и Министерства образования и науки Украины проект № М90/2010.

Список литературы

- [1] S. Nakamura, G. Fasol. *The Blue Laser Diode: GaN Based Light Emitters and Lasers* (Springer, Berlin, 1997).
- [2] F.K. Yam, Z. Hassan. *Superlatt. Microstruct.*, **43**, 1 (2008).
- [3] R. Singh, D. Doppalapudi, T.D. Moustakasa, L.T. Romano. *Appl. Phys. Lett.*, **70**, 1089 (1997).
- [4] J. Bai, T. Wang, S. Sakai. *J. Appl. Phys.*, **90**, 1740 (2001).
- [5] S. Pereira, M.R. Correia, E. Pereira, K.P. O'Donnell, E. Alves, N.P. Barradas, A.D. Sequeira, N. Franco, L.M. Watson, C. Liu. *Phys. Status Solidi C*, **0**, 302 (2002).
- [6] A. Krost, J. Blasing, M. Lunenburger, H. Protzmann, M. Heuken. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 689 (1999).
- [7] J.H. Zhu, L.J. Wang, S.M. Zhang, H. Wang, D.G. Zhao, J.J. Zhu, Z.S. Liu, D.S. Jiang, Y.X. Qiu, H. Yang. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **42**, 235 104 (2009).
- [8] A.M. Yong, C.B. Soh, X.H. Zhang, S.Y. Chow, S.J. Chua. *Thin Sol. Films*, **515**, 4496 (2007).
- [9] S. Pereira, M.R. Correia, E. Pereira, K.P. O'Donnell, E. Alves, A.D. Sequeira, N. Franco, I.M. Watson, C.J. Deatcher. *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 3913 (2002).
- [10] M.-I. Richard, M.J. Highland, T.T. Fister, A. Munkholm, J. Mei, S.K. Streiffer, C. Thompson, P.H. Fuoss, G.B. Stephenson. *Appl. Phys. Lett.*, **96**, 051 911 (2010).
- [11] А.В. Сахаров, В.В. Лундин, Е.Е. Заварин, М.А. Сеницын, А.Е. Николаев, С.О. Усов, В.С. Сизов, Г.А. Михайловский, Н.А. Черкашин, М. Нютч, Ф. Ние, Е.В. Яковлев, А.В. Лобанова, А.Ф. Цацульников. *ФТП*, **43**, 841 (2009).
- [12] D.S. Lee, D.I. Florescu, D. Lu, J.C. Ramer, V. Merai, A. Parekh, M.J. Begarney, E.A. Armour. *Phys. Status Solidi A*, **201**, 2644 (2004).
- [13] В.В. Стрельчук, В.П. Кладько, Е.А. Авраменко, А.Ф. Коломыс, Н.В. Сафрюк, Р.В. Конакова, Б.С. Явич, М.Я. Валах, В.Ф. Мачулин, А.Е. Беляев. *ФТП*, **44** (9), 1236 (2010). [*Semiconductors*, **44**, 1199 (2010).]
- [14] V.P. Kladko, A.V. Kuchuk, N.V. Safryuk, V.F. Machulin, A.E. Belyaev, R.V. Konakova, B.S. Yavich. *Semicond. Phys. Quant. Electron. Optoelectron.*, **13**, 1 (2010).
- [15] R.G. Wilson, F.A. Stevie, C.W. Magee. *Secondary Ion Mass Spectrometry. A Practical Handbook for Depth Profiling and Bulk Impurity Analysis* (Wiley, 1989).
- [16] А.Н. Ефанов, В.П. Кладько. *Металлофизика и новейшие технологии*, **28**, 227 (2006).
- [17] A. Authier. *Dynamical Theory of X-Ray Diffraction* (Oxford University Press, N.Y., 2001).
- [18] Yu.P. Stetsko, S.-L. Chang. *Acta. Cryst. A*, **53**, 28 (1997).
- [19] O.M. Yefanov, V.P. Kladko, V.F. Machulin. *Ukrainian J. Phys.*, **51**, 895 (2006).
- [20] В.П. Кладько, С.В. Чорненький, А.В. Наумов, А.В. Комаров, М. Тасано, Ю.Н. Свешников, С.А. Витусевич, А.Е. Беляев. *ФТП*, **40**, 1087 (2006). [*Semiconductors*, **40**, 1060 (2006).]
- [21] V.P. Kladko, N.V. Safryuk, A.V. Kuchuk, A.E. Belyaev, V.F. Machulin. *Ukrainian J. Phys.*, **54**, 1014 (2009).
- [22] V.P. Kladko, A.F. Kolomys, M.V. Slobodian, V.V. Strelchuk, V.G. Raycheva, A.E. Belyaev, S.S. Bukalov, H. Hardtdegen, V.A. Sydoruk, N. Klein, S.A. Vitusevich. *J. Appl. Phys.*, **105**, 063 515 (2009).
- [23] V.P. Kladko, A.V. Kuchuk, N.V. Safryuk, V.E. Machulin, A.E. Belyaev, H. Hardtdegen, S.A. Vitusevich. *Appl. Phys. Lett.*, **95**, 031 907 (2009).
- [24] M. Yamaguchi, T. Yagi, T. Sota, T. Deguchi, K. Shimada, S. Nakamura. *J. Appl. Phys.*, **85**, 8502 (1999).
- [25] W. Paszkowicz. *Powder Diffract.*, **14**, 258 (1999).
- [26] A.T. Cheng, Y.K. Sua, W.C. Lai. *J. Cryst. Growth*, **298**, 508 (2007).
- [27] V.P. Klad'ko, L.I. Datsenko, J. Bak-Misiuk, S.I. Olikhovskii, V.F. Machulin, I.V. Prokopenko, V.B. Molodkin, Z.V. Maksimenko. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **34**, A87 (2001).

- [28] V.V. Ratnikov, R.N. Kyutt, T.V. Shubina, T. Pashkova, B. Monemar. *J. Appl. Phys.*, **88**, 6252 (2000).
- [29] P.K. Kandaswamy, C. Bougerol, D. Jalabert, P. Ruterana, E. Monroy. *J. Appl. Phys.*, **106**, 013 526 (2009).
- [30] Yu.I. Mazur, Zh.M. Wang, G.J. Salamo, V.V. Strelchuk, V.P. Kladko, V.F. Machulin, M.Ya. Valakh, M.O. Manasreh. *J. Appl. Phys.*, **99**, 023 517 (2006).
- [31] M.C. Johnson, E.D. Bourret-Courchesne, J. Wu, Z. Liliental-Weber, D.N. Zakharov, R.J. Jorgenson, T.B. Ng, D.E. McCready, J.R. Williams. *J. Appl. Phys.*, **96**, 1381 (2004).
- [32] V.P. Kladko, A.V. Kuchuk, N.V. Safryuk, V.F. Machulin, P.M. Lytvyn, V.G. Raicheva, A.E. Belyaev, Yu.I. Mazur, E.A. DeCuir Jr, M.E. Ware, G.J. Salamo. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **44**, 025 403 (2011).
- [33] A. Fisher, H. Kuhne, H. Richter. *Phys. Rev. Lett.*, **73**, 2712 (1994).

Редактор Л.В. Шаронова

Evolution of deformation state and composition at changing of number of quantum wells in InGaN/GaN multilayer structures

*V.P. Kladko⁺, A.V. Kuchuk⁺, N.V. Safryuk⁺,
V.F. Machulin⁺, A.E. Belyaev⁺, R.V. Konakova⁺,
B.S. Yavich[‡], B.Ya. Ber[•], D.Yu. Kazantsev[•]*

⁺ Lashkaryov Institute of Semiconductor Physics,
National Academy of Sciences of Ukraine,
03028 Kyev, Ukraine

[‡] ZAO „Svetlana-Optoelectronics“,
194156 St. Petersburg, Russia

[•] Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract High-resolution X-ray diffraction was applied to study spatial distribution of deformations and crystal perfection of $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}/\text{GaN}$ layers in multilayer structures grown by metalorganic chemical vapor deposition (MOCVD). A correlation between strain state (relaxation) of the system, indium content within quantum wells, ratio of barrier/well thicknesses and quantity of quantum wells of an active superlattice is established. It was shown that partial relaxation have been observed even for the structure with one quantum well. Our results point out that the relaxation processes should have a significant impact on optical properties of devices.