

Высокоразрешающие рентгеновские дифракционные исследования структур GaAs, выращенных при низкой температуре и периодически δ -легированных сурьмой и фосфором

© В.В. Чалдышев, М.А. Яговкина, М.В. Байдакова, В.В. Преображенский*, М.А. Путьято*, Б.Р. Семягин*

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

* Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук,
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 25 декабря 2008 г. Принята к печати 30 декабря 2008 г.)

Рентгеновская дифрактометрия высокого разрешения использована для исследования структур арсенида галлия, выращенных при низкой температуре (LT-GaAs) методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Особенно-стью исследованных структур является наличие тонких (около 1 монослоя) δ -слоев изовалентных примесей сурьмы и фосфора, сформированных при низкой температуре эпитаксии. Периодически расположенные в объеме эпитаксиальной пленки δ -слои создают картину рентгеновской дифракции, содержащую большое число интерференционных пиков, количественный анализ которой позволяет извлечь информацию о толщине, химическом составе и резкости границ слоев. Такой анализ был проведен до и после отжига исследованных образцов, вызывающего формирование в объеме эпитаксиальной пленки системы нановключений (квантовых точек) As. Выявлены изменения параметров дифракционных кривых, характеризующие процесс формирования квантовых точек As. Установлено, что формирование системы квантовых точек As в LT-GaAs (δ -Sb) вызывает усиленное затухание сверхрешеточных пиков-сателлитов, что, вероятно, связано с увеличением шероховатости и диффузионным размытием δ -слоев Sb. Подобного явления не наблюдается в LT-GaAs (δ -P), что, скорее всего, обусловлено отсутствием гетерогенной преципитации As на δ -слоях фосфора и меньшими эффективными коэффициентами диффузионного перемешивания As–P по сравнению с As–Sb. Для образцов с комбинированной системой δ -слоев Sb и P дифракционные кривые количественно подтвердили создание сверхрешеток, содержащих систему квантовых точек As, в которых рассогласование относительно подложки GaAs по среднему параметру решетки составляет менее 0.0001%.

PACS: 61.10.Nz, 81.07.Bc, 81.15.Hi, 81.40.Ef

Эпитаксиальные слои арсенида галлия, выращенные при низкой температуре методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), обладают рядом уникальных свойств. Для этого материала (LT-GaAs) характерны субпикосекундные времена жизни носителей заряда, высокое удельное сопротивление и высокие поля электрического пробоя [1]. Поскольку технология получения такого материала совместима со стандартной технологией МЛЭ, он является чрезвычайно привлекательным для применения в электронных приборах гигагерцового и терагерцового диапазонов частот [2,3]. Ключевую роль в формировании свойств материала играет избыточный мышьяк, захватываемый в пленку в процессе низкотемпературной МЛЭ в форме антиструктурных дефектов As_{Ga} [4,5]. При последующем отжиге сверхстехиометрический мышьяк формирует систему нановключений (квантовых точек, КТ), встроенных в кристаллически-совершенную матрицу GaAs [6]. Для управления пространственным расположением КТ As были разработаны методы, основанные на δ -легировании матрицы LT-GaAs изовалентными примесями In и Sb [7]. Такое легирование, создавая прекурсоры для преципитации, позволяет формировать двумерные слои и сверхрешетки КТ As [8–10].

В работах [11,12] показана возможность создания многопериодной сверхрешетки КТ As путем периоди-

ческого δ -легирования индием. Выявлены физические ограничения, определяющие диапазон геометрических и структурных параметров таких сверхрешеток. Одним из наиболее важных ограничивающих факторов является относительно невысокая скорость роста нановключений, находящихся в двумерных слоях, по сравнению с КТ As, находящимися в объеме спейсера LT-GaAs [13]. Скорость роста нановключений в двумерных слоях можно увеличить, если вместо индия использовать изовалентную примесь Sb [14]. Использование этой примеси, однако, сопровождается формированием специфических структурных дефектов — дислокационных петель [15,16]. В связи с этим представляется перспективным применять комбинированное δ -легирование с использованием другой изовалентной примеси — фосфора, компенсируя рассогласование параметров решетки вследствие противоположного по знаку различия атомных радиусов в парах As–Sb и As–P [17].

Другим важным для практических применений явлением представляется диффузионное размытие δ -слоев вследствие миграции избыточного мышьяка в процессе его преципитации. Было установлено, что нестехиометрический мышьяк в слоях LT-GaAs вызывает значительное усиление взаимной диффузии Al–Ga [18], In–Ga [19] и As–Sb [20]. Данные по взаимной диффузии As–P в LT-GaAs до настоящего времени отсутствуют. Явление усиленной взаимной диффузии во

† E-mail: chald.gvg@mail.ioffe.ru

многих случаях является нежелательным, однако может быть направленно использовано для прецизионной перестройки параметров квантовых ям путем локального термического воздействия [21].

Для выяснения физики и разработки технологии формирования управляемой и упорядоченной системы КТ As исключительно важной является детальная информация о реальных толщинах δ -слоев и спейсеров между ними, о наличии и толщинах переходных слоев, а также об изменениях, происходящих при отжиге и связанных с миграцией и преципитацией избыточного мышьяка. Одним из наиболее эффективных методов получения такой информации является рентгеновская дифрактометрия высокого разрешения. Этот метод позволяет получить данные о рассогласовании периодов решетки эпитаксиального слоя и подложки GaAs, связанном как с наличием сверхстехиометрического мышьяка, так и с изовалентным δ -легированием [22,23]. Анализ и количественное моделирование кривых качания позволяет выяснить особенности атомной структуры и ее изменение при отжигах. Особенно эффективным этот метод становится в структурах с периодической системой δ -слоев изовалентных примесей, которая вызывает интерференционные эффекты на кривых качания.

В данной работе методом рентгеновской дифрактометрии высокого разрешения исследованы слои LT-GaAs с периодическими системами δ -слоев Sb, P (δ -Sb и δ -P соответственно) и их комбинации. Цель работы — выяснение структурных параметров δ -слоев и спейсеров между ними, изменения этих параметров при отжиге и формировании КТ As, а также возможности прецизионного управления рассогласованием параметров решетки в структурах с комбинированным δ -легированием.

Исследованные образцы были выращены на установке МЛЭ „Штат“, оснащенной вентильными источниками мышьяка и фосфора. Зона роста установки окружена криопанелями, охлаждаемыми жидким азотом, что позволяло эффективно управлять плотностью потока молекул элементов V группы в плоскости подложки. Контроль параметров роста LT-GaAs осуществлялся по методике, изложенной в [24]. В работе использовались подложки из полуизолирующего GaAs (001) диаметром 40 мм. На подложке выращивался буферный слой GaAs толщиной 0.3 мкм при температуре 580°C. Затем температура понижалась до 200°C и выращивалась пленка LT-GaAs, содержащая периодически расположенные δ -слои с изовалентной примесью. Толщина спейсеров LT-GaAs составляла ~ 230 нм. Разделительные слои выращивались со скоростью 0.8 монослоя в секунду (~ 0.81 мкм/ч) при плотности потока молекул As_4 , равной в атомарном выражении $1.9 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Перед формированием каждого δ -слоя рост пленки останавливался, а поток молекул мышьяка перекрывался. Когда остаточное давление мышьяка снижалось до уровня фона ($5 \cdot 10^{-9}$ Торр), на поверхность пленки осаждался галлий в количестве, эквивалентном 1.6 монослоя. По окончании этой проце-

дуры открывался источник сурьмы (или фосфора). Плотность потока сурьмы в атомарном выражении составляла $1.8 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$, а фосфора — $1.0 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$. Время выдержки в потоке сурьмы (фосфора) составляло несколько секунд, после чего источник перекрывался. Количество встроившейся изовалентной примеси определялось количеством галлия, осажденного на поверхность LT-GaAs без роста. На поверхность сформированного слоя GaSb (GaP) осаждался галлий в количестве, эквивалентном 1.6 монослоя. После осаждения галлия открывался источник мышьяка и начинался рост очередного разделительного слоя LT-GaAs. В случае совместного δ -легирования сурьмой и фосфором расстояние между этими δ -слоями составляло 5 нм при почти неизменном периоде структуры. После выращивания 7 периодов сверхрешетки, формируемой δ -слоями Sb и (или) P, наращивались финальные слои LT-GaAs толщиной 30 нм, LT-AlAs толщиной 5 нм и LT-GaAs толщиной 8 нм.

Контроль за состоянием поверхности в процессе роста осуществлялся методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). При формировании δ -слоев сурьмы на картине ДБЭО наблюдалась модуляция интенсивности и ширины основных рефлексов по их длине (возникали локальные уширения с более высокой интенсивностью на основных рефлексах), т.е. появлялись следы точечных рефлексов, обусловленных трансмиссионной дифракцией. Низкая интенсивность следов точечных рефлексов и их „размытость“ свидетельствуют о том, что трехмерные объекты, сформировавшиеся на поверхности, имеют незначительную высоту и протяженность. Описанные особенности картины ДБЭО пропадали с началом роста очередного разделительного слоя LT-GaAs за время наращивания нескольких монослоев (3–4). При формировании δ -слоев с фосфором изменений на картине ДБЭО, свидетельствующих о развитии рельефа, не наблюдалось.

После эпитаксиального роста образцы LT-GaAs с δ -слоями Sb, P и их комбинацией извлекались из установки МЛЭ и делились на 4 части. Одна часть оставалась для исследования в исходном состоянии (as grown), в то время как три другие проходили термообработку в установке МЛЭ при температурах 400, 500 и 600°C в течение 15 мин под молекулярным потоком As.

Исследования рентгеновской дифракции производились на многофункциональном рентгеновском дифрактометре D8 Discover (Bruker-AXS, Германия) в трехкристалльной схеме и параллельной геометрии. Параллельный пучок формируется зеркалом Гёбеля. После зеркала луч проходит через автоматический поглотитель и попадает в монохроматор Бартеля, который состоит из двух германиевых щелевых кристаллов-монохроматоров, установленных в схеме $(+n; -n)$. На каждом кристалле происходит двукратное симметричное отражение от плоскостей Ge (022). Угловая расходимость отраженного луча в плоскости дифракции составляет 0.003° . Источником рентгеновского излучения является трубка

Таблица 1. Параметры образцов LT-GaAs с δ -слоями Sb и P

Образец	Отжиг	$\Delta\theta$, град	$(\Delta a/a)_\perp$	Период, нм	Толщина δ -слоя, нм	$[As_{Ga}]_{XRD}$, 10^{19} см^{-3}	$[As_{Ga}]_{abs}$, 10^{19} см^{-3}
623 LT-GaAs (δ -Sb)	as-grown	-0.039	0.00106	185	0.36	6.5	4.4
	400°C	-0.018	0.00048	208			
	500°C	-0.011	0.00030	225			
	600°C	-0.0093	0.00025	212			
624 LT-GaAs (δ -P)	as-grown	-0.039	0.00104	217	0.61	9.8	4.7
	400°C	-0.024	0.00065	204			
	500°C	-0.018	0.00049	205			
	600°C	0.0069	-0.00018	225			
629 LT-GaAs (δ -Sb + δ -P)	as-grown	-0.039	0.00104	248		8.8	7.0
	400°C	-0.0087	0.00023	232			
	500°C	< 0.001(\pm)	< 0.00002(\pm)	231			
	600°C	0.0016	-0.00004	337			

с вращающимся медным анодом мощностью 12 кВт. На дифрагированном пучке используется анализатор с трехкратным отражением Ge (022). Дифракционные кривые получены $2\theta/\theta$ -сканированием в области угла отражения от плоскости (004) GaAs.

Исследование оптического поглощения производилось в диапазоне 0.9–1.1 мкм на установке на основе КСВУ-23. В качестве излучателя использовалась лампа накаливания с вольфрамовой спиралью. Фотоприемником служил InGaAs-фотодиод „Наматсу“. В оптических спектрах неотожженных образцов наблюдалась широкая полоса поглощения, простиравшаяся от фундаментальной полосы поглощения до ~ 1.2 мкм. По-

добное поглощение характерно для антиструктурных дефектов As_{Ga} , захватываемых в эпитаксиальную пленку GaAs при низкотемпературной МЛЭ [4,5]. По величине оптического поглощения на длине волны 1 мкм с помощью калибровки [25] была определена концентрация антиструктурных дефектов. Полученные значения концентрации $[As_{Ga}]_{abs}$ приведены в табл. 1.

Дифракционные кривые для образцов LT-GaAs с периодическими системами δ -слоев Sb, P и их комбинацией приведены на рис. 1–3. Для наглядности кривые на рисунках, относящиеся к образцам после отжига, смещены по вертикальной оси. На всех кривых наблюдается интенсивный центральный пик (GaAs

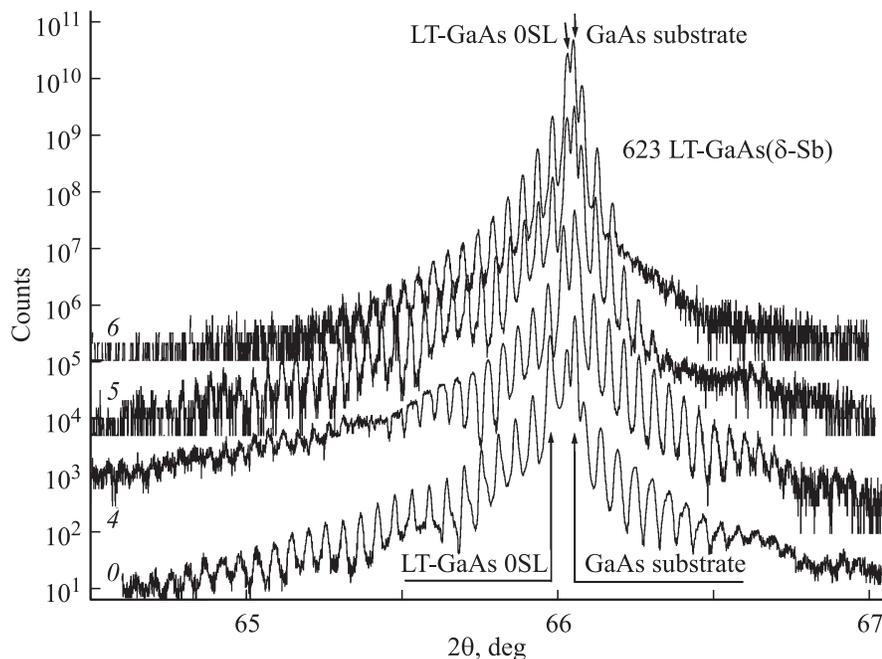


Рис. 1. Рентгеновские кривые качания для образца LT-GaAs, δ -легированного сурьмой, снятые до (0) и после отжигов при 400 (4), 500 (5), 600°C (6). Кривые, снятые после отжига, для наглядности смещены вверх по вертикальной оси.

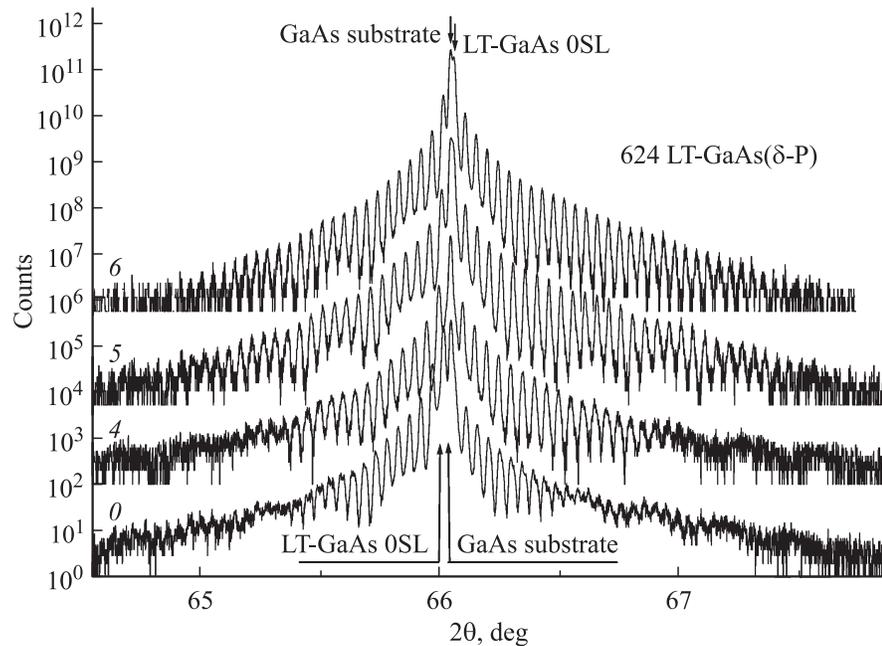


Рис. 2. Рентгеновские кривые качания для образца LT-GaAs, δ -легированного фосфором, снятые до (0) и после отжигов при 400 (4), 500 (5), 600°C (6). Кривые, снятые после отжига для наглядности смещены вверх по вертикальной оси.

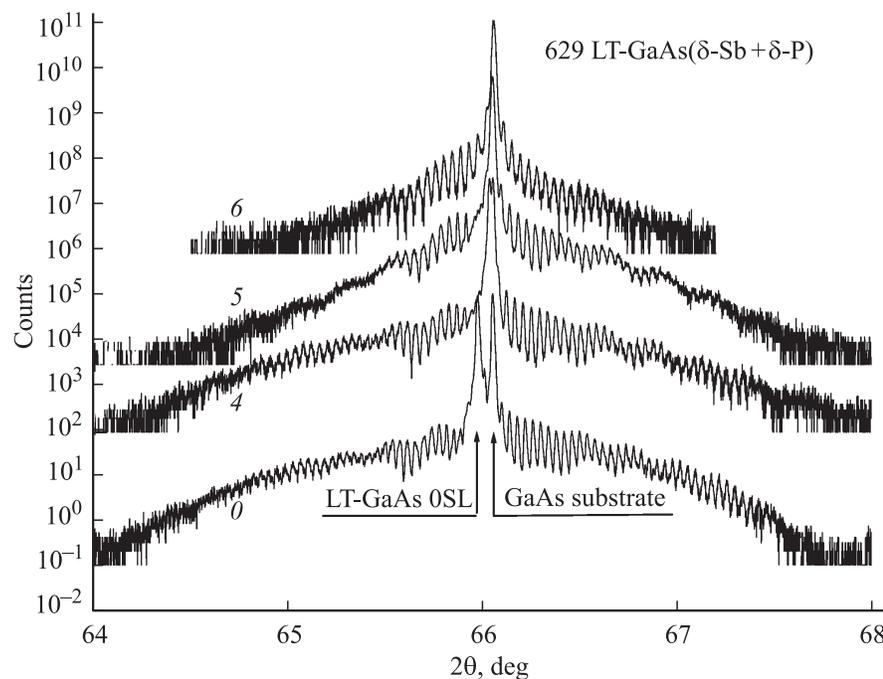


Рис. 3. Рентгеновские кривые качания для образца LT-GaAs с комбинированным δ -легированием сурьмой и фосфором, снятые до (0) и после отжигов при 400 (4), 500 (5), 600°C (6). Кривые, снятые после отжига, для наглядности смещены вверх по вертикальной оси.

substrate), положение которого не меняется при отжиге и соответствует брэгговской дифракции от стехиометрической подложки GaAs. Кроме этого пика на дифракционных кривых видна развитая интерференционная картина, обусловленная структурой δ -леги-

рования исследованных образцов. Центральный пик интерференционной картины (LT-GaAs 0SL) смещен относительно пика стехиометрического GaAs вследствие двух факторов: изменения среднего параметра решетки при δ -легировании сурьмой и фосфором и

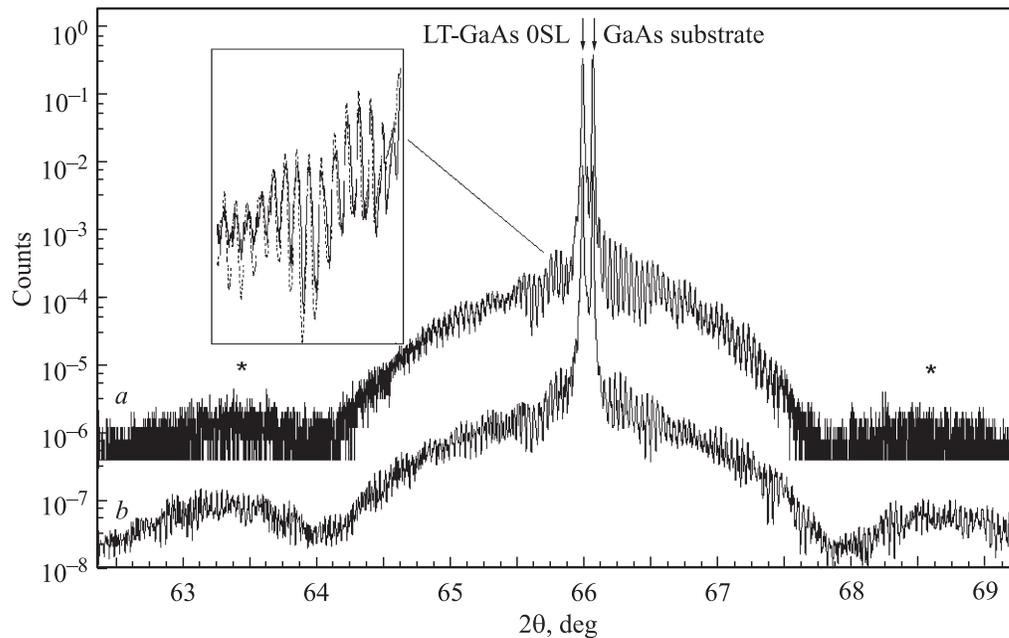


Рис. 4. Экспериментальная (а) и расчетная (б) дифракционные кривые для образца LT-GaAs с комбинированным δ -легированием сурьмой и фосфором. Расчетная кривая (б) для наглядности смещена вниз по вертикальной оси. Фрагмент на вставке ($2\theta \approx 65.6$ град) показывает количественное соответствие расчета (штриховая кривая) и эксперимента (сплошная кривая).

наличия в LT-GaAs сверхстехиометрического мышьяка [22,23]. Ширина дифракционного пика подложки на половине высоты составляла (0.009 ± 0.001) град, а пика LT-GaAs 0SL (0.011 ± 0.001) град. Расстояние $\Delta\theta$ между пиками LT-GaAs 0SL и GaAs substrate и соответствующие ему рассогласования параметров решетки $(\Delta a/a)_{\perp}$ приведены в табл. 1 для всех образцов до и после отжига. Как видно из рис. 1–3 и табл. 1, отжижки изменяют интерференционную картину для всех образцов: изменяется смещение пика LT-GaAs 0SL относительно GaAs substrate и изменяется число наблюдаемых интерференционных пиков. При этом наблюдаемая ширина пиков меняется незначительно, возможно, вследствие существенного вклада в нее аппаратного уширения.

По периоду пиков интерференции был определен период в пространственном расположении δ -слоев (см. табл. 1). Оказалось, что этот период заметно варьируется для разных частей пластин, что может быть связано с градиентом скорости роста и толщины по площади структуры. Для анализа данных по оптическому поглощению были использованы значения толщин слоев, отвечающих неотожженной части пластин.

Известно [4–6], что отжиг при температуре 600°C в течение 15 мин приводит к практически полному исчезновению антиструктурных дефектов As_{Ga} и появлению преципитатов мышьяка в матрице LT-GaAs. При этом параметр решетки отожженного LT-GaAs с ансамблем нановключений As оказывается очень близок к параметру решетки стехиометрического GaAs. Это обстоятельство позволяет разделить вклады в изменение параметра решетки, обусловленные нестехиомет-

рическим мышьяком и наличием δ -слоев сурьмы и фосфора [22,23]. Результаты соответствующих расчетов приведены в табл. 1. Вычисленные таким путем толщины δ -слоев Sb и P составляют соответственно 0.36 и 0.61 нм, или 1.3 и 2.2 монослоя, что хорошо соответствует ожидаемым значениям.

Как видно из рис. 1, 2 и табл. 1, наличие δ -слоев Sb и P вызывает близкие по абсолютной величине, но разные по знаку изменения среднего параметра решетки эпитаксиального слоя. В образце с комбинированным δ -легированием эти вклады должны компенсировать друг друга. Действительно, как видно из рис. 3, пик LT-GaAs 0SL после отжига накладывается на пик подложки. Остаточное рассогласование параметров решетки $(\Delta a/a)_{\perp}$ оказывается менее 0.00002 после отжига при 500°C и около 0.00004 после отжига при 600°C . В последнем случае значение получено путем разложения суммарного пика на две компоненты. Для более детального анализа образца с комбинированным δ -легированием требуется иной подход, который описан далее.

Детальный анализ рентгеновской дифракционной и интерференционной картины проводился путем построения модельных кривых в рамках программного пакета „Leptos“ фирмы Брукер. Алгоритм расчета дифракционных кривых основывался на динамической теории в рамках модели Такаги–Тоэна. Вариационными параметрами были толщины и состав слоев. Результат моделирования приведен на рис. 4. Оказалось, что совпадения модельной и экспериментальной кривых не удается получить, рассматривая изучаемые структуры как идеальные сверхрешетки из семи идентичных периодов.

Таблица 2. Параметры образца 629, полученные в результате моделирования рентгеновской кривой качания

Слой	$(\Delta a/a)_{\perp}$	Толщина, нм	$[As_{Ga}]_{XRD}$, 10^{19} см^{-3}
LT-GaAs	$1.028 \cdot 10^{-3}$	11.3	8.3
LT-AlAs	$2.952 \cdot 10^{-3}$	10.1	
LT-GaAs	$1.028 \cdot 10^{-3}$	21.6	8.3
7 периодов	GaP	$-6.799 \cdot 10^{-2}$	$0.5(\pm 0.1)$
	LT-GaAs*	$1.028 \cdot 10^{-3}$	$5.3(\pm 0.6)$
	GaSb	$1.492 \cdot 10^{-1}$	$0.26(\pm 0.15)$
	LT-GaAs	$1.028 \cdot 10^{-3}$	$250(\pm 2.5)$
Буферный слой GaAs	0	300	
Подложка GaAs (001)	0		

Примечание. * — толщинные осцилляции от этого слоя помечены на рис. 4 звездочкой.

Для достижения наилучшего результата при расчете рентгеновской кривой качания каждый слой структуры моделировался независимо. В этом случае удалось получить весьма хорошее согласие между модельным расчетом и экспериментом как в широком диапазоне углов, так и в тонкой структуре интерференционных пиков (см. вставку на рис. 4). В табл. 2 указаны полученные в результате моделирования средние значения толщин слоев и их отклонения от среднего значения в пределах всей структуры. Несмотря на весьма значительный разброс значений, толщины δ -слоев, полученные из детального моделирования рентгеновской кривой качания для образца с комбинированным δ -легированием, в целом согласуются с толщинами δ -слоев Sb и P в образцах, где такие δ -слои использовались раздельно.

В целом следует подчеркнуть, что использование моделирования позволяет извлечь из рентгеновских дифракционных кривых весьма детальную информацию о структуре образцов. Иллюстрацией этого факта могут служить крупномасштабные толщинные осцилляции с минимумами интенсивности вблизи 64 и 67.8 град (рис. 4). Моделирование показало, что эти осцилляции связаны со спейсером между δ -слоями Sb и P, толщина которого, согласно анализу, составляет (5.3 ± 0.6) нм (табл. 2), а ее номинальное значение составляет 5 нм.

Особый интерес представляет анализ изменения рентгеновских дифракционных кривых в результате отжига образцов и выявление информации о процессах миграции и преципитации избыточного мышьяка. Характерным признаком преципитации мышьяка является сдвиг пиков, связанных с LT-GaAs, в сторону, соответствующую уменьшению параметра решетки. По величине этого сдвига и калибровке [26] можно рассчитать концентрацию антиструктурных дефектов As_{Ga} в образцах до отжига (as grown). Соответствующие значения приведены в табл. 1. Можно видеть, что значения концентраций, полученные из анализа рентгеновской дифракции, в целом согласуются со значениями, полученными

из оптических исследований. Причина определенного расхождения данных нам не ясна. Следует отметить, что величина $[As_{Ga}]_{XRD}$, полученная из сдвига пиков рентгеновской дифракции после отжига для образца с комбинированным δ -легированием, хорошо согласуется со значением, полученным из моделирования рентгеновской кривой дифракции для этого образца до отжигов (ср. данные табл. 1 и 2).

Как видно из рис. 1, повышение температуры отжига приводит к постепенному затуханию интерференционной картины для образца LT-GaAs, содержащего периодическую систему δ -слоев Sb. Схожие явления наблюдались ранее при исследовании сверхрешеток δ -слоев In, сформированных в LT-GaAs [22]. Причина таких явлений состоит в том, что при повышенных температурах происходит миграция избыточного мышьяка и его преципитация в матрице GaAs. При наличии в объеме LT-GaAs δ -слоев In или Sb происходит преимущественная преципитация мышьяка вблизи таких δ -слоев [7–11], что нарушает их планарность и сплошность. Кроме того, происходит интенсивное диффузионное перемешивание δ -слоев из-за интенсивной миграции собственных точечных дефектов — вакансий галлия и междоузлий мышьяка [18–20]. Указанные два обстоятельства должны неизбежно приводить к нарушению условий и постепенному затуханию брэгговской интерференции рентгеновских волн на периодической системе δ -слоев, о чем и свидетельствует рис. 1.

Качественно разное изменение рентгеновских дифракционных кривых после отжигов можно видеть из сравнения рис. 1 и 2. В случае LT-GaAs (δ -P) отжиг образцов не только не приводит к затуханию, как в случае LT-GaAs (δ -Sb), но, напротив, вызывает усиление интерференционной картины (рис. 2). Причина этого явления, вероятно, состоит в том, что в случае LT-GaAs (δ -P) миграция и преципитация избыточного мышьяка происходят иначе по сравнению с LT-GaAs (δ -Sb). Действительно, электронно-микроскопические исследования показали [27], что фосфор не встраивается в преципитаты As, а δ -слои фосфора, в отличие от δ -слоев Sb или In, не являются прекурсорами для гетерогенной преципитации. Вследствие этого δ -слои фосфора должны при отжиге сохранять сплошность и планарность интерфейсов. Кроме того, можно предположить, что диффузионное перемешивание δ -слоев P должно быть слабее, чем δ -слоев Sb, вследствие разного набора доминирующих собственных точечных дефектов в LT-GaAs (δ -P) и LT-GaAs (δ -Sb). Этот вопрос, однако, требует дополнительного исследования.

В случае комбинированного δ -легирования, для LT-GaAs (δ -Sb + δ -P), изменение рентгеновских дифракционных кривых после отжигов (рис. 3) происходит аналогично тому, как это имеет место для LT-GaAs (δ -Sb) (рис. 1): с повышением температуры отжига интерференционная картина постепенно затухает. По-видимому, наличие δ -слоев сурьмы оказывает доминирующее влияние на диффузионное перемешивание и гетерогенную

преципитацию сверхстехиометрического мышьяка в таких структурах.

Таким образом, проведенные нами исследования позволили получить детальную информацию о параметрах структур на основе LT-GaAs, выращенных при низкой температуре методом молекулярно-лучевой эпитаксии и содержащих систему δ -слоев сурьмы и(или) фосфора. Из анализа рентгеновских дифракционных кривых определены состав и толщины слоев, а также концентрация сверхстехиометрического мышьяка. Получена информация о структурных преобразованиях, происходящих в эпитаксиальных пленках при отжиге и приводящих к формированию в объеме эпитаксиальных пленок GaAs системы нановключений (квантовых точек) As.

Авторы благодарны Российскому фонду фундаментальных исследований и Российской академии наук за финансовую поддержку работы.

Список литературы

- [1] S. Gupta, M.Y. Frankel, J.A. Valdmanis, J.F. Wittaker, G.A. Mouron, F.W. Smith, A.R. Calawa. *Appl. Phys. Lett.*, **59**, 3276 (1991).
- [2] T.R. Weatherford, D. McMorrow, A.B. Campbell, W.R. Curric. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 703 (1995).
- [3] В.В. Чалдышев, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин, В.В. Преображенский, О.П. Пчеляков, А.В. Хан, В.Г. Канаев, Л.С. Широкова, А.В. Голиков, В.А. Кагадей, Ю.В. Лиленко, Н.В. Карпович. *Электронная промышленность*, вып. 1–2, 154 (1998).
- [4] Л.Г. Лаврентьева, М.Д. Вилисова, В.В. Преображенский, В.В. Чалдышев. *Изв. вузов. Физика*, **45** (8), 3 (2002).
- [5] Л.Г. Лаврентьева, М.Д. Вилисова, В.В. Преображенский, В.В. Чалдышев. В кн: *Нанотехнологии в полупроводниковой электронике*, под ред. А.Л. Асеева (Изд-во СО РАН, Новосибирск, 2004).
- [6] Н.А. Берт, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, С.И. Голощанов, И.В. Ивонин, С.В. Козырев, А.Е. Куницын, Л.Г. Лаврентьева, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, Б.Р. Семягин, В.В. Третьяков, В.В. Чалдышев, М.П. Якубеня. *ФТТ*, **35**, 2609 (1993).
- [7] V.V. Chaldyshev. *Mater. Sci. Engin. B*, **88** (2–3), 85 (2002).
- [8] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, N.N. Faleev, A.E. Kunitsyn, D.I. Lubyshev, V.V. Preobrazhenskii, B.R. Semyagin, V.V. Tret'yakov. *Semicond. Sci. Technol.*, **12**, 51 (1997).
- [9] T.M. Cheng, C.V. Chang, A. Chin, M.F. Huang. *Appl. Phys. Lett.*, **64**, 2517 (1994).
- [10] Н.А. Берт, В.В. Чалдышев, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **29**, 2232 (1995).
- [11] В.В. Чалдышев, Н.А. Берт, Е.А. Куницын, Ю.Г. Мусихин, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин, В.В. Третьяков, P. Werner. *ФТП*, **32**, 1161 (1998).
- [12] V.V. Chaldyshev, N.N. Faleev, N.A. Bert, Y.G. Musikhin, A.E. Kunitsyn, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner. *J. Cryst. Growth*, **202**, 260 (1999).
- [13] V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin. *Mater. Sci. Eng. A-Struct. Mater. Prop. Microstruct. Process.*, **238**, 148 (1997).
- [14] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, A.A. Suvorova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner. *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 1588 (1999).
- [15] V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, A.E. Romanov, A.A. Suvorova, A.L. Kolesnikova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner, N. Zakharov, A. Clavierie. *Appl. Phys. Lett.*, **80**, 377 (2002).
- [16] V.V. Chaldyshev, A.L. Kolesnikova, N.A. Bert, A.E. Romanov. *J. Appl. Phys.*, **97**, 024309 (2005).
- [17] А.В. Бойцов, Н.А. Берт, Ю.Г. Мусихин, В.В. Чалдышев, М.А. Яговкина, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **40**, 778 (2006).
- [18] I. Lahiri, D.D. Nolte, J.C.P. Chang, J.M. Woodall, M.R. Melloch. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 1244 (1995).
- [19] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, Y.G. Musikhin, A.A. Suvorova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner. *Appl. Phys. Lett.*, **74**, 1442 (1999).
- [20] V.V. Chaldyshev, N.A. Bert, Y.G. Musikhin, A.A. Suvorova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin, P. Werner, U. Gosele. *Appl. Phys. Lett.*, **79**, 1294 (2001).
- [21] W. Xia, L.S. Yu, Z.F. Guan, S.A. Pappert, P.K.L. Yu, S.S. Lau, S.A. Shwarz, M.A.A. Pudensi, L.T. Florez, J.P. Harbison. *Appl. Phys. Lett.*, **61**, 1269 (1992).
- [22] Н.Н. Фалеев, В.В. Чалдышев, А.Е. Куницын, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин, В.В. Третьяков. *ФТП*, **32**, 24 (1998).
- [23] D.A. Vasyukov, M.V. Baidakova, V.V. Chaldyshev, A.A. Suvorova, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **34** (10A), A15 (2001).
- [24] В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **36**, 897 (2002).
- [25] G.M. Martin. *Appl. Phys. Lett.*, **39**, 747 (1981).
- [26] X. Liu, A. Prasad, J. Nishio, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, W. Walukievich. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 279 (1995).
- [27] А.В. Бойцов, Н.А. Берт, В.В. Чалдышев, В.В. Преображенский, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **43**, 278 (2009).

Редактор Л.В. Шаронова

High-resolution X-ray diffraction study of GaAs structures grown at low temperature and periodically delta-doped with antimony and phosphorus

V.V. Chaldyshev, M.A. Yagovkina, M.V. Baidakova,
V.V. Preobrazhenskii*, M.A. Putyato*, B.R. Semyagin*

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

* Institute of Semiconductor Physics,
Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract High-resolution X-ray diffractometry was utilized to study gallium arsenide structures grown at low temperature (LT-GaAs) by molecular-beam epitaxy. A feature of the investigated structures is presence of thin (about 1 monolayer) delta-layers of antimony (δ -Sb) and phosphorus (δ -P) isovalent impurities, which were formed during low-temperature epitaxy. Such delta-layers, being periodically placed in the bulk of the epitaxial film, give rise to the X-ray diffraction picture with a large number of interference peaks. Quantitative analysis of this picture allowed us to reveal information on the thickness, chemical composition and abruptness of the interfaces. Such analysis was done before and after annealing of the samples, which causes formation of the system of nano-inclusions (quantum dots) of As in the bulk of the epitaxial film. We reveal the parameters of the rocking curves, which characterize the process of As quantum dots formation. Formation of the As quantum dots system in LT-GaAs (δ -Sb) was found to result in an enhanced decay of superlattice-related satellite peaks, which is probably due to increased roughness and intermixing of the Sb delta-layers. Such phenomenon was not observed in LT-GaAs (δ -P), which is likely due to absence of heterogeneous precipitation of As at phosphorus delta-layers and lower effective intermixing coefficient for As–P compared to As–Sb. For the samples with a combined system of Sb and P delta-layers the X-ray rocking curves quantitatively verify fabrication of superlattices, containing the As quantum dots system, with less than 0.0001% mismatch between their averaged lattice parameter and that of GaAs substrate.