

Высокоразрешающие рентгенодифракционные исследования сверхрешеток InAs–GaAs, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией при низкой температуре

© Н.Н. Фалеев, В.В. Чалдышев, А.Е. Куницын, В.В. Преображенский*, М.А. Путьато*,
Б.Р. Семягин*, В.В. Третьяков

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 28 июля 1997 г. Принята к печати 31 июля 1997 г.)

Методом высокоразрешающей рентгеновской дифрактометрии исследованы сверхрешетки InAs–GaAs, выращенные молекулярно-лучевой эпитаксией при низкой температуре. Показано, что, несмотря на очень высокую концентрацию точечных дефектов, обусловленных наличием избыточного мышьяка, исходная сверхрешетка обладает высоким кристаллическим совершенством. Анализ изменений рентгенодифракционных кривых показал, что высокотемпературный отжиг, сопровождающийся образованием кластеров As и диффузией индия, приводит к значительным структурным преобразованиям в матрице GaAs и на интерфейсах.

Введение

В последние годы сверхрешетки InAs–GaAs привлекают пристальное внимание как объекты исследования в связи с интересными физическими явлениями, связанными с двумерным ограничением электронного газа в глубоких и узких квантовых ямах [1]. Обычно при выращивании методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) сверхрешеток подобного типа температура подложки выбирается в диапазоне 400–500°C. Этот выбор является компромиссом между резким увеличением концентрации точечных дефектов при низких температурах роста и размытием интерфейсов при высоких температурах вследствие процессов сегрегации и диффузии индия (известно, что для выращивания кристаллически совершенных слоев GaAs наиболее оптимальной является температура около 600°C) [1]. Однако значительный интерес представляют также сверхрешетки InAs–GaAs, выращенные при очень низких температурах (например, 200°C). Особенностью такого материала является значительное количество избыточного мышьяка, захватываемого в кристаллическую решетку выращиваемой эпитаксиальной пленки [2,3]. В этом случае тонкие слои InAs в матрице GaAs будут действовать не только в качестве электронных (дырочных) квантовых ям, но могут также захватывать мышьяковые кластеры, образующиеся при отжиге. В результате этого процесса в отожженной эпитаксиальной пленке может образоваться дополнительная As–GaAs периодическая структура, пространственно совпадающая с InAs–GaAs сверхрешеткой [4,5].

В данной статье представлены результаты высокоразрешающих рентгенодифракционных исследований сверхрешеток InAs–GaAs, выращенных методом МЛЭ при 200°C. Показано, что, несмотря на очень высокую концентрацию точечных дефектов, обусловленных наличием избыточного мышьяка, исходная сверхрешетка обладает высоким кристаллическим совершенством. Высокотемпературный отжиг, сопровождающийся образованием

кластеров As и диффузией индия, приводит к значительным структурным преобразованиям в матрице GaAs и на интерфейсах и, как следствие этих процессов, к размытию рентгенодифракционных картин.

Образцы и методика исследований

Сверхрешетки InAs–GaAs были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии в двухкамерной установке "Катунь" на полуизолирующих подложках GaAs(001) при температуре 200°C. Скорость роста составляла 1 мкм/ч. Толщина слоев GaAs в сверхрешетке составляла 30 нм. Для выращивания слоев InAs поток Ga перекрывался и открывался поток In. Таким образом были получены слои InAs номинальной толщиной в один монослой. Сверхрешетка состояла из 30 периодов. Общая толщина эпитаксиальной InAs–GaAs-пленки составляла около 0.9 мкм. Выращенная структура была разделена на три части. Одна часть не подвергалась каким-либо обработкам, две другие отжигались в течение 15 мин при температурах 500 и 600°C соответственно. Отжиг проводился в ростовой камере установки МЛЭ при избыточном давлении As.

Для определения средней концентрации In и наличия избыточного As в эпитаксиальных пленках использовался рентгеноспектральный микроанализ. Концентрация антиструктурных дефектов As_{Ga} определялась путем измерения характеристического оптического поглощения в ближней инфракрасной области с использованием калибровки Мартина [6]. Структура образцов контролировалась методом просвечивающей электронной микроскопии в поперечном сечении.

Высокоразрешающие рентгенодифракционные исследования структурного совершенства проводились на двухкристалльных дифрактометрах. Для точных измерений параметров рассогласования и оценки кристаллического совершенства измерения проводились в режиме

Полуширина (FWHM), коэффициент отражения в максимуме основных пиков кривых качания (K_{refl}) и расстояние 2Θ между ними, а также параметры сверхрешеток InAs–GaAs (разность параметров решеток подложки и пленки $\Delta a/a_{\perp}$, суммарная толщина сверхрешетки ΣT_{str} , период сверхрешетки T_{SL} , содержание избыточного мышьяка X_{As} , средняя концентрация InAs в пленке X_{InAs} и толщина слоев InAs в сверхрешетке T_{InAs}), рассчитанные по данным рентгеновской дифракции для структур до и после отжига

Отжиг, °C	Substr. FWHM, угл. сек./ K_{refl}	"OSL" FWHM, угл. сек./ K_{refl}	$\Delta\Theta$ угл. с.	$\Delta a/a_{\perp}$	ΣT_{str} , нм	T_{SL} , нм	X_{As} , %	X_{InAs} , %	T_{InAs} , Å
as-grown	9.00/0.682	20.20/0.195	–280	$2.10 \cdot 10^{-3}$	920 ± 20	30.0 ± 1.0	$\sim 0.3^*$	$1.1 \pm 0.1^*$	
500	8.70/0.722	22.90/0.165	–180	$1.35 \cdot 10^{-3}$	850 ± 40	27.0 ± 2.0	0.27	0.9	2.45
600	16.50/0.410	24.30/0.155	–160	$1.19 \cdot 10^{-3}$	790 ± 80	26.5 ± 3.0	0.34	0.8	2.10

Примечание. *Данные рентгеноспектрального микроанализа.

ω -сканирования с открытым детектором. В качестве монохроматора-коллиматора использовался асимметричный кристалл Ge, обеспечивающий для отражения (004) $\text{CuK}_{\alpha 1}$ расходимость первичного пучка $1.0 \div 1.2$ угл.с. Измерения в широком угловом интервале для определения периода сверхструктуры, оценки планарности слоев и размытия интерфейсов проводились в режимах $\omega-2\Theta$ -сканирования. В этом случае для уменьшения вклада диффузно рассеянного рентгеновского излучения апертура детектора ограничивалась узкой приемной щелью. Для формирования первичного монохроматизированного излучения использовался точно ориентированный кристалл Ge(001), обеспечивающий для отражения (004) $\text{CuK}_{\alpha 1}$ расходимость излучения 8 угл.с. Для уточнения углового и пространственного распределения дифрагируемой интенсивности, определения типа структурных дефектов и их пространственного распределения в эпитаксиальной структуре в дополнение к $\omega-2\Theta$ -кривым в определенных фиксированных угловых положениях детектора измерялись ω -кривые. При съемке этих кривых детектор с узкой приемной щелью (0.1 мм) фиксировался в определенном угловом положении, а исследуемый кристалл поворачивался вблизи отражающего положения.

Полученные таким образом дифракционные кривые позволяют получить распределение дифрагируемой интенсивности в обратном пространстве в направлении, перпендикулярном вектору дифракции \mathbf{H} [001]. Азимут направления угловой развертки определялся геометрией съемки и в наших измерениях совпадал с одним из векторов обратной решетки [110]. По форме и параметрам ω -кривых, которые в общем случае являются суперпозицией когерентной и диффузной компонент дифрагируемого излучения, можно определить преимущественный тип и плотность кристаллических дефектов, а благодаря точной привязке ω -кривых к угловому положению на $\omega-2\Theta$ -кривых, можно достаточно точно определить пространственное положение дефектов в эпитаксиальных структурах.

Экспериментальные результаты

Рентгеноспектральные измерения показали, что усредненная концентрация индия 1.1 ат% в слоях соответствует ожидаемой для сверхрешетки (1 монослой InAs–30 нм GaAs) \times 30. Концентрация избыточного мышьяка

составляет $X_{\text{As}} = (N_{\text{As}} - N_{\text{Ga}})/(N_{\text{As}} + N_{\text{Ga}}) \approx 0.3$ ат%, где N_{As} , N_{Ga} — число атомов As и Ga. Последнее значение хорошо согласуется с концентрацией антиструктурных дефектов мышьяка $0.9 \times 10^{20} \text{ см}^{-3}$, измеренной по оптическому поглощению в неотожженных образцах.

Дифракционные кривые, снятые вблизи отражения (004)GaAs, показаны на рис. 1. Правые пики соответствуют отражению от подложки, левые — так называемые пики "OSL" — отражению от периодической структуры, образованной слоями InAs и GaAs. Угловое расстояние между этими пиками и подложечными максимумами определяется значением средней деформации в периодической структуре, которая зависит от толщины слоев InAs и GaAs и количества избыточного As в структуре. Изменение после отжига углового положения пика OSL обусловлено преципитацией избыточного мышьяка в кристаллической решетке [3]. После отжига при 500 или 600°C деформация, обусловленная избытком мышьяка, практически полностью исчезает и разница параметров решетки подложки GaAs и пленки

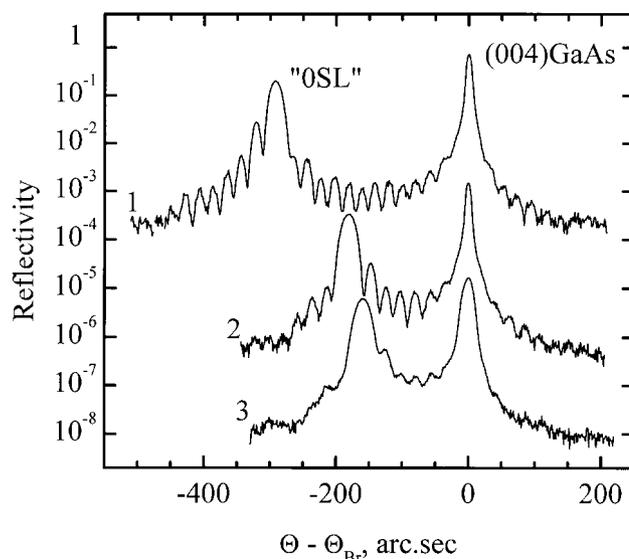


Рис. 1. Кривые дифракционного отражения вблизи (004) GaAs для исходной (1) и отожженных при 500°C (2) и 600°C (3) сверхрешеток InAs–GaAs, выращенных при низкой температуре. Излучение $\text{CuK}_{\alpha 1}$.

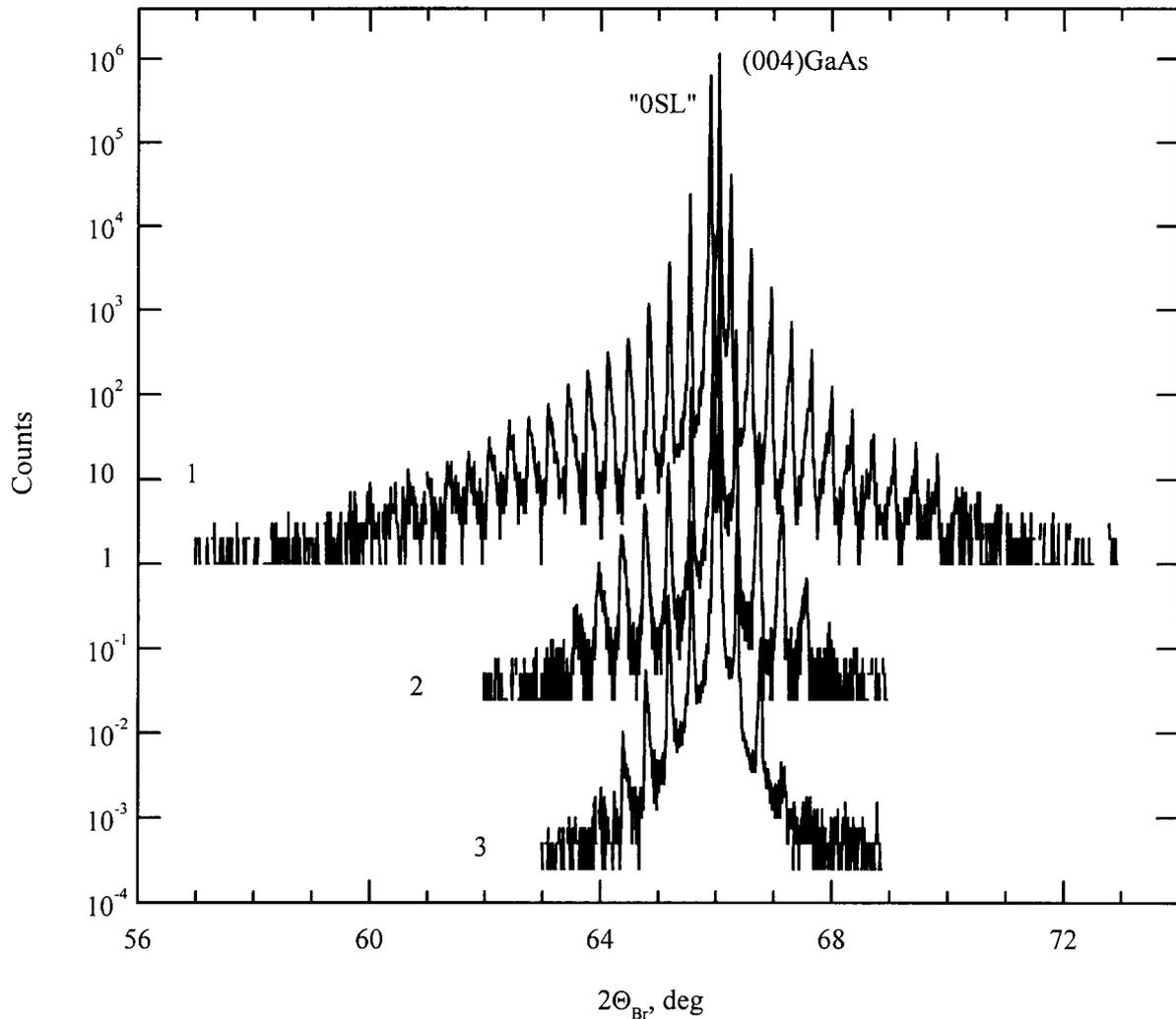


Рис. 2. Когерентный $\omega-2\theta$ -кривые дифракционного отражения от исходной (1) и отожженных при 500°C (2) и 600°C (3) сверхрешеток InAs-GaAs, выращенных при низкой температуре. Рефлекс (004). Излучение $\text{CuK}\alpha_1$.

$\Delta\theta$ в основном обусловлена наличием в эпитаксиальной пленке слоев InAs. Измерения параметров решетки до и после отжига позволили определить среднюю концентрацию индия в пленке, толщину слоев InAs и начальную концентрацию избыточного As. Параметры кривых качания до и после отжига и полученные в результате их анализа значения X_{As} , X_{InAs} и T_{InAs} приведены в таблице. Результаты, полученные из анализа кривых качания, находятся в хорошем соответствии с данными рентгеноспектрального микроанализа и оптических измерений.

Как видно из рис. 1 (кривая 1) и данных таблицы, неотожженный (as-grown) образец характеризуется хорошо выраженной протяженной интерференционной картиной на кривой качания, высокой интенсивностью и малой полушириной (FWHM) основных пиков. Это однозначно указывает на его высокое кристаллическое совершенство, хорошее воспроизведение параметров эпитаксиальных слоев по всей толщине периодической структуры, планарность слоев и структуры в целом.

Смещение пиков OSL сверхрешетки (см. рис. 1, кривые 2, 3 и таблицу) после отжига при 500 и 600°C указывает на существенное уменьшению средних значений деформации в сверхрешетке вследствие структурной трансформации избыточного мышьяка. Наряду со смещением нулевого пика существенно изменяется и форма дифракционных кривых. Размывается интерференционная картина, уменьшается ее протяженность. Эти изменения особенно сильно выражены после отжига при 600°C. Такой отжиг приводит к заметному уширению подложечного пика и уменьшению его коэффициента отражения.

Для определения периода сверхструктуры и характера структурных изменений, обусловленных высокотемпературным отжигом, был снят ряд кривых качания в широком угловом интервале в режимах $\omega-2\theta$ - и ω -сканирования. Когерентные $\omega-2\theta$ -кривые для всех образцов показаны на рис. 2. Видно, что отмеченные ранее изменения формы кривых качания после отжига образцов четко проявились и в широком угловом диа-

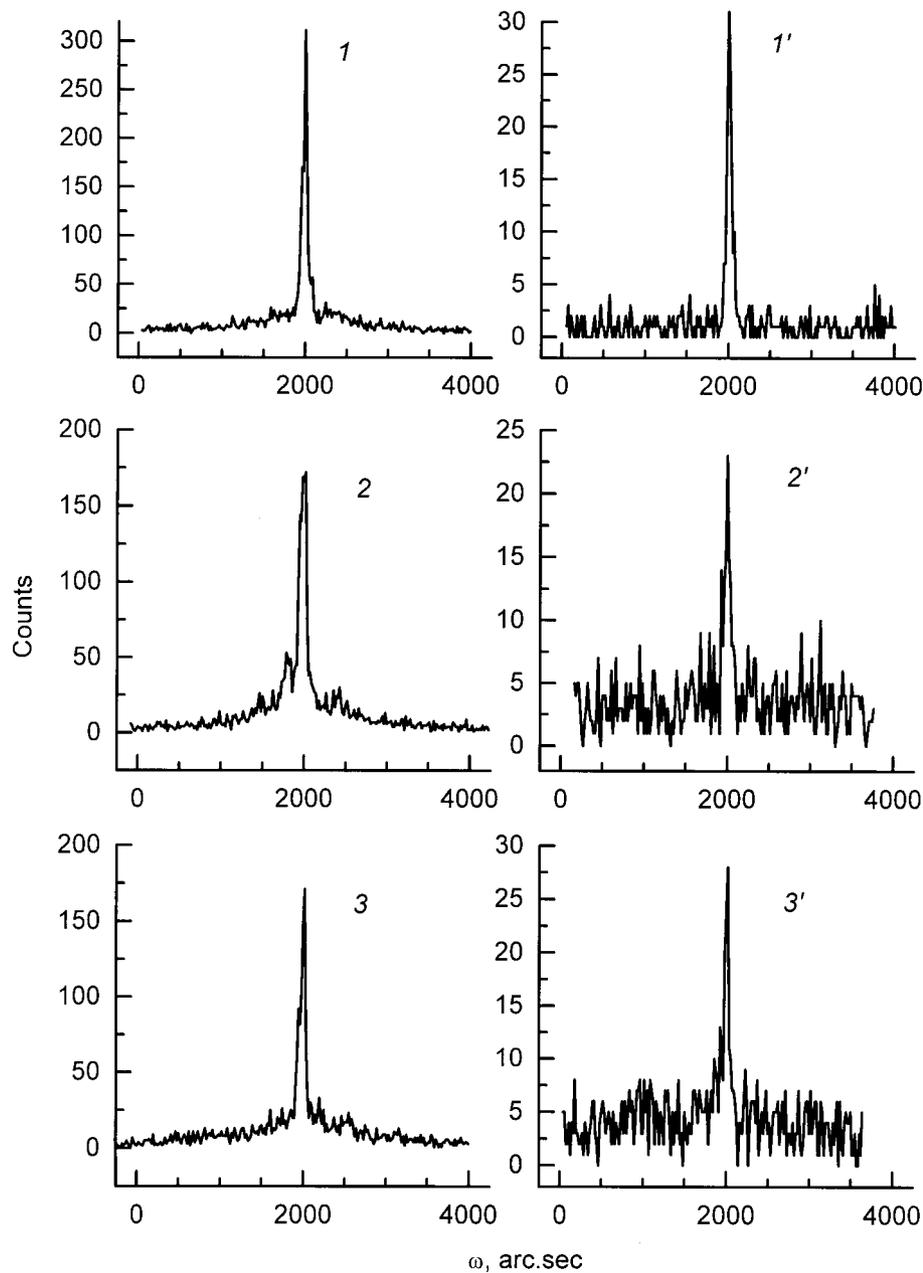


Рис. 3. Рентгеновские ω -кривые, снятые при двух различных положениях детектора, для исходной (1, 1') и отожженных при 500°C (2, 2') и 600°C (3, 3') сверхрешеток InAs–GaAs, выращенных при низкой температуре. Излучение $\text{CuK}\alpha_1$. 1–3 — $2\Theta = 66.20^\circ$, 1'–3' — $2\Theta = 65.48^\circ$.

пазоне. Структурные изменения при отжиге привели к значительному размытию интерференционных картин и погасанию сверхструктуры максимумов. По сравнению с исходной кривой угловая протяженность дифракционных кривых уменьшилась вдвое после отжига при 500°C и почти в 3 раза после отжига при 600°C.

Одновременно с уменьшением ширины углового диапазона можно было ожидать заметного увеличения диффузной составляющей дифрагируемого излучения, обусловленной рассеянием рентгеновского излучения на кластерах As. Образование As-кластеров должно было

привести к появлению в дифрагирующем объеме эпитаксиальной структуры новых неоднородно распределенных по объему и различающихся по размеру рассеивающих центров. Это, вообще говоря, должно было привести к увеличению диффузного рассеяния и, следовательно, могло быть зарегистрировано по изменению формы и параметров ω -кривых.

Анализ ω -кривых показал, что диффузное рассеяние локализовано вблизи отражения (004)GaAs. На рис. 3 показано по две характерные ω -кривые для каждого из исследованных образцов, снятые вблизи отражения

(004)GaAs ($2\Theta \approx 66.20^\circ$) и при довольно значительной угловой отстройке от подложечного максимума ($2\Theta \approx 65.48^\circ$). Кривые, снятые вдали от основного максимума, имеют довольно узкий когерентный пик, широкая диффузная составляющая практически отсутствует. Кривые, снятые вблизи отражения (004)GaAs ($2\Theta_{\max} = 66.06^\circ$), наряду с узким когерентным пиком имеют заметную диффузную подставку. Такая форма ω -кривых характерна для кристаллов, содержащих мелкие структурные дефекты точечного и (или) кластерного типа. При этом с большой вероятностью можно утверждать, что более крупных дефектов типа дислокационных петель или дислокаций несоответствия в кристаллической матрице нет. Большая полуширина диффузной компоненты указывает на малый размер рассеивающих центров, а незначительная интенсивность — на небольшое количество рассеивающих центров и (или) их слабую рассеивающую способность. Сопоставление кривых от исходного и отожженных образцов показало, что изменение диффузной компоненты после отжига структур незначительно. Это обстоятельство, а также тот факт, что максимум диффузного рассеяния располагается вблизи когерентного пика подложки, дают основание предположить, что наиболее значительный вклад в диффузное рассеяние вносят дефекты в приповерхностном слое подложки и на границе подложка–эпитаксиальная структура. Оценки плотности дефектов, сделанные по полуширине некогерентной компоненты, показывают, что плотность дефектов увеличивается от $(3.5 \div 5.0) \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ в исходной структуре и структуре отожженной при 500°C до $(7.0 \div 8.0) \times 10^9 \text{ см}^{-2}$ в структуре, отожженной при 600°C . Корреляционные длины в направлении [110], перпендикулярному вектору дифракции, соответственно уменьшаются от $25 \div 30$ до $20 \div 22$ нм. Небольшое уширение когерентного пика и уменьшение его интенсивности для отожженных образцов (см. рис. 3), по-видимому, связано с уменьшением полной протяженности интерференционной картины.

Обсуждение

Полученные экспериментальные данные позволяют утверждать, что выращенная при низкой температуре InAs–GaAs периодическая структура обладает высоким кристаллическим совершенством, которое на рентгеновских дифракционных кривых характеризуется узкими интенсивными пиками отражения и протяженной интерференционной картиной, формируемой толщинными осцилляциями и сверхструктурными пиками. Как отдельные слои, так и структура в целом обладают высокой планарностью, толщины слоев хорошо воспроизводятся от периода к периоду. Слабая интенсивность диффузного рассеяния рентгеновского излучения и характер его распределения в обратном пространстве (см. ω -кривые на рис. 3) указывают на сравнительно низкую плотность дефектов в структурах и их малый размер. По-видимому, основная часть дефектов, дающих вклад в диффузное

рассеяние, локализована в приповерхностном слое подложки и на границе подложка–эпитаксиальная пленка. Такими дефектами могут быть точечные дефекты и (или) мелкие кластеры. Протяженных структурных дефектов типа дислокаций несоответствия в структурах нет.

Используя для анализа полученных нами данных методический подход, предложенный в работе [7], можно утверждать, что в процессе низкотемпературного эпитаксиального роста большая часть избыточного мышьяка заняла места в катионной подрешетке GaAs. Слои InAs, чередуемые слоями GaAs, образуют правильную периодическую структуру с периодом $T_{SL} = 30 \pm 1$ нм и средним значением упругой деформации $(+2.1 \times 10^{-3})$, определяемым количеством избыточного As и толщиной слоев InAs. Протяженная интерференционная картина, низкая плотность и малый размер структурных дефектов позволяют утверждать, что структура в целом и составляющие ее слои InAs и GaAs, обогащенные мышьяком, обладают высоким кристаллическим совершенством и хорошей планарностью, а период чередования слоев выдержан с хорошей точностью по всей толщине структуры. Характерная форма дальних сверхструктурных максимумов позволяет предположить наличие небольшого градиента периода по толщине структуры.

Доказательством того, что избыточный мышьяк преимущественно занимает положения в узлах решетки GaAs, могут служить результаты моделирования когерентной ω – 2Θ -дифракционной кривой от исходного образца, выполненного в рамках модели Такаги–Топена для идеального деформированного кристалла. Так как существующие модели расчетов не позволяют корректно учесть наличие избыточных атомов одной группы в подрешетке атомов другой группы, в проведенных нами расчетах для компенсации дополнительной деформации, обусловленной наличием избыточного As, была несколько увеличена толщина слоев InAs, что практически не повлияло на точность определения периода сверхструктуры. Расчетная кривая показана на рис. 4. На том же рисунке для сравнения приведена экспериментальная кривая качания для неотожженного образца. Видно, что расчетная и экспериментальная кривые хорошо согласуются друг с другом как качественно, так и количественно. Проведенные расчеты позволили уточнить период сверхрешетки и точность (однородность) его воспроизведения по толщине. Предположение о наличии небольшого градиента периода по толщине, основанное на анализе формы дальних сверхструктурных пиков, подтвердилось результатами расчетов.

Вследствие изменения состояния избыточного мышьяка в процессе отжига (образование кластеров, увеличение их размеров с ростом температуры) можно было бы ожидать значительного увеличения диффузного рассеяния в отожженных образцах по сравнению с исходными. Однако проведенные исследования показали, что диффузное рассеяние мало изменяется при отжиге. Это означает, что отжиг не привел к образованию новых и (или) значительному увеличению плотности

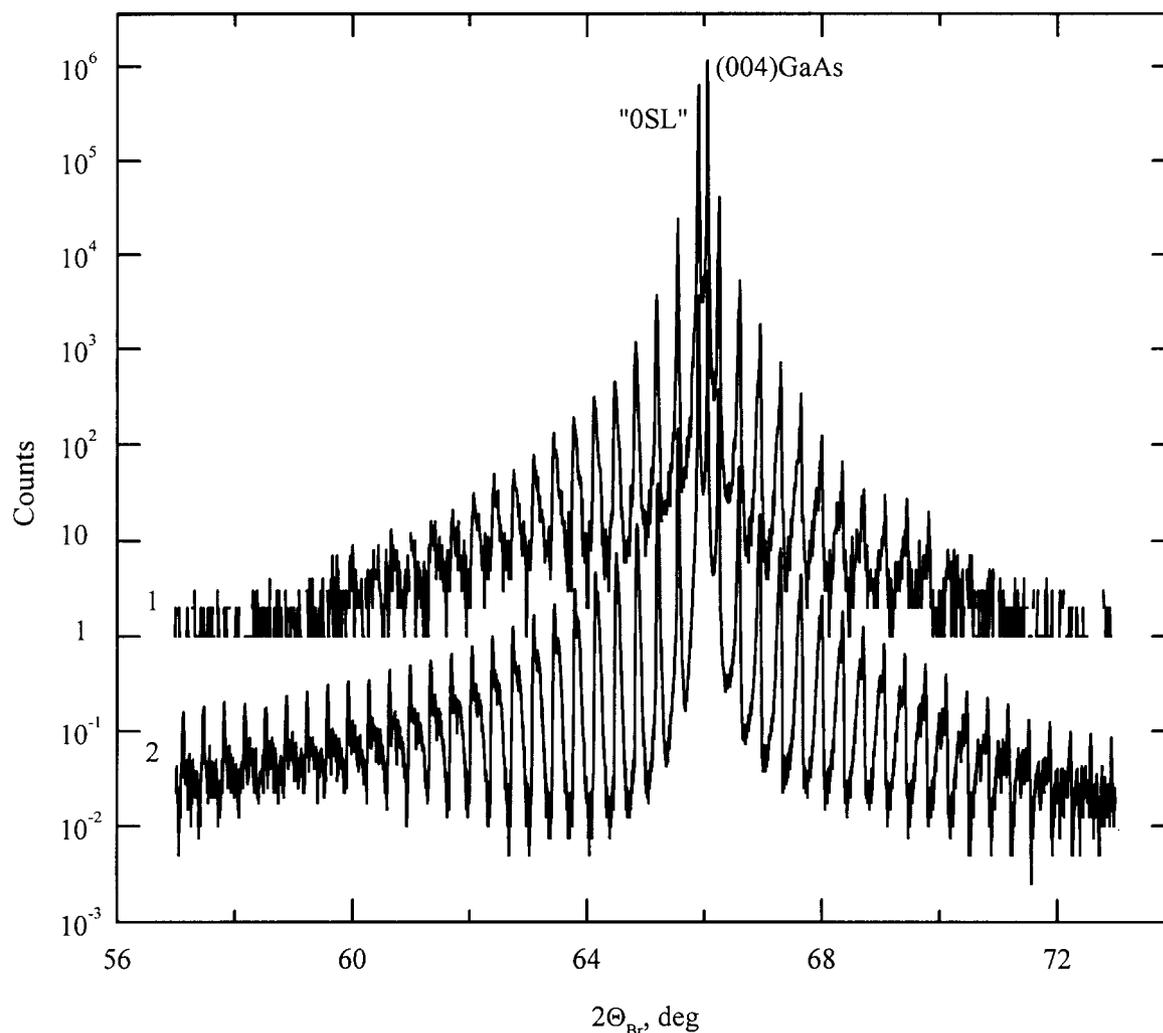


Рис. 4. Экспериментальная (1) и расчетная (2) кривые дифракционного отражения от сверхрешетки InAs–GaAs, выращенной при низкой температуре. Рефлекс (004). Излучение $\text{CuK}\alpha_1$. Расчетные параметры структуры $T_{\text{SL}} = 300 \text{ \AA}$, $T_{\text{InAs}} = 3 \text{ \AA}$.

и размеров уже существующих дефектов, определяющих диффузное рассеяние, а рассеяние на кластерах As размером до 8 нм и в концентрации $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$ мало. Слабая рассеивающая способность кластеров As, по-видимому, обусловлена тем, что кластеры встраиваются в решетку GaAs без образования сильных локальных деформаций окружающей матрицы и без образования протяженных структурных дефектов типа дислокаций несоответствия, образующихся при релаксации упругих напряжений. Этот вывод подтверждается результатами электронно-микроскопических исследований образцов.

Процесс структурного преобразования происходит, по-видимому, следующим образом. В процессе отжига большая часть избыточного мышьяка, занимавшего исходно места в подрешетке галлия, диффундирует по кристаллу и образует мелкие кластеры, достаточно однородно распределенные по объему периодической структуры. Отсутствие сколько-нибудь заметных изменений в харак-

тере распределения диффузной компоненты дифрагируемого излучения позволяет предположить, что в образующихся кластерах As, начиная с весьма малого размера, формируется собственная кристаллическая структура с параметрами, согласованными с параметрами матрицы GaAs. По-видимому, именно это объясняет тот факт, что кластеры встраиваются в решетку практически без образования структурных дефектов, а средний параметр решетки слоя GaAs, выращенного при низкой температуре, релаксирует к значениям, характерным для стехиометрического GaAs, что хорошо видно по сдвигу пика OSL.

Из рис. 1 и таблицы видно, что отжиг при 500°C вызывает лишь незначительные изменения коэффициента отражения и полуширины основных пиков кривых качания. Значительно более сильные изменения этих параметров происходят после отжига при 600°C . Уширение подложечного пика и уменьшения его коэффициента отражения, по-видимому, обусловлено диффузией избыточного мышьяка в подложку.

Незначительное увеличение диффузной компоненты дифрагируемого излучения на отожженных образцах не позволяет связать наблюдаемое на соответствующих когерентных кривых (см. рис. 1 и 2, кривые 2 и 3) размытие интерференционных картин и погасание сверхструктурных максимумов с некогерентным рассеянием рентгеновского излучения непосредственно на кластерах As. Основной причиной этого эффекта, по всей видимости, является нарушение планарности эпитаксиальных слоев [8], т. е. увеличение неоднородности слоев по толщине, размытие интерфейсов и увеличение их шероховатости вследствие диффузии индия, а также формирования кластеров As вблизи тонких слоев InAs. Следует отметить, что из-за высокой концентрации собственных точечных дефектов, в частности вакансий галлия, диффузия индия в GaAs, выращенном при низкой температуре, происходит значительно быстрее, чем в стехиометрическом материале [9]. Данные работы [9] были использованы для оценки диффузионного размытия слоев InAs в исследованных нами сверхрешетках. Оказалось, однако, что длины диффузии индия за время отжига образцов, полученные из экстраполяции данных [9], в несколько раз меньше оценок непланарности (неоднородности) периода сверхрешетки, полученных из данных по протяженности $\omega-2\Theta$ интерференционных картин (см. $\pm T_{SL}$ в таблице). Столь существенная разница, возможно, связана с тем, что в работе [9] исследовались образцы с иной структурой: сверхрешетка (6 нм In_{0.2}Ga_{0.8}As–10 нм GaAs) выращивались при нормальной температуре, а в качестве источника вакансий галлия использовался слой GaAs, выращенный при низкой температуре поверх этой сверхрешетки. В нашем же случае как слои GaAs, так и тонкие слои InAs выращивались при низкой температуре, что должно обеспечить большую концентрацию вакансий и, соответственно, больший коэффициент In–Ga-интердиффузии.

Кроме того, наличие периодического деформационного потенциала в сверхрешетке InAs–GaAs оказывает существенное влияние на пространственное распределение кластеров мышьяка, образующихся в процессе отжига [5]. Тонкие слои InAs являются центрами аккумуляции кластеров, что было подтверждено электронно-микроскопическими исследованиями. Формирование кластеров приводит к вытеснению индия и разрыхлению тонких слоев InAs. Это неоднородное разрыхление в совокупности с диффузионным размытием, по-видимому, и определяет наблюдаемые экспериментально изменения кривых качания при отжиге. Очевидно, что размытие и разрыхление слоев InAs должно быть тем сильнее, чем выше температура отжига образца, что и наблюдалось экспериментально.

Как видно из таблицы, значения концентраций избыточного As и толщин слоев InAs в периодической структуре, полученные из сравнения параметров кривых качания для исходного образца и образцов, отожженных при 500 и 600°C, весьма близки к соответствующим

значениям, полученным методом рентгеноспектрального микроанализа. Тем не менее следует отметить, что использование в таком анализе параметров кривых качания для образца, отожженного при 500°C, приводит к несколько заниженным значениям концентрации избыточного мышьяка. Это обусловлено тем, что после отжига при 500°C небольшая часть избыточного мышьяка по-прежнему остается в атомарном виде, и параметр решетки такого материала несколько больше, чем в стехиометрическом материале. После отжига при 600°C практически весь избыточный мышьяк переходит в кластеры, а концентрация атомарного мышьяка пренебрежимо мала. При этом параметр решетки оказывается немного меньшим, чем в стехиометрическом материале, вследствие высокой концентрации вакансий галлия и кластеров As. По нашим оценкам, эта деформация составляет около $-7.5 \cdot 10^{-5}$. С учетом указанных поправок можно заключить, что концентрация избыточного As в исследованных нами сверхрешетках InAs–GaAs составляет 0.3%, средняя концентрация InAs в эпитаксиальных пленках равна 0.85%, а средняя толщина слоев InAs в сверхрешетке составляет $2.28 \pm 0.02 \text{ \AA}$.

Заключение

Проведенные рентгенодифракционные исследования показали, что выращенная методом молекулярно-лучевой эпитаксии при низкой температуре 30-периодная сверхрешетка InAs–GaAs является кристаллически совершенной, несмотря на наличие 0.3 ат% избыточного мышьяка. Толщина слоев InAs в этой сверхрешетке составляет около 1 монослоя, а неоднородность периода и отклонения от планарности слоев не превышают 1 нм. На кривых качания такой сверхрешетки в широком угловом диапазоне наблюдается ярко выраженная протяженная интерференционная картина, близкая к идеальной, полученной из модельных расчетов. Интенсивность диффузного рассеяния мала. Анализ данных рентгеновской дифракции позволяет утверждать, что основная часть избыточных атомов мышьяка, захваченных в пленку в процессе низкотемпературной эпитаксии, занимает позиции в катионной подрешетке, образуя антиструктурные дефекты As_{Ga}.

В процессе отжига избыточный мышьяк образует кластеры, большая часть которых аккумулируется на тонких слоях InAs. Формирование кластеров приводит к разрыхлению и ухудшению однородности слоев InAs. Кроме того, при отжиге сверхрешетки InAs–GaAs происходит интердиффузия индия, ускоренная из-за высокой концентрации собственных точечных дефектов. Эти явления приводят к затуханию сверхструктурных максимумов в отожженных образцах. Установлено, что кластеры мышьяка не дают сколько-нибудь существенного вклада в диффузное рассеяние рентгеновского излучения, которое слабо изменяется при отжиге.

Авторы признательны Н.А. Берту и Ю.Г. Мусихину за данные электронно-микроскопических исследований.

Работа была поддержана Российским фондом фундаментальных исследований и Министерством науки России (программы: "Фуллереы и атомные кластеры" и "Физика твердотельных наноструктур").

Список литературы

- [1] *Molecular Beam Epitaxy and Heterostructures*, ed. by L.L. Chang and K. Ploog (Martinus Nijhoff Publishers: Dordrecht, Boston, Lancaster, 1985).
- [2] M. Kaminska, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, T. George, J.B. Kortright, F.W. Smith, B.Y. Tsaur, A.R. Calawa. *Appl. Phys. Lett.* **54**, 1831 (1989).
- [3] Н.А. Берг, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, С.И. Голошапов, 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).
- [4] T.M. Cheng, C.V. Chang, A. Chin, J.H. Huang. *Appl. Phys. Lett.*, **64**, 2517 (1994).
- [5] Н.А. Берг, В.В. Чалдышев, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **29**, 2232 (1995).
- [6] G.M. Martin. *Appl. Phys. Lett.*, **39**, 747 (1981).
- [7] M. Leszczynski. *Phys. Rev. B*, **48**, 17046 (1993).
- [8] В.Г. Груздов, А.О. Косоогов, Н.Н. Фалеев. *Письма ЖТФ*, **20**, вып. 14, 1 (1994).
- [9] J.C. Tsang, C.P. Lee, S.H. Lee, C.M. Tsai, J.C. Fan. *J. Appl. Phys.*, **79**, 664 (1996).

Редактор В.В. Чалдышев

High-resolution x-ray diffraction study of InAs–GaAs superlattice grown by molecular-beam epitaxy at low temperature

N.N. Faleev, V.V. Chaldyshev, A.E. Kunitsyn,
V.V. Preobrazhenskii*, M.A. Putyato*, B.R. Semyagin*,
V.V. Tretyakov

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

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

Abstract Using high-resolution x-ray diffraction we have studied InAs–GaAs superlattices grown by molecular-beam epitaxy at low temperature. The as-grown superlattice was found to be quite perfect in spite of a high concentration of point defects related to a strong arsenic excess. The analysis of x-ray rocking curve for annealed samples showed that precipitation of excess As and indium interdiffusion lead to a considerable transformation in the structure of InAs–GaAs superlattice.