

УДК 539.26 / 27 : 548.4

© 1993

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaSb, ВЫРАЩЕННЫХ НА ПОДЛОЖКАХ (001) GaAs МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИЕЙ

Р. Н. Кютт, Р. Шольц, С. С. Рувимов, Т. С. Аргунова, А. А. Будза, С. В. Иванов, П. С. Копьев, Л. М. Сорокин, М. П. Щеглов

Представлены результаты исследования структурного совершенства гетероэпитаксиальных слоев GaSb, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках (001) GaAs комплексом дифракционных методов, включающим в себя рентгеновскую трехкристальную дифрактометрию, просвечивающую электронную микроскопию и рентгеновскую топографию. Показано, что на границе GaSb—GaAs формируется сетка дислокаций несоответствия, вытянутых по направлениям типа (110), со средним расстоянием 5.5 нм между ними. В основном это чисто краевые дислокации Ломера с векторами Бюргерса типа $a/2 \langle 110 \rangle$, лежащими в плоскости гетерограницы. Сетка дислокаций практически полностью снимает напряжения несоответствия. Установлено, что плотность 60° дислокаций, образующихся на начальной (островковой) стадии формирования слоя и проникающих в него в ходе роста, резко падает от величин порядка 10^{10} до 10^8 см $^{-2}$ в узком (0.2—0.4 мкм толщиной) слое вблизи гетерограницы вследствие аннигиляции дислокаций при их взаимодействии. Показано, что большинство дислокаций в вышележащем слое имеет значительную винтовую компоненту вектора Бюргерса и распределено в целом хаотически, образуя, однако, границы разориентации размерами порядка 1—3 мкм. Следствием этого является уширение рентгеновских дифракционных максимумов как вдоль вектора обратной решетки H, так и перпендикулярно к нему. Результаты работы свидетельствуют о возможности воспроизводимого получения ненапряженных слоев GaSb, пригодных для практического использования.

Эпитаксиальные структуры GaSb/GaAs являются перспективными при разработке элементарной базы сверхбыстродействующей микроэлектроники [1, 2]. Одной из причин ухудшения электрофизических параметров таких структур являются дефекты кристаллической решетки, обусловленные высоким уровнем несоответствия параметров арсенида и антимонида галлия (7.5%). Поэтому исследование распределения дефектов и механизмов дефектообразования в этих структурах представляется важной задачей, непосредственно связанной с проблемой понижения плотности дефектов в сильно рассогласованных эпитаксиальных структурах. Для решения последней широко используются различные приемы, например выращивание напряженных сверхрешеток (СР), буферных слоев переменного состава и т. д. [3—5]. Ранее было показано [6—12], что дефектообразование в сильно рассогласованных системах типа GaAs/Si, InAs/GaAs и др. имеет общие черты и происходит в процессе трехмерного островкового роста слоев на начальной стадии их формирования. Однако исследованию дефектов в структурах GaSb/GaAs посвящено сравнительно небольшое число работ [10—12], причем основным методом исследования являлась просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ). В то же время рентгенодифракционные методы, в особенности рентгеновская дифрактометрия (РД) [13], дают не менее ценную информацию о дефектной структуре этих объектов. Отметим, что традиционный РД метод оценки плотности дислокаций по полуширине двухкристальной кривой качания имеет ряд ограничений [14], снижающих его значение.

В данной работе проведено комплексное исследование структурного совершенства эпитаксиальных композиций GaSb/GaAs методами дифференциальной рентгеновской дифрактометрии, топографии и ПЭМ.

1. Образцы и методы исследования

Исследованные эпитаксиальные структуры GaSb/GaAs были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в трехкамерной сверхвысоковакуумной установке типа RIBER-1000 (предельное давление 10^{-10} мм рт. ст.) на полуизолирующих подложках GaAs (001). Как правило, на поверхности подложки первоначально выращивался слой арсенида галлия толщиной около 0.2 мкм при температуре подложки 620 °С, затем слой антимонида галлия толщиной порядка 0.2—0.5 мкм и комбинация напряженных короткопериодных СР типа ($\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{Sb—GaSb}$) или (AlSb—GaSb), что вместе представляло собой буферную структуру, на которой уже формировался основной слой антимонида галлия толщиной от 1.0 до 1.2 мкм. Общая толщина всей структуры, таким образом, не превышала 2 мкм. Температура роста эпитаксиальных слоев варьировалась в пределах от 500 до 540 °С, причем температура роста подложки $T = 530$ °С была выбрана базовой. Скорость роста составляла 0.7—0.9 мкм/ч, отношения интенсивностей потоков Sb/Ga менялись в интервале от 1 до 15. Все эпитаксиальные слои были выращены в антимонид-стабилизированных условиях, имели зеркально-гладкую поверхность и обладали p -типом проводимости. В ряде образцов эпитаксиальные слои GaSb были легированы индием.

Структурное совершенство образцов исследовалось методами рентгеновской топографии, трехкристальной РД и ПЭМ.

Рентгеновская топография осуществлялась в одно- и двухкристальном вариантах в Брэгг- и Лауэ-геометрии и давала общую оценку совершенства подложек и степени однородности распределения дефектов по площади образцов.

Дифференциальная РД проводилась на базе трех- и двухкристальных спектрометров со щелевым анализатором с использованием 200, 400, 422 $\text{Cu } K_{\alpha}$ -отражений. При этом для получения детальной информации о характере дислокационной структуры изучалось распределение интенсивности в плоскости рассеяния и измерялись уширения рефлексов от подложки и эпитаксиальных слоев в двух взаимно перпендикулярных направлениях параллельно W_{\parallel} и перпендикулярно W_{\perp} вектору обратной решетки H из кривых качания при $\omega - 2\omega$ и ω -сканировании соответственно. Кроме того, изучалось интегральное распределение интенсивности вдоль вектора H , для чего строился график зависимости интегральной интенсивности пика ω -кривой качания от угла анализатора η^A

$$J_i = \int i(\alpha) d\alpha$$

(α — угол поворота образца).

Для измерения относительных межплоскостных расстояний слоев и подложки ($\Delta d/d$) $_{\parallel}$ и ($\Delta d/d$) $_{\perp}$ параллельно и перпендикулярно границе раздела соответственно, а также для оценки когерентности гетерограниц и степени компенсации напряжений несоответствия использовалось асимметричное брэгтовское отражение 422 $\text{Cu}K_{\alpha}$.

Исследование структурного совершенства тонких (толщиной 0.1—0.2 мкм) приповерхностных слоев проводилось РД в скользящей геометрии, в которой использовались отражения от почти перпендикулярных поверхности кристаллографических плоскостей.

Детальное исследование дислокационной структуры образцов проводилось методами ПЭМ планарных и поперечных срезов на приборах JEOL JEM-7A (100 кВ), JEM 100C (100 кВ) и JEM 4000EX (400 кВ). Приготовление электронно-микроскопических образцов осуществлялось стандартными методами с использованием химического и ионного травления.

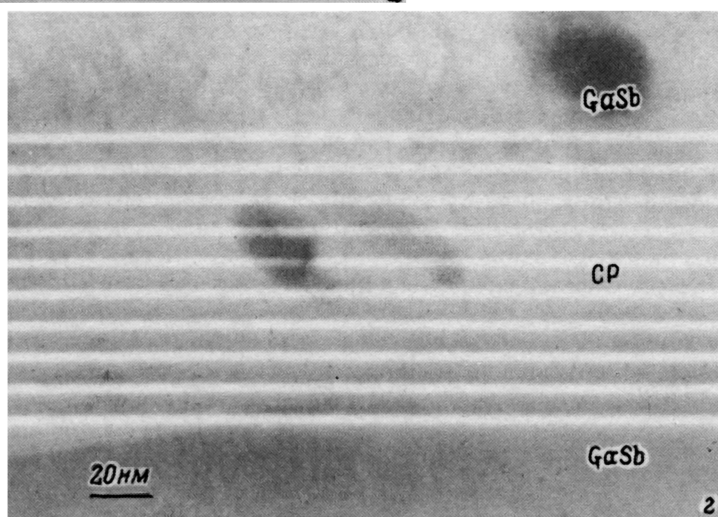
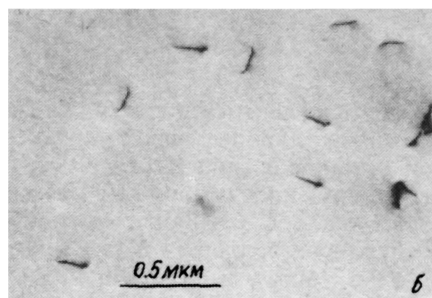
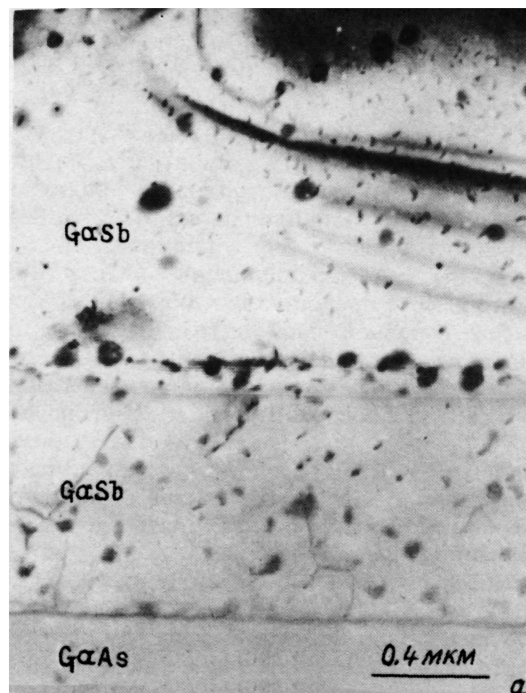


Рис. 1. Электронные микрофотографии поперечного среза эпитаксиальной структуры GaSb/GaAs, содержащей одну CP (60 \AA AlSb/ 60 \AA GaSb)₁₀ (а); планарных срезов, соответствующих приповерхностной части слоя GaSb (б) и области вблизи границы раздела с подложкой GaAs (в) и при большем увеличении по сравнению со снимком а (z).

2. Экспериментальные результаты

1) Распределение дислокаций по толщине эпитаксиальных композиций

Электронно-микроскопические наблюдения. На рис. 1, а приведена электронная микрофотография поперечного среза типичной эпитаксиальной структуры GaSb/GaAs, содержащей одну CP, состоящую из 10 слоев

Из этого снимка видно, что плотность дислокаций резко снижается при удалении от гетерограницы на 0,2—0,4 мкм. Соответствующие снимки планарных образцов показывают, что плотность дислокаций падает от 10^{10} см⁻² вблизи границы раздела (рис. 1, а) до $(2—3) \cdot 10^8$ см⁻² у поверхности эпитаксиального слоя (рис. 1, б). Дифракционный анализ позволил заключить, что большинство дислокаций имело вектор Бюргерса типа $a/2$ (110) и лежало в плоскости скольжения типа (111). При этом дислокации у поверхности имели преимущественно винтовую ориентацию, т. е. их линии были близки или практически совпадали с осью вектора Бюргерса, тогда как лишь небольшая их часть была представлена краевыми дислокациями. Дислокации у гетерограницы образовывали трехмерную сетку, в которой тройные узлы наблюдались и непосредственно вблизи границы, что указывало на возникновение дислокационных реакций на начальной стадии формирования слоя. Дислокационные реакции с аннигиляцией являлись, по-видимому, основным фактором, понижающим плотность дислокаций в слое. Действительно, на снимке поперечного среза практически не наблюдается загибания прорастающих дислокаций. В целом, как видно из электронно-микроскопических снимков, распределение дислокаций в слое хаотическое, хотя локально, в областях размером в несколько мкм, наблюдаются группы параллельных дислокаций с одним вектором Бюргерса (рис. 1, в). Эти группы условно можно рассматривать как фрагменты малоугловых границ, протяженность которых не позволяет говорить о них как о границах разориентации в макромасштабе.

Рентгенотопографическое исследование. Вследствие высокой плотности дислокаций в эпитаксиальных слоях исследование их с помощью рентгеновской топографии представлялось малоэффективным из-за недостаточной разрешающей способности метода. Основное внимание было сосредоточено на характере распределения дислокаций по площади образцов и наблюдении дефектов структуры подложек. Была предпринята попытка выяснить возможности различных топографических методов для оценки структурного совершенства приграничной области. И в Брэгг-, и в Лауэ-геометрии наблюдались рефлексы как от слоя, так и от подложки, давая возможность проводить экспозицию отдельно в каждом из них.

Дефекты структуры подложек легко выявлялись любым из использованных методов (методом Ланга и аномального прохождения рентгеновских лучей, методом Берга—Барретта—Ньюкирка и двухкристальной топографией) и представляли собой дислокации, распределенные, как правило, с плотностью 10^4 см⁻². Что касается дефектов вблизи границы раздела, то в ряде структур наилучший контраст демонстрировали топограммы, полученные на максимуме отражения подложек в однокристалльной Лауэ-геометрии (метод Ланга, Мо K_2). Наблюдаемый в этом случае контраст аналогичен контрасту от мелкоячеистой дислокационной структуры. Для других образцов такого контраста не наблюдалось ни в одном из использованных методов. Расходимость падающего пучка рентгеновских лучей в методе Ланга (2') значительно превышала полуширину собственных кривых отражения от подложки (20—30"), но была меньше полуширин кривых отражения от слоев (3'). Таким образом, формирование контраста от дефектов в рефлексах слоев было невозможно. В рефлексах подложек контраст был обусловлен степенью нарушения приграничной области. Наличие специфического контраста для ряда образцов говорит о сильных нарушениях вблизи гетерограницы. Контраста от дислокационных стенок или малоугловых границ не наблюдалось, что хорошо согласуется с данными ПЭМ об отсутствии протяженных дислокационных рядов. Не наблюдалось также изгиба образцов. В целом данные рентгеновской топографии свидетельствуют об однородном распределении дислокаций по площади образцов.

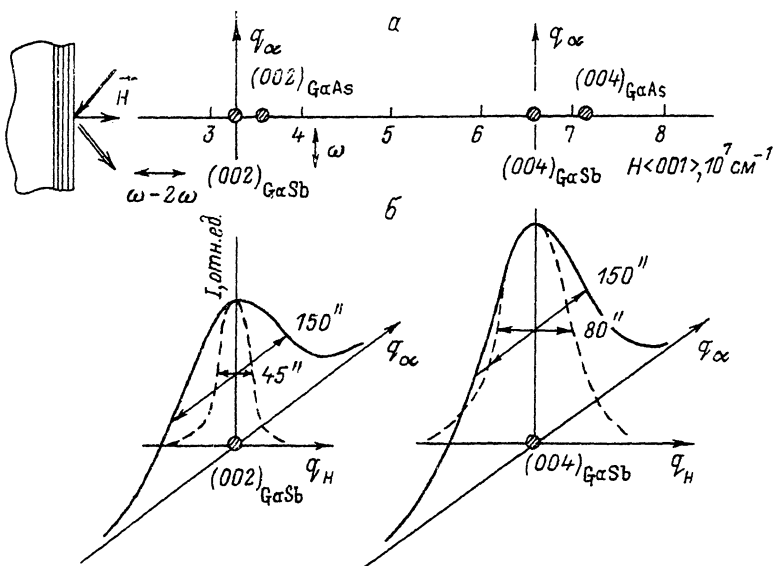


Рис. 2. Схема расположения узлов обратной решетки (а) и пример кривых распределения интенсивности в двух направлениях (б) для одного из образцов GaSb/GaAs.

Направления q_H и q_α соответственно параллельны и перпендикулярны вектору обратной решетки H .

Дифференциальная рентгеновская дифрактометрия. По данным РД, распределение дислокаций по толщине слоев антимонида галлия также преимущественно хаотическое, в котором, однако, присутствуют скопления дислокаций, вызывающие эффекты разориентации.

Схема распределения узлов обратной решетки и типичная кривая распределения интенсивности в двух направлениях для структуры без сверхрешетки приведены на рис. 2. Этот рисунок демонстрирует основные свойства дифракционной картины для всех исследованных образцов.

а) Рентгеновские рефлексы уширены по сравнению с совершенным монокристаллом как в направлении вектора обратной решетки H , так и в перпендикулярном к нему направлении (см. таблицу).

б) Полуширина отражения W_\perp в перпендикулярном H направлении значительно больше, чем полуширина W_\parallel вдоль H .

в) Величина W_\perp не зависит от длины волны и порядка отражения.

г) Полуширина отражения W_\parallel в направлении H меняется с изменением угла Брэгга пропорционально $\text{tg } \vartheta_B$ (рис. 3).

Как видно из таблицы, величины W_\parallel и W_\perp отличались для разных образцов, причем для слоев, легированных индием, эти величины были несколько больше.

2) Структурное совершенство сверхрешеток

Дифференциальная РД позволяет проанализировать структурное совершенство СР. На рис. 4 представлена кривая распределения интенсивности вдоль вектора обратной решетки H для отражения 400 от одного из образцов. На ней, кроме пиков подложки и слоев антимонида галлия (один пик для обоих слоев GaSb), имеются отражения от СР: нулевой пик и по одному спутнику с каждой стороны. Угловые расстояния между спутеллитами определяются периодом СР, получаемая отсюда величина периода ($T = 120 \text{ \AA}$) близка к задаваемому при выращивании значению.

Полуширины рентгенодифракционных отражений в двух направлениях в плоскости рассеяния: параллельно (W_{\parallel}) и перпендикулярно (W_{\perp}) вектору обратной решетки \mathbf{H} для компланарной ($\mathbf{H} = \langle 004 \rangle$) и скользящей ($\mathbf{H} = \langle 220 \rangle$) геометрии дифракции. Излучение $\text{CuK}\alpha$

Номер образца	Легирование	Отношение потоков Sb/Ga	Температура подложки, °C	$\mathbf{H} = \langle 004 \rangle$		$\mathbf{H} = \langle 220 \rangle$	
				W^*	W	W^*	W
813		4	500/530	40"	154"	—	—
811		4	500/530	—	160"	—	—
777		15	530	48"	160"	45"	140"
785		16	530	53"	165"	—	—
765	In	15	530	60"	195"	50"	200"
764	In	10	530	58"	215"	60"	200"

* Полуширины даны в шкале углов поворота образца.

Полуширина максимумов от СР на распределении интенсивности вдоль \mathbf{H} в основном определяется общей толщиной СР

$$t_{\text{CP}} = 10T = 1200 \text{ \AA},$$

$$W_{\parallel} = \lambda / (2t \cos \vartheta_B). \quad (1)$$

Очевидно, что дополнительное уширение, обусловленное дефектами структуры, на фоне большой полуширины пиков СР малозаметно. Полуширина пиков W_{\perp} в перпендикулярном \mathbf{H} направлении как для нулевого пика СР, так и для сателлитов одинакова и равна полуширине пика для антимонида галлия.

Измерение асимметричного отражения позволило определить степень когерентности СР. На рис. 5 представлено полученное в результате измерения асимметричного отражения 422 расположение соответствующих узлов обратной решетки в плоскости рассеяния. Из этого рисунка видно, что узлы пленки GaSb, нулевого пика и сателлитов СР находятся на одной нормали к гетерогранице, т. е. границы СР являются когерентными и не содержат заметного количества дислокаций несоответствия. Этот результат свидетельствует о том, что СР в исследованных структурах не приводили к заметному загибанию прорастающих дислокаций. На соответствующих электронно-микроскопических изображениях также не наблюдалось загибания большого числа дислокаций (рис. 1, а).

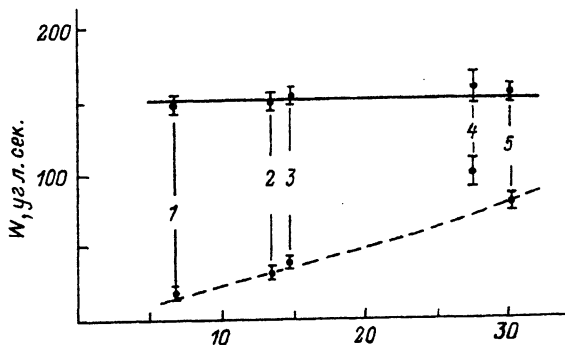


Рис. 3. Зависимость полуширины рефлексов ($I-S$) от брэгговского угла ϑ_B в двух направлениях: параллельно \mathbf{H} (штриховая линия) и перпендикулярно \mathbf{H} (сплошная линия).

1 — 200 Мо K_{α} , 2 — 400 Мо K_{α} , 3 — 200 Cu K_{α} , 4 — 800 Мо K_{α} , 5 — 400 Cu K_{α} .

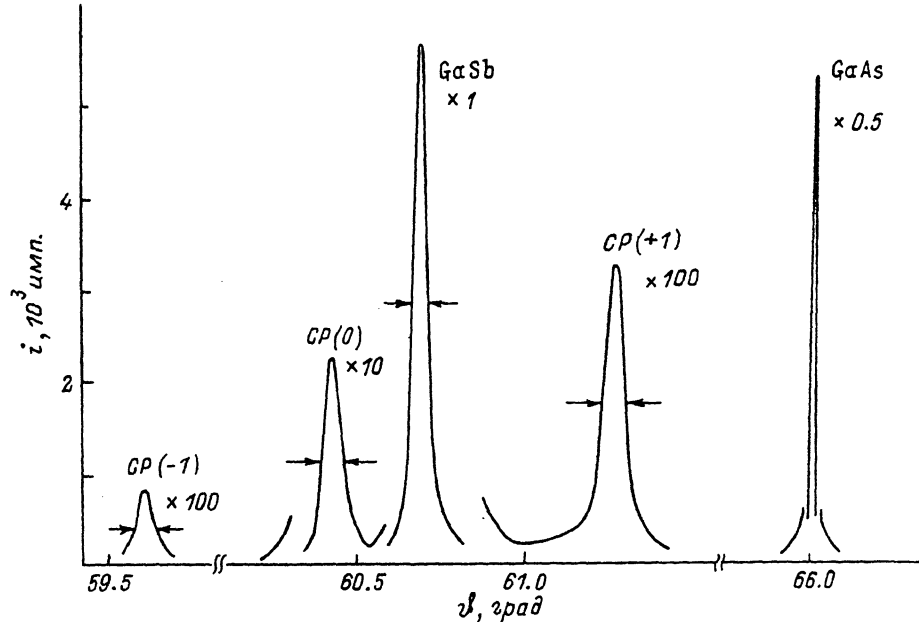


Рис. 4. Распределение интенсивности вдоль вектора обратной решетки \mathbf{H} для образца со сверхрешеткой. Отражение $004 \text{ SiK}\alpha$ -излучение. δ^A — абсолютная шкала углованализатора; CP (0) — сателлиты нулевого порядка; CP (+1), CP (-1) — сателлиты первого порядка.

3) Исследование границы раздела с подложкой GaAs (001)

На рис. 6 представлены электронно-микроскопические изображения гетерограницы GaSb/GaAs (поперечный срез) в дифракционном режиме (а) и в режиме высокого разрешения (б). Многолучевое светлопольное изображение (рис. 6, а) гетерограницы представлено эквидистантным рядом темных пятен, являющихся изображениями дислокаций несоответствия (ДН) в «торчковой» ориентации. Действительно, ДН в гетерогранице расположены по двум взаимно перпендикулярным направлениям типа $\langle 110 \rangle$, одно из которых нормально плоскости снимка (плоскость поперечного среза $\langle 110 \rangle$). Среднее расстояние между дислокациями на снимке 5.5 нм. Изображение атомной структуры гетерограницы, полученное на приборе JEOL JEM 4000EX при ускоряющем напряжении 400 кВ, свидетель-

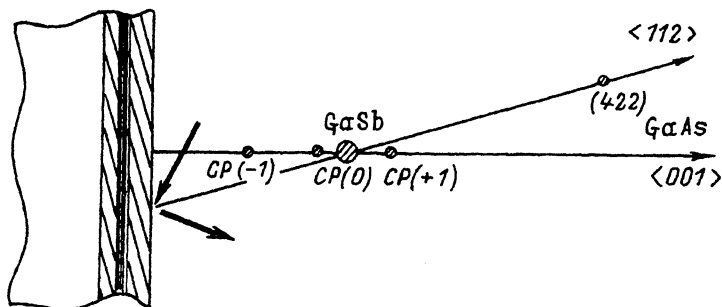


Рис. 5. Расположение узлов обратной решетки в плоскости рассеяния для асимметричного брэгговского рефлекса 422.

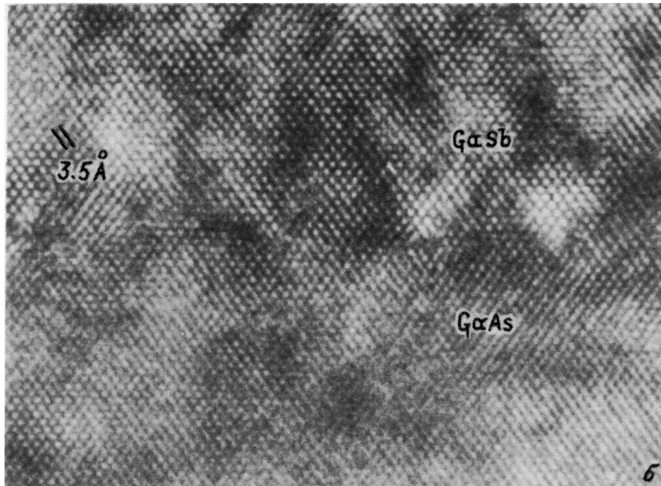
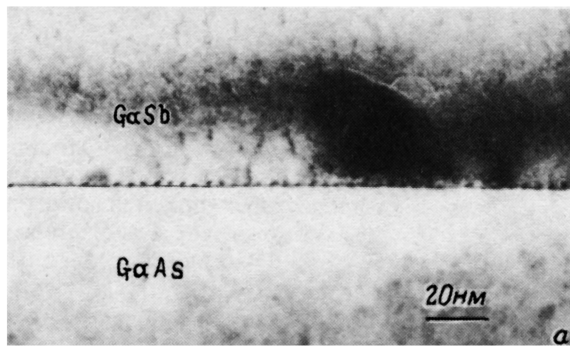


Рис. 6. Электронно-микроскопические изображения гетерограницы GaSb/GaAs (поперечный срез) в дифракционном режиме (*a* — многолучевое светлопольное изображение) и в режиме высокого разрешения (*b*).

ствует о резкости гетерограницы в пределах нескольких межплоскостных расстояний. Наблюдаемая атомная структура дислокационных ядер в основном соответствует чисто краевым дислокациям Ломера, векторы Бюргерса которых $\mathbf{b} = a/2 \langle 110 \rangle$ лежат в плоскости гетерограницы. Расстояния между ядрами дислокаций на снимке варьируются в широком интервале значений, однако среднее расстояние соответствует измеренному по рис. 6, *a* и составляет 5.5 нм.

4) Остаточные деформации в слоях GaSb

Анализ асимметричного брэгговского рефлекса позволил установить, что на границе GaSb/GaAs имеет место практически полная компенсация напряжений несоответствия. При этом $(\Delta d/d)_{\perp} = (\Delta d/d)_{\parallel}$ в пределах точности измерений ($\sim 5 \cdot 10^{-5}$); здесь $\Delta d = d_{\text{GaSb}} - d_{\text{GaAs}}$. К сожалению, использованный гониометр не имел достаточной точности в измерении абсолютных значений углов и не позволял фиксировать меньшие остаточные деформации на фоне больших угловых расстояний между пиками слоя и подложки. Для выявления малых деформаций проводилось сравнение отражений от пленки с соответствующим отражением от эталонного образца — монокристалла GaSb с точной фиксацией разницы в нулевых углах анализатора η^A .

$$(\Delta d/d) = (d_{\text{сл}} - d_{\text{ст}}) / d_{\text{ст}} = -0.5 (\eta_{\text{сл}}^A - \eta_{\text{ст}}^A) / \text{tg } \vartheta_B, \quad (2)$$

где $d_{\text{сл}}$ — межплоскостное расстояние в слое GaSb, $d_{\text{ст}}$ — та же величина для эталонного монокристалла GaSb, $\eta_{\text{сл}}^A$ и $\eta_{\text{ст}}^A$ — соответствующие им угловые положения анализатора, ϑ_B — угол Брэгга для 422 GaSb. Однокристалльная РТ подтверждает отсутствие изгиба структур, а на электронограммах гетерограницы отчетливо видны две системы рефлексов без тяжей, соответствующие решеткам GaSb и GaAs. Значение $(\Delta d/d)_{\parallel}$ соответствует измеренному на ПЭМ снимке среднему расстоянию L между дислокациями, распределенными с плотностью ρ

$$L = 1/\rho = (\Delta d/d)_{\parallel} / b \langle 110 \rangle. \quad (3)$$

3. Обсуждение результатов

Анализ дислокационной структуры по уширению РД кривых качания можно вести, опираясь на описанные в литературе теоретические разработки проблемы влияния различных дислокационных ансамблей на картину рентгеновской дифракции [14]. Двум крайним случаям в распределении дислокаций — хаотическому распределению прямолинейных дислокаций и мозаичной (блочной) дислокационной структуре — отвечают существенные различия в дифракционных картинах.

В первом случае основное воздействие на дифракцию рентгеновских лучей оказывает деформация вокруг дислокаций, приводящая к уширению дифракционного отражения вдоль вектора H . При этом величина уширения оказывается пропорциональной $\text{tg } \vartheta_B$ [14].

В случае блочной структуры основное влияние оказывает разориентация блоков, приводящая к уширению рефлекса в азимутальном направлении, т. е. перпендикулярно вектору H . Кроме того, при малых размерах блоков возможно появление уширений в обоих направлениях (как вдоль H , так и перпендикулярно к нему), обусловленное размерным эффектом вследствие ограничения размеров областей когерентного рассеяния по указанным направлениям. При этом значения W_{\parallel} и W_{\perp} определяются в симметричной брэгговской геометрии соответствующими размерами областей когерентного рассеяния t_1 и t_2

$$W_{\parallel} = \lambda / 2t_1 \cos \vartheta_B, \quad W_{\perp} = \lambda / 2t_2 \sin \vartheta_B. \quad (4)$$

Полученные нами результаты (рис. 3) соответствуют промежуточному случаю, имеющему черты как той, так и другой модели. Действительно, пропорциональность тангенсу угла Брэгга для полуширины W_{\parallel} рефлексов вдоль H свидетельствует о хаотическом распределении дислокаций. В то же время значительное уширение в перпендикулярном H направлении, не зависящее от величины H , указывает на присутствие значительных разориентаций. При этом не наблюдается сколько-нибудь заметного уширения за счет размерного эффекта, проявляющегося в соответствии с (4). Если даже это уширение имеется, его величина не выходит за рамки погрешности измерений, что соответствует размерам когерентных областей в пределах от 0.5 до 1 мкм.

Важная информация о характере дислокационной структуры может быть получена и из анализа формы дифракционных кривых. Для этого обычно строятся в логарифмическом масштабе зависимости интенсивности дифрагированного излучения от координаты в обратном пространстве вдоль вектора H и перпендикулярно к нему.

В большинстве случаев распределение перпендикулярно H имело гауссову форму, хотя с несколько более медленным спаданием на хвостах, что вполне согласуется с блочной моделью. Вдоль H распределение имело гауссову форму только в центральной части. При $\eta > \sigma$ (σ — дисперсия гауссовского распределения) закон изменения интенсивности с углом близок к квадратичному. Этот факт не укладывается в рамки анализа [14] для хаотических дислокаций, в соответствии с которым форма линии на дебаеграмме (что совпадает с интегральным распределением вдоль H в нашем случае) должна иметь гауссову форму и закон изменения интенсивности на хвостах должен быть близок к η^{-3} .

Сравнение экспериментальных данных, полученных нами, с теоретическим рассмотрением влияния на дифракцию других дислокационных моделей (дислокационных диполей, петель и др.) не позволяет взять эти модели за основу при объяснении наблюдаемых дифракционных эффектов. Наиболее близкой моделью в нашем случае является модель, вытекающая из ПЭМ наблюдений (п. 2). В соответствии с ними хаотически распределенные винтовые дислокации фрагментарно группируются в ряды протяженностью от 1 до 3 мкм, содержащие однознаковые дислокации. Расстояние между однознаковыми винтовыми дислокациями $L = 0.5 \pm 1.0$ мкм, величина их вектора Бюргера $a/2 \langle 110 \rangle = 40$ нм. Если на основании этих данных сделать грубую оценку величины вносимой ими разориентации в направлении, перпендикулярном H , то мы получим величину $b/L \sim (0.5 - 1) \cdot 10^{-3}$. Эта величина хорошо согласуется со средней полушириной ω -кривых, измеренных РД (см. таблицу). Данная модель имеет черты и первой, и второй из вышеуказанных моделей, снимая, таким образом, кажущееся противоречие между ними.

Выявленная в исследованных образцах дислокационная структура в общих чертах близка к наблюдавшейся ранее в системах InAs/GaAs [6, 7], GaAs/Si [8, 9] и, по-видимому, характерна для сильно рассогласованных систем в целом. Как правило, в них наблюдается резкое снижение плотности прорастающих дислокаций в сравнительно тонком (0.2—0.4 мкм) слое вблизи гетерограницы. Это подтверждается как прямыми электронно-микроскопическими наблюдениями (рис. 1), так и близкими значениями полуширин рефлексов в дифференциальной РД и в РД со скользящей геометрией дифракции. Последнее свидетельствует о близких значениях плотности дислокаций в приповерхностной области слоя GaSb и ее среднем значении по объему.

Роль СР в снижении плотности дислокаций при этом оказывается незначительной, на что указывают РД данные о когерентности границ СР и данные ПЭМ. Можно предположить, что уменьшение плотности дислокаций связано с их аннигиляцией при взаимодействии прежде всего на начальных этапах формирования буферного слоя GaSb.

В соответствии с литературными данными начальный этап роста характеризуется образованием зародышей на поверхности подложки с плотностью 10^4 — 10^5 см $^{-2}$. Было отмечено, что наиболее стабильной для роста является Sb-стабилизированная поверхность. Дальнейшее развитие и коалесценция островков приводит к формированию сплошного слоя GaSb, начиная с толщин порядка 30—50 нм. При этом ДН формируются на границе GaSb/GaAs уже на ранних стадиях роста островка, когда его толщина достигает критического значения. Островок имеет кристаллографическую огранку: боковые поверхности соответствуют плоскостям (111) А и В, различие в скоростях роста которых является причиной вытянутой формы островков. В отличие от традиционных механизмов ДН вводятся с боковой поверхности при латеральном росте островка. В основном это чисто краевые дислокации Ломера. 60°-дислокации, которые вводятся, как полагают, на начальной стадии зародышеобразования и реже при коалесценции островков, могут выходить из гетерограницы с последующим скольжением в слой, что является, по-видимому, основной причиной высокой плотности дисло-

каций у границы. В зависимости от условий роста могут меняться концентрации зародышей, латеральная и вертикальная скорости роста островков, плотность 60° -дислокаций в гетерогранице и их подвижность, а следовательно, и способность к взаимодействию и аннигиляции.

Ранее было отмечено, что начальная стадия роста слоя в сильно рассогласованной гетероэпитаксиальной системе играет важную роль в формировании ее дислокационной структуры [15]. Это следует также из анализа данных в таблице. Сравнение полуширин РД кривых качания для образцов, выращенных в различных условиях, показывает, что определяющее влияние на их величину, а следовательно, и на плотность дислокаций в слое оказывает режим роста. При этом двухступенчатый режим по температуре подложки с низкой начальной температурой имеет преимущество по сравнению с одноступенчатым. В то же время отношение Sb/Ga в широком интервале значений практически не влияет на полуширину рефлексов.

В отличие от данных работы [11] в наших образцах несоответствие параметров было полностью скомпенсировано дислокациями на границе раздела, хотя распределение дислокаций было менее регулярным. Последнее обстоятельство, связанное, вероятно, с условиями роста, главным образом с температурой подложки, могло стать причиной более высокой плотности прорастающих дислокаций. Это указывает на возможность введения 60° -дислокаций не только на границе слияния островков, но и в ходе их латерального роста вследствие неоднородности распределения напряжений, связанных с ДН.

Характер распределения дислокаций в границе раздела и изменения в их плотности могут влиять на уровень малых (меньше $5 \cdot 10^{-5}$) остаточных деформаций в образце, обуславливая колебания в положениях линий фотолуминесценции для образцов, полученных в одностадийных процессах [16] при высокой начальной температуре и больших величинах отношения потоков Sb/Ga (>10). Грубая оценка показывает, что при полной компенсации несоответствия решеток за счет дислокаций при температуре эпитаксии различие в коэффициентах термического расширения (КТР) слоя и подложки должно было бы приводить к деформации растяжения слоя на уровне $5 \cdot 10^{-5}$. Небольшие вариации в плотности ДН в пределах 5% могли бы привести к появлению остаточной деформации на уровне 10^{-5} , способной скомпенсировать деформацию за счет различия в КТР.

Таким образом, приведенные результаты показывают, что исследование сильно рассогласованных эпитаксиальных структур комплексом дифракционных методов, включающим в себя рентгеновскую дифрактометрию, топографию и ПЭМ, позволяет получать достаточно полную информацию об их дислокационной структуре, несмотря на ее сложный характер. Полученные данные позволили предложить модель дислокационной структуры, сочетающую в себе хаотическое распределение дислокаций с образованием блоков, которая, по-видимому, типична для сильно рассогласованных эпитаксиальных систем в целом. В то же время в работе была продемонстрирована возможность воспроизводимого получения ненапряженных структур со сравнительно низкой для таких объектов плотностью дислокаций ($\sim 10^8$ см $^{-2}$) в приповерхностной области при общей толщине слоев менее 2 мкм.

Список литературы

- [1] Munekata H., Esaki L., Shang L. // J. Vac. Sci. Techn. 1987. V. B5. P. 809—811.
- [2] Luo L. F., Bevesford B., Wang W. J., Munekata H. // Appl. Phys. Lett. 1989. V. 55. P. 789—791.
- [3] Hayaluj N., Ochi S., Miyashita M. et al. // J. Cryst. Growth. 1988. V. 93. P. 494—498.
- [4] El-Masry N. A., Tarn J. C., Kavam N. H. // J. Appl. Phys. 1988. V. 64. N 7. P. 3672—3677.
- [5] Гуткин М. Ю., Романов А. Е. // ФТТ. 1991. Т. 33. № 5. С. 1553—1557.
- [6] Zhang X., Staton-Bevan A. E., Pashly D. W. et al. // J. Appl. Phys. 1990. V. 67. N 2. P. 800—806.

- [7] Chang C.-A., Sarrano C. M., Chang L. L., Esaki L. / J. Vac. Sci. Technol. 1980. V. 16. P. 603.
- [8] Zhu J. G., Carter C. B. // Phil. Mag. 1990. V. A62. N 3. P. 319—328.
- [9] Fang S. F., Adomi K., Iyer S. et al. // J. Appl. Phys. 1990. V. 68. N 7. P. R31.
- [10] Rocher A., Kang J. M., Atmani H. et al. // Inst. Phys. Conf. Ser. N 117. Iop. Publ. Ltd. 1991. P. 509—514.
- [11] Rocher A. // Sol. St. Phenom. 1991. P. 563—572.
- [12] Bourret A., Fuoss P. H., Rocher A., Raisin C. // MRS Symposium «Advances in surface and thin film diffraction». Boston, 1990.
- [13] Argunova T. S., Kyutt R. N., Ruvimov S. S., Scheglov M. P. // Inst. Phys. Conf. Ser. N 117. Iop. Publ. Ltd., 1991. P. 669—673.
- [14] Рябошапка К. П. // Заводская лаборатория. 1981. В. 5. С. 26—33.
- [15] Pirous P. // Inst. Phys. Conf. Ser. 1989. V. 104. P. 49.
- [16] Иванов С. В., Алтухов П. Д., Аргунова Т. С. и др. // Sem. Sci. & Technol. 1992 (in press).

Физико-технический институт
им. А. Ф. Иоффе РАН
Санкт-Петербург

Поступило в Редакцию
27 октября 1992 г.