

## Структура и свойства слоев InGaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии при низкой температуре

© М.Д. Вилисова, И.В. Ивонин, Л.Г. Лаврентьева, С.В. Субач, М.П. Якубеня, В.В. Преображенский\*, М.А. Путьято\*, Б.Р. Семягин\*, Н.А. Берг†, Ю.Г. Мусихин†, В.В. Чалдышев†

Сибирский физико-технический институт при Томском государственном университете, 634050 Томск, Россия

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

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

(Получена 16 февраля 1999 г. Принята к печати 18 февраля 1999 г.)

Проведены исследования слоев InGaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках InP (100) при температурах 150–480°C и различных потоках мышьяка. Показано, что понижение температуры эпитаксии приводит к изменениям поверхности роста, захвату избыточного мышьяка и увеличению параметра решетки эпитаксиальной пленки. Отжиг образцов, выращенных при низкой температуре (*LT*), приводит к релаксации параметра решетки и формированию в матрице InGaAs кластеров мышьяка. Для образцов, выращенных при 150°C и отожженных при 500°C, концентрация кластеров составляет  $\sim 8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , а их средний размер  $\sim 5 \text{ нм}$ . В предположении, что избыточный мышьяк преимущественно захватывается в форме антиструктурных дефектов, из величины релаксации параметра решетки *LT* InGaAs при отжиге определена концентрация избыточного мышьяка  $(N_{\text{As}} - N_{\text{Ga}} - N_{\text{In}}) / (N_{\text{As}} + N_{\text{Ga}} + N_{\text{In}}) = 0.4 \text{ ат\%}$ . Слои InGaAs, выращенные при 150°C, характеризуются высокой концентрацией свободных электронов ( $\sim 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ). Отжиг таких слоев при 500°C приводит к уменьшению концентрации электронов до  $\sim 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Установлено, что изменение концентрации свободных электронов качественно коррелирует с изменением концентрации избыточного мышьяка в слоях.

В последние годы проявляется большой интерес к выращиванию слоев  $A^{III}B^V$  методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при низкой температуре [1–3]. Слои арсенида галлия, выращенные при температурах 150–200°C (*LT* GaAs), обладают высоким структурным совершенством и интересными электрическими и оптическими свойствами (высокое удельное сопротивление, малое время жизни носителей заряда). Такой материал может быть использован, например, для создания сверхбыстродействующих фотоприемников ближнего инфракрасного диапазона [4]. Для смещения чувствительности таких фотоприемников в практически важный диапазон длин волн 1.5–1.7 мкм представляет интерес исследование низкотемпературной эпитаксии твердых растворов InGaAs на согласованных по параметру решетки подложках InP.

Специфические свойства *LT* GaAs обусловлены захватом большого количества (до 1.5 ат%) избыточного мышьяка в процессе эпитаксии и последующим перераспределением его в решетке GaAs при отжиге с формированием наноразмерных кластеров мышьяка [1–3]. Более поздние исследования показали, что большой избыток мышьяка захватывается в кристалл и при низкотемпературном росте твердых растворов InGaAs, однако свойства *LT* InGaAs отличаются от свойств *LT* GaAs [5–8].

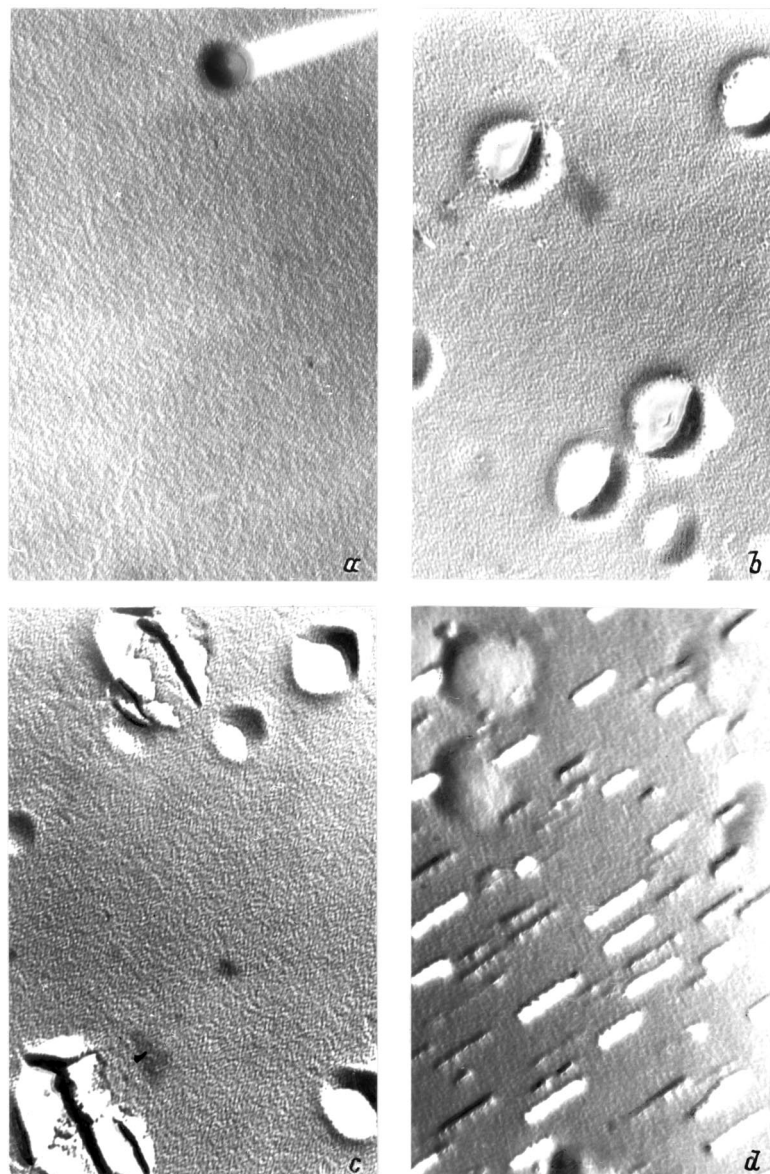
В данной работе изучается влияние температуры роста и давления паров мышьяка на структуру и электрофизические свойства слоев InGaAs, выращенных методом МЛЭ при низкой температуре.

### Методика эксперимента

Слои InGaAs выращивались в двухкамерной установке МЛЭ "Катунь" на подложках полуизолирующего InP с ориентацией (001). Потоки мышьяка, галлия и индия задавались температурами источников. Калибровка источников In и Ga проводилась каждый раз перед началом ростовых экспериментов по периоду осцилляций интенсивности зеркального рефлекса картины дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). Предэпитаксиальная подготовка подложек состояла из двух этапов: химической обработки (травление в растворе  $\text{H}_2\text{SO}_4 : \text{H}_2\text{O}_2 : \text{H}_2\text{O}$  в пропорции 3:1:1) и сгона пассивирующего окисла путем нагрева подложки в камере роста непосредственно перед эпитаксией (температура отжига — 500°C). Скорость роста пленки составляла  $\approx 1 \text{ мкм/ч}$ . Температура роста  $T_g$  варьировалась от 150 до 480°C, давление паров мышьяка  $P_{\text{As}_4}$  изменялось в пределах  $1.3 \cdot 10^{-6} - 1.1 \cdot 10^{-5} \text{ Тор}$ . Типичная толщина пленок составляла  $\sim 1 \text{ мкм}$ .

После осаждения образцы извлекались из камеры и делились на две части. Одна часть исследовалась непосредственно после роста (as grown), другая — после отжига в течение 10 мин в ростовой камере при температуре 500°C и давлении мышьяка  $5.3 \cdot 10^{-6} \text{ Тор}$ .

На всех образцах проводились исследования структуры поверхности слоев *in situ* методом ДБЭО. Рельеф ростовых поверхностей изучался электронно-микроскопически с применением метода оттененных платиной



**Рис. 1.** Микрофотографии поверхности слоев InGaAs (*a* —  $\times 60\,000$ ,  $T_g = 480^\circ\text{C}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 1.3 \cdot 10^{-6}$  Тор; *b* —  $\times 20\,000$ ,  $T_g = 150^\circ\text{C}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 5.3 \cdot 10^{-6}$  Тор; *c* —  $\times 20\,000$ ,  $T_g = 150^\circ\text{C}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 1.1 \cdot 10^{-5}$  Тор; *d* —  $\times 60\,000$ ,  $T_g = 150^\circ\text{C}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 1.1 \cdot 10^{-5}$  Тор, отжиг).

угольных реплик. Внутренняя структура слоев исследовалась методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на приборе Philips EM420, работающем при ускоряющем напряжении 100 кВ. Образцы исследовались как в планарной геометрии, так и в геометрии поперечного сечения. В первом случае для подготовки образцов использовалось химическое травление в растворе  $\text{HBr}:\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$  (1:1), во втором случае — распыление ионами  $\text{Ag}^+$  с энергией 4 кэВ при скользких углах. Исследования структуры также проводились методом двухкristальной рентгеновской дифрактометрии с использованием  $\text{CuK}_\alpha$ -излучения и рефлекса (004). Электрофизические параметры определялись из измерений электропроводности и коэффициента Холла методом Ван-дер-Пау.

## Исследования поверхности

После предростового отжига на поверхности подложек InP методом ДБЭО наблюдалась четкая сверхструктура  $(2 \times 4)\text{P}$ , что указывает на отсутствие заметных следов окисла. В процессе остывания подложки до  $480^\circ\text{C}$  сверхструктура сохранялась. При уменьшении температуры подложки происходило изменение структуры ее поверхности. При  $T_g \sim 200^\circ\text{C}$  поверхность оставалась атомарно-гладкой со сверхструктурой  $(1 \times 3)$ . При  $T_g = 150^\circ\text{C}$  сверхструктура на поверхности подложки исчезала.

В процессе роста слоев InGaAs при  $T_g \geq 300^\circ\text{C}$  на картинах *in situ* ДБЭО присутствовали сверхструктурные рефлексы, зеркальный рефлекс и Кикучи-линии,

что свидетельствует об атомарной гладкости фронта кристаллизации. При  $T_g \leq 200^\circ\text{C}$  сверхструктурные рефлексы в процессе роста отсутствовали, но зеркальный рефлекс и Кикучи-линии на картинах ДБЭО наблюдались при  $P_{\text{As}_4} \leq 2.7 \cdot 10^{-6}$  Тор. Отсюда следует, что упорядоченная структура поверхности на атомарном уровне размывается, но фронт кристаллизации в целом плоский. При увеличении давления  $\text{As}_4$  до  $5.3 \cdot 10^{-6}$  Тор и более на картинах ДБЭО появляются диффузный фон и точечные рефлексы. Интенсивность рефлексов увеличивается со временем. Из этого следует, что в процессе роста на поверхности существует и развивается макрорельеф (участки трехмерного роста).

Результаты электронно-микроскопических исследований ростовой поверхности слоев InGaAs согласуются с данными ДБЭО. Слои, выращенные при высокой ( $480^\circ\text{C}$ ) температуре, имеют планарную однородную поверхность во всем исследованном интервале давлений мышьяка (рис. 1, *a*). Рельеф поверхности слоев, выращенных при низкой температуре, зависит от давления паров мышьяка. При  $T_g = 150^\circ\text{C}$  и  $P_{\text{As}_4} = 1.3 \cdot 10^{-6}$  Тор поверхность микрошероховатая, без макродефектов. С увеличением давления паров мышьяка до  $5.3 \cdot 10^{-6}$  Тор на ростовой поверхности появляется значительное количество  $(2.5 - 3) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$  крупных (диаметр  $\approx 500$  нм) воронкообразных ямок, расположенных отдельно или группами (рис. 1, *b*). Дальнейшее увеличение  $P_{\text{As}_4}$  не приводит к заметному увеличению плотности ямок. Однако наряду с ямками изометрической формы появляются ямки ( $\sim 20\%$  от общего количества), вытянутые вдоль направления  $\langle 110 \rangle$ , обрамленные выступами (рис. 1, *c*).

После отжига при  $500^\circ\text{C}$  микроморфология поверхностей пленок, выращенных при высоких температурах, качественно не изменяется. На поверхности слоев, выращенных при низких температурах, появляется характерная штриховка, образованная системой параллельно расположенных углублений (бороздок), длина которых достигала 150 нм (рис. 1, *d*).

## Исследования внутренней структуры слоев

На кривых качания для всех образцов наблюдаются два пика отражения — от эпитаксиального слоя твердого раствора InGaAs и от подложки InP. Расогласование параметров решетки подложки и слоя  $\Delta a/a = (a_{\text{InGaAs}} - a_{\text{InP}})/a_{\text{InP}}$  составляет  $(3.5 \div 4) \cdot 10^{-3}$  при  $T_g = 200 \div 480^\circ\text{C}$  и увеличивается до  $(5 \div 6) \cdot 10^{-3}$  при  $T_g = 150^\circ\text{C}$ .

Зависимость полуширины дифракционного пика  $\Theta$  от температуры роста приведена на рис. 2. Для  $T_g = 480^\circ\text{C}$  величина  $\Theta$  составляет 24–30 угл. с. С понижением температуры осаждения величина  $\Theta$  возрастает (до 80–100 угл. с при  $T_g = 150^\circ\text{C}$ ), т.е. структурное совершенство значительно ухудшается.

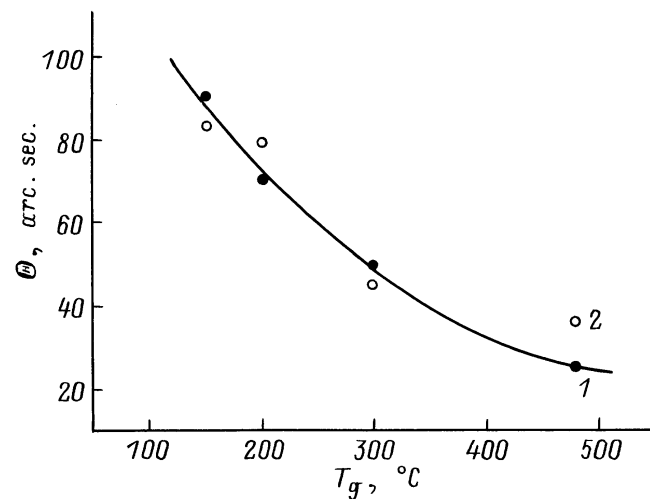


Рис. 2. Зависимость полуширины пика рентгеновской дифракции от температуры роста для слоев до (1) и после (2) отжига при  $500^\circ\text{C}$ .

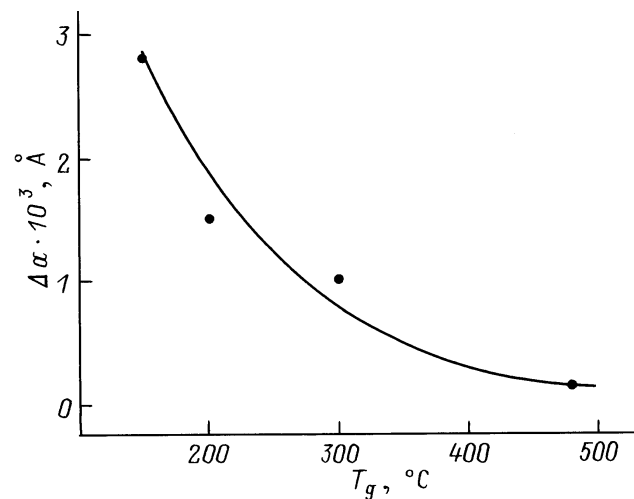


Рис. 3. Изменение параметра решетки слоев после отжига как функция температуры роста.

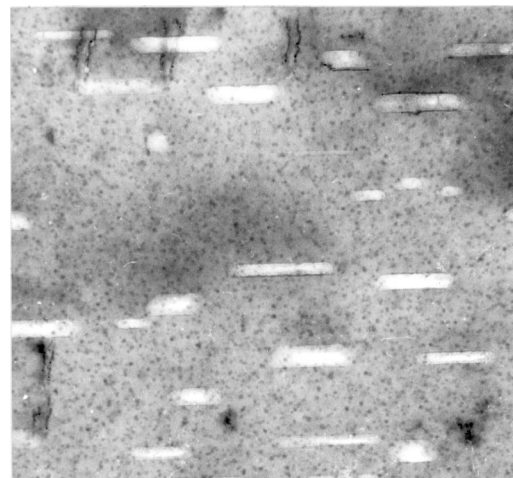


Рис. 4. Электронно-микроскопическое изображение слоя InGaAs, выращенного при  $150^\circ\text{C}$  и отожженного при  $500^\circ\text{C}$ .

Изменение давления паров мышьяка в пределах  $1.3 \cdot 10^{-6} - 1.1 \cdot 10^{-5}$  Торр не оказывает существенного влияния на структурное совершенство слоев: при всех давлениях мышьяка величина  $\Theta$  в случае низкой температуры эпитаксии больше, чем в случае высокой температуры.

Послеростовой отжиг слоев InGaAs в камере МЛЭ незначительно влияет на их общее совершенство (рис. 2), но заметно изменяет величину параметра решетки. Изменение параметра решетки слоя ( $\Delta a = a_i - a_{\text{анн}}$ ) при отжиге зависит от температуры роста (рис. 3). Минимальное  $\Delta a \approx 0$  наблюдается при  $T_g = 480^\circ\text{C}$ , максимальное  $\Delta a \approx 3 \cdot 10^{-3} \text{ \AA}$  — при  $T_g = 150^\circ\text{C}$ .

Электронно-микроскопические исследования показали, что основными дефектами структуры неотожженных слоев являются дислокации, наследуемые из подложки. На рис. 4 представлено электронно-микроскопическое изображение образца, выращенного при  $150^\circ\text{C}$  и отожженного при  $500^\circ\text{C}$ . На изображении виден контраст в виде массива темных точек размером  $\sim 5$  нм с плотностью  $\sim 8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Кроме того, наблюдаются светлые полосы, вытянутые вдоль направления  $\langle 110 \rangle$ . Электронно-микроскопические исследования образцов в поперечном сечении показали, что светлые полосы обусловлены наличием бороздок на поверхности, в то время как темные точки распределены по всему объему эпитаксиальных пленок. Можно заключить, что контраст в виде темных точек обусловлен скорее всего формированием кластеров мышьяка в матрице InGaAs.

## Электрофизические свойства

Измерения электрофизических свойств показали, что все слои InGaAs, как до, так и после отжига, имеют электронный тип проводимости и довольно высокую концентрацию носителей заряда, хотя легирование материала в процессе осаждения не проводилось. На рис. 5 показаны зависимости концентрации и подвижности электронов в слоях от температуры роста (кривые 1). Концентрация электронов увеличивается с понижением температуры роста от  $8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  ( $T_g = 480^\circ\text{C}$ ) до  $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  ( $T_g = 150^\circ\text{C}$ ), подвижность при этом уменьшается примерно на порядок. Давление паров мышьяка в процессе эпитаксии относительно слабо влияет на концентрацию электронов в слоях (рис. 6). Тем не менее следует отметить увеличение концентрации электронов с увеличением  $P_{\text{As}_4}$  при низкой температуре эпитаксии.

Как видно из рис. 6, отжиг при  $500^\circ\text{C}$  слабо влияет на электрофизические параметры слоев, выращенных при высокой температуре, в то время как для слоев, выращенных при  $150^\circ\text{C}$ , наблюдается уменьшение концентрации носителей до  $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  с соответствующим ростом подвижности.

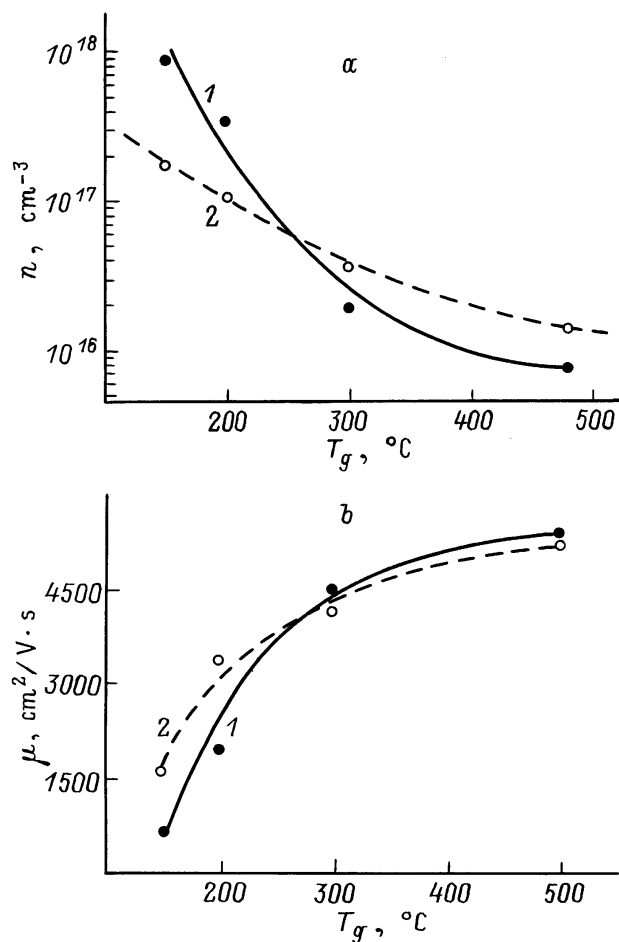


Рис. 5. Зависимость концентрации электронов (а) и их подвижности (б) от температуры роста для слоев InGaAs до (1) и после (2) отжига при  $500^\circ\text{C}$ .

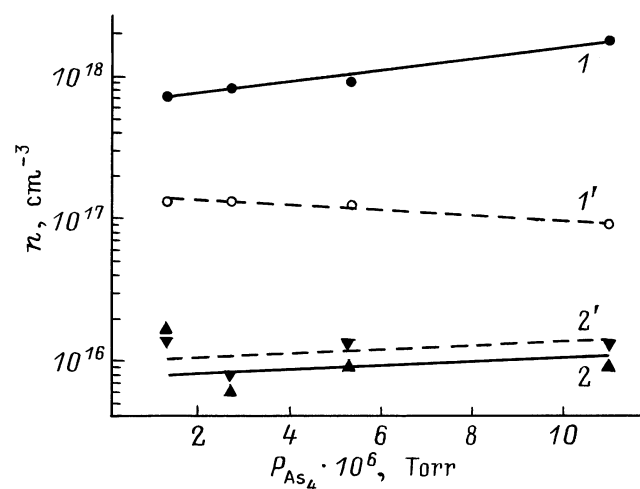


Рис. 6. Влияние давления паров  $\text{As}_4$  в процессе эпитаксии на концентрацию электронов в слоях InGaAs до (1, 2) и после (1', 2') отжига при  $500^\circ\text{C}$ . Температура роста,  $^\circ\text{C}$ : 1, 1' — 150, 2, 2' — 480.

## Обсуждение результатов

Из приведенных данных следует, что понижение температуры эпитаксии сопровождается изменением поверхности роста и структуры слоев InGaAs. Фронт роста, атомарно-гладкий при высоких температурах, становится атомарно-шероховатым при  $T_g < 473$  К. Увеличивается дефектность поверхности слоев, появляются характерные ямки роста субмикронных размеров. Возрастает полуширина пиков рентгеновской дифракции, что свидетельствует об увеличении дефектности слоев. Увеличивается рассогласование параметров решеток слоя InGaAs и подложки InP. Отжиг слоев, выращенных при низкой температуре, приводит к релаксации параметра решетки эпитаксиальных пленок и появлению характерного контраста на электронно-микроскопических изображениях, который может быть обусловлен формированием кластеров в объеме эпитаксиальных пленок. Вывод о формировании кластеров As в матрице InGaAs согласуется с результатами предшествующих исследований [8].

Следует отметить, что явления, сходные с описанными выше, наблюдались ранее [3] при низкотемпературной эпитаксии слоев GaAs. Увеличение параметра решетки GaAs при понижении температуры эпитаксии обычно связывают с захватом избыточного мышьяка в растущую пленку в форме точечных дефектов, концентрация которых достигает  $10^{20}$  см<sup>-3</sup>. Предполагается [9], что доминирующим типом точечных дефектов являются антиструктурные дефекты As<sub>Ga</sub>, причем длина связи As<sub>Ga</sub>–As<sub>As</sub> в таком дефекте на ~8% больше длины связи Ga–As в решетке GaAs. При отжиге *LT* GaAs параметр решетки релаксирует до значения, близкого к параметру решетки стехиометрического материала вследствие формирования кластеров избыточного мышьяка в матрице GaAs.

Проведем количественное сравнение данных для слоев InGaAs и GaAs, выращенных при 150°C. После отжига слоя GaAs при 500°C изменение параметра решетки составляет  $9 \cdot 10^{-3}$  Å, что, согласно калибровке [9], соответствует концентрации избыточного мышьяка  $(N_{As} - N_{Ga}) / (N_{As} + N_{Ga}) = 0.6$  ат%. При проведении подобного расчета для твердого раствора InGaAs следует учесть, что параметр решетки стехиометрического InGaAs близок к параметру решетки подложки InP (5.869 Å) и существенно больше параметра решетки GaAs (5.653 Å). Если принять, что длина связи As–As для антиструктурного дефекта в обоих материалах одинакова, то изменение параметра решетки слоя InGaAs в результате отжига при 500°C на  $3 \cdot 10^{-3}$  Å соответствует избытку мышьяка  $(N_{As} - N_{Ga} - N_{In}) / (N_{As} + N_{Ga} + N_{In}) = 0.4$  ат%. Концентрация антиструктурных дефектов при этом составляет  $\sim 0.8 \cdot 10^{20}$  см<sup>-3</sup>.

Высокая концентрация избыточного мышьяка в слоях InGaAs должна приводить к образованию кластеров в процессе отжига. Такие кластеры, по-видимому, и наблюдались нами методом ПЭМ. Сравнение ПЭМ

изображений слоев InGaAs и GaAs, выращенных и отожженных при одинаковых температурах, показало, что в первом случае концентрация и средний размер кластеров несколько меньше, что согласуется с результатами анализа данных рентгеновской дифракции. Известно, что выращивание структурно-совершенных стехиометрических слоев GaAs методом МЛЭ обычно проводится при температуре 580–600°C, а слоев InGaAs — при температуре 480–500°C. Это означает, что эпитаксия при 150°C обеспечивает более сильное отклонение от стехиометрических условий роста для GaAs, чем для InGaAs. Избыток мышьяка в слоях InGaAs, выращенных при 150°C, близок к величине [3], характерной для слоев GaAs, выращенных при 200°C.

Изменение потоков мышьяка в весьма широких пределах при низкотемпературной МЛЭ слоев InGaAs относительно слабо влияет на концентрацию избыточного мышьяка. Сходная слабая зависимость наблюдалась ранее [3,10] при низкотемпературной МЛЭ GaAs в области больших соотношений молекулярных потоков V/III. Отметим, однако, что соотношение молекулярных потоков V/III оказывает существенное влияние на формирование дефектов на поверхности роста и, вследствие этого, на общее структурное совершенство эпитаксиального слоя. При оптимальном выборе этого соотношения на поверхности роста отсутствуют макродефекты, что обеспечивает достаточно хорошее структурное совершенство эпитаксиальной пленки, выращиваемой при 150°C и содержащей высокую концентрацию избыточного мышьяка.

Следует отметить, что отжиг *LT* InGaAs приводит не только к формированию кластеров в объеме пленки, но и к появлению на поверхности отожженных слоев характерных бороздок (см. рис. 1, *d* и рис. 4). Такие дефекты поверхности, возможно, связаны с образованием пластинчатых скоплений мышьяка вблизи поверхности [8].

Таким образом, выращивание слоев InGaAs на подложках InP методом МЛЭ при низкой температуре приводит к захвату большого количества избыточного мышьяка в эпитаксиальные слои. Отжиг материала приводит к формированию кластеров As в матрице InGaAs. Явления захвата избыточного мышьяка и формирования кластеров в InGaAs качественно схожи с тем, что происходит при низкотемпературной МЛЭ и последующем отжиге GaAs. Однако электронные свойства *LT* GaAs и *LT* InGaAs существенно отличаются. Известно [3,9,11], что неотожженный *LT* GaAs имеет удельное сопротивление 10–1000 Ом·см, а после отжига при 500–600°C становится полупроводником. В отличие от этого *LT* InGaAs имеет низкое удельное сопротивление вследствие высокой ( $10^{18}$  см<sup>-3</sup>) концентрации свободных электронов. При отжиге концентрация свободных носителей заряда уменьшается, однако по-прежнему остается весьма высокой ( $10^{17}$  см<sup>-3</sup>). Столь высокая концентрация электронов не может быть связана с неконтролируемым загрязнением образцов фоновыми примесями. Как показали измерения контрольных образцов, выращенных при

обычной температуре, концентрация фоновых примесей в наших образцах составляет  $\sim 10^{15} \text{ см}^{-3}$ .

Обычно считается [12], что электрические свойства *LT* GaAs являются следствием высокой концентрации антиструктурных дефектов  $\text{As}_{\text{Ga}}$ , создающих глубокие донорные уровни вблизи середины запрещенной зоны. По аналогии с этим можно предположить, что причиной высокой концентрации электронов в *LT* InGaAs также является большая концентрация антиструктурных дефектов при условии, что они образуют относительно мелкие донорные уровни. В процессе отжига избыточный мышьяк образует кластеры и концентрация антиструктурных дефектов существенно уменьшается. Это коррелирует с обнаруженным нами уменьшением концентрации свободных электронов в InGaAs после отжига (рис. 5,6). Концентрация антиструктурных дефектов также уменьшается при увеличении температуры эпитаксии. Уменьшение концентрации свободных электронов при увеличении  $T_g$  также наблюдалось нами экспериментально (рис. 5). Таким образом, модель, основанная на электрической активности антиструктурных дефектов  $\text{As}_{\text{Ga}}$ , качественно описывает изменение электрических свойств слоев InGaAs в зависимости от температуры роста и при отжиге. Остается, однако, неясной причина весьма значительной количественной разницы между концентрацией антиструктурных дефектов ( $0.8 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ), определенной из данных по рентгеновской дифракции, и концентрацией свободных электронов ( $0.9 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), измеренной методом Ван-дер-Пау.

## Заключение

Проведенные исследования слоев InGaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках InP (100) при температурах 150–480°C и различных потоках мышьяка, показали, что понижение температуры эпитаксии приводит к изменениям поверхности роста, захвату избыточного мышьяка и увеличению параметра решетки эпитаксиальной пленки. Отжиг образцов, выращенных при низкой температуре, приводит к релаксации параметра решетки и формированию в матрице InGaAs кластеров мышьяка. Для образцов, выращенных при 150°C и отожженных при 500°C, концентрация кластеров составляет  $\sim 8 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , а их средний размер  $\sim 5 \text{ нм}$ . В предположении, что избыточный мышьяк преимущественно захватывается в форме антиструктурных дефектов, из величины релаксации параметра решетки *LT* InGaAs при отжиге определена концентрация избыточного мышьяка, которая оказалась равной  $(N_{\text{As}} - N_{\text{Ga}} - N_{\text{In}})/(N_{\text{As}} + N_{\text{Ga}} + N_{\text{In}}) = 0.4 \text{ ат}\%$ . Концентрация антиструктурных дефектов при этом составляет  $\sim 0.8 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . Изменение потоков мышьяка в определенных пределах слабо влияет на концентрацию избыточного мышьяка, однако влияет на формирование дефектов на поверхности роста и на структурное совершенство эпитаксиальных слоев.

Слои InGaAs, выращенные при 150°C, характеризуются высокой концентрацией свободных электронов ( $\sim 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ). Отжиг таких слоев при 500°C приводит к уменьшению концентрации электронов до  $\sim 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Установлено, что изменение концентрации свободных электронов качественно коррелирует с изменением концентрации избыточного мышьяка в слоях.

Работа выполнена в рамках программы "Фуллерены и атомные кластеры" Министерства науки России и при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований.

## Список литературы

- [1] M. Kaminska, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, T. George, J.B. Kortright, F.W. Smith, B.-J. Tsaur, A.R. Calawa. *Appl. Phys. Lett.*, **54**, 1881 (1989).
- [2] Kin Man Ju, M. Kaminska, Z. Liliental-Weber. *J. Appl. Phys.*, **72**, 2850 (1992).
- [3] Н.А. Берг, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, С.И. Голощاپов, 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] Y.J. Chin, S.B. Fleischer, D. Lasaosa, J. Bowers. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 2508 (1997).
- [5] R.A. Metzger, A.S. Brown, W.E. Stanchina, M. Liu, R.G. Wilson, T.V. Kargodorian, L.G. McCray, J.A. Henige. *J. Cryst. Growth*, **111**, 445 (1991).
- [6] H. Künzel, J. Böttcher, R. Gibis, G. Urmann. *Appl. Phys. Lett.*, **61**, 1347 (1992).
- [7] R.A. Metzger, A.S. Brown, L.G. McCray, J.A. Henige. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **11**, 798 (1993).
- [8] N.D. Zakharov, Z. Liliental-Weber, W. Sweder, A.S. Brown, R.A. Metzger. *Appl. Phys. Lett.*, **63**, 2809 (1993).
- [9] X. Liu, A. Prasad, J. Nishio, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, W. Walukiewicz. *Appl. Phys. Lett.*, **67**, 279 (1995).
- [10] M. Luysberg, H. Sohn, A. Prasad, P. Specht, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, J. Gebauer, R. Krause-Rehberg. *J. Appl. Phys.*, **83**, 561 (1998).
- [11] J. Betko, M. Morvic, J. Novak, A. Forster, P. Kordos. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 2563 (1996).
- [12] X. Liu, A. Prasad, W.M. Chen, A. Kurpiewski, A. Stoschek, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber. *Appl. Phys. Lett.*, **65**, 3002 (1994).

Редактор В.В. Чалдышев

## Structure and properties of InGaAs layers grown by molecular-beam epitaxy at low temperature

M.D. Vilisova, I.V. Ivonin, L.G. Lavrentieva,  
S.V. Subach, M.P. Yakubenyia, V.V. Preobrazhenskii\*,  
M.A. Putyato\*, B.R. Semyagin\*, N.A. Bert†,  
Yu.G. Musikhin†, V.V. Chaldyshev†

Siberian Physicotechnical Institute  
at Tomsk State University,  
634050, Tomsk, Russia

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

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

**Abstract** InGaAs layers grown by molecular beam epitaxy on InP (100) substrates at the temperatures 150–480°C and various arsenic fluxes have been studied. It has been shown that the decrease of the growth temperature leads to changes of the growth surface, incorporation of the excess arsenic and increase of the lattice parameter of the epitaxial film. Annealing of the samples grown at the low temperature leads to relaxation of the lattice parameter and formation of arsenic clusters in the InGaAs matrix. For the samples grown at 150°C and annealed at 500°C the cluster density is  $\sim 8 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$  and their average size is  $\sim 5 \text{ nm}$ . Assuming that the excess arsenic is incorporated in the form of antisite defects, the concentration of the excess arsenic was determined  $(N_{\text{As}} - N_{\text{Ga}} - N_{\text{In}})/(N_{\text{As}} + N_{\text{Ga}} + N_{\text{In}}) = 0.4 \text{ at}\%$  from the value of the lattice parameter relaxation. The InGaAs layers grown at 150°C have a high concentration of free electrons ( $\sim 1 \cdot 10^{18} \text{ cm}^{-3}$ ). Annealing of these layers at 500°C leads to a decrease in the electron concentration down to  $\sim 1 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . The change in the electron concentration was found to be qualitatively in correlation with the change of the excess arsenic concentration in the layers.