

УДК 621.315.592

Структура слоев индия в низкотемпературном арсениде галлия и ее изменение при отжиге в интервале температур 500–700°С

© Н.А. Берт*, Ю.Г. Мусихин*[–], В.В. Преображенский†, М.А. Путьято†,
Б.Р. Семягин†, А.А. Суворова*, В.В. Чалдышев*, Р. Werner[–]

*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

[–]Max-Planck Institut für Mikrostrukturphysik,
D–05120 Halle, Germany

(Получена 30 декабря 1997 г. Принята к печати 13 января 1998 г.)

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследована микроструктура δ -слоев индия в GaAs (001), выращенном молекулярно-лучевой эпитаксией при низкой (200°С) температуре (*LT*) и содержащем высокую концентрацию ($\approx 10^{20}$ см⁻³) точечных дефектов. Установлено, что при δ -легировании индием в количестве, эквивалентном 0.5 или 1 монослою (МС), из-за неровности ростовой поверхности образуются островки InAs с характерным латеральным размером < 10 нм, распределенные главным образом по четырем соседним атомным слоям, т. е. толщина индийсодержащего слоя составляет 1.12 нм. При последующем отжиге, несмотря на относительно низкие температуры, происходит существенное уширение индийсодержащих слоев, обусловленное взаимодиффузией In и Ga, усиленной наличием в *LT*-GaAs высокой концентрации точечных дефектов, в частности, V_{Ga} . По измерениям толщины индийсодержащих слоев при различных температурах отжига коэффициент взаимодиффузии определен как $D_{In-Ga} = 5.1 \times 10^{-12} \exp(-1.08 \text{ эВ}/kT) \text{ см}^2/\text{с}$, и он более чем на порядок превышает D_{In-Ga} для стехиометрического GaAs при 700°С.

Введение

Арсенид галлия, выращиваемый молекулярно-лучевой эпитаксией (МЛЭ) при низкой (около 200°С) температуре (*LT*-GaAs), вызывает большой интерес со времени появления первых работ в конце 80-х годов [1–3]. Это обусловлено уникальными свойствами *LT*-GaAs: высоким удельным сопротивлением и весьма коротким, на уровне 100 фс, временем жизни носителей. Как было показано [2–3], эти свойства обусловлены наличием в матрице *LT*-GaAs избыточного мышьяка (порядка 1 ат%), который в результате отжига при температурах выше 500°С образует кластеры, практически бездефектно встроенные в матрицу GaAs. Концентрация, размер и пространственное распределение кластеров мышьяка играют ключевую роль в формировании свойств материала. Для управления концентрацией и размером преципитатов мышьяка обычно варьируют условия роста и температуру отжига материала. Было показано [4–6], что пространственным распределением кластеров можно управлять путем введения в матрицу *LT*-GaAs тонких слоев InGaAs или ее изовалентного δ -легирования индием в процессе низкотемпературной МЛЭ. При последующем отжиге индийсодержащие слои выступают в качестве областей, аккумулирующих избыточный As, что позволяет получать двумерные слои кластеров мышьяка и формировать гетероструктуры As/GaAs.

Очевидно, что в процессе отжига наряду с диффузией и преципитацией избыточного мышьяка имеет место взаимодиффузия индия и галлия, которая приводит к

уширению и размытию индийсодержащих слоев, что может сказываться на эффективности аккумуляции ими кластеров As. Кроме того, в более общем аспекте такое концентрационное разупорядочение изменяет электронные и оптические свойства материала. Поэтому процессы самодиффузии в полупроводниковых соединениях III–V и их твердых растворах являются предметом интенсивных исследований (см., например, обзор [7]). Из немногочисленных работ по диффузии в *LT*-GaAs известно, что огромная концентрация в нем точечных дефектов, в особенности вакансий галлия [8–9], приводит к уменьшению энергии активации [10–12] и возрастанию коэффициента диффузии Al на один-два порядка [9]. К сожалению, данные по диффузии индия в низкотемпературном GaAs практически отсутствуют. Обнаружено [13], однако, что в обычном арсениде галлия вблизи слоя *LT*-GaAs, служащего источником V_{Ga} , энергия активации взаимодиффузии In-Ga заметно понижается, а эффективный коэффициент диффузии в интервале температур $T = 700–1000^\circ\text{C}$ превышает таковой для Al-Ga на один-два порядка. В связи с этим весьма актуальным представляется исследование поведения тонких слоев InAs в матрице *LT*-GaAs в процессе отжига.

Данная работа посвящена изучению структуры δ -слоев индия в *LT*-GaAs и ее изменения при отжиге в температурном интервале 500–700°С. Исследования проводились с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), которая зарекомендовала себя [14–15] эффективным инструментом изучения взаимодиффузии на атомном уровне.

Эксперимент

Экспериментальные образцы были выращены методом МЛЭ в двухкамерной системе "Катунь" на полуизолирующей подложке GaAs(001) и содержали буферный слой стехиометрического (выращенного при 600°C) не легированного арсенида галлия толщиной 85 нм и слой *LT*-GaAs толщиной около 1 мкм. Рост *LT*-GaAs проводился при температуре 200°C со скоростью 1 мкм/ч под давлением паров As_4 $P = 7 \times 10^{-4}$ Па. Формирование индийсодержащих δ -слоев в *LT*-GaAs осуществлялось прерыванием потока Ga и осаждением индия в течение 4 или 8 сек, что обеспечивало их номинальную толщину 0.5 и 1 монослой (МС). Расстояние между δ -слоями варьировалось от 20 до 60 нм.

Выращенные образцы были разделены на 4 части, одна из которых не подвергалась дальнейшим процедурам (as-grown), а три других были отожжены в ростовой камере под давлением паров мышьяка в течение 15 мин, каждая при разной температуре: 500, 600 или 700°C.

Для ПЭМ исследований была подготовлена серия образцов в поперечном сечении (110) с использованием механической полировки и заключительным утонением ионами Ag^+ с энергией 4 кэВ под скользящими углами на установке Gatan Duo-Mill 600. Для минимизации радиационных повреждений ионное распыление проводилось с охлаждением образца. Кроме того, параллельная серия образцов была подготовлена в поперечном сечении (100) с помощью техники скальвания [16]. Исследования проводились в просвечивающих электронных микроскопах JEM4000EX с ускоряющим напряжением 400 кВ и EM420, работающим при ускоряющем напряжении 100 или 120 кВ.

Результаты и обсуждение

Для получения ясно выраженного контраста на эпитаксиальных слоях полупроводниковых гетероструктур с решеткой типа сфалерита широко применяется техника формирования электронно-микроскопического изображения в темном поле (ТП) с использованием отражения типа (002), амплитуда которого пропорциональна разности средних атомных факторов рассеяния A и B подрешеток и наиболее чувствительна к химическому составу материала. На рис. 1 приведено ТП изображение в рефлексе (020) поперечного сечения (100) образца *LT*-GaAs с δ -слоями индия номинальной толщиной 0.5 МС, не подвергавшегося отжигу.

Отчетливо наблюдаются имеющие темный контраст тонкие слои, пространственное положение которых в структуре соответствует расположению δ -слоев индия, заданному технологическим режимом. Измеренная по такому изображению толщина δ -слоя в неотожженном образце оказалась равной 1.2 ± 0.1 нм. Кроме того, чтобы снизить возможную погрешность, возникающую

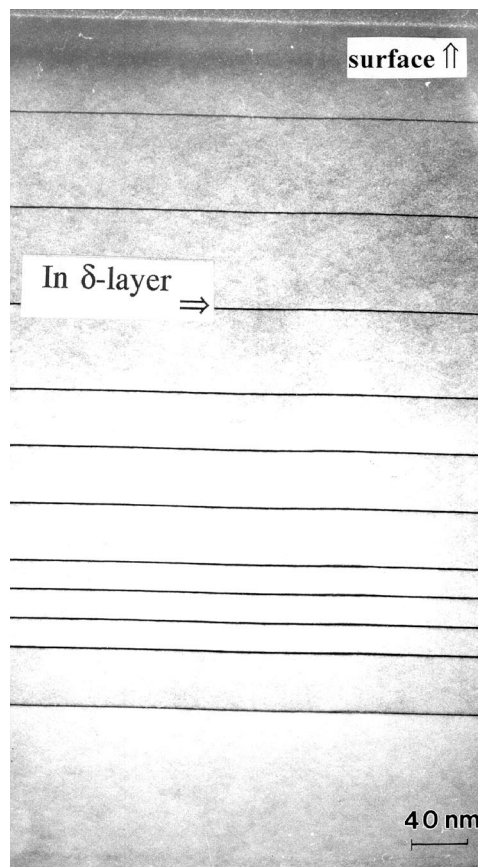


Рис. 1. ПЭМ изображение в ТП (020) поперечного сечения (100) слоя *LT*-GaAs, δ -легированного In с номинальным содержанием 0.5 МС.

из-за влияния толщины образца на контраст изображения слоя, измерение толщины слоев осуществлялось также по ТП изображениям на сколотых образцах с использованием рефлекса (002), когда наклон образца для получения условий двухлучевой дифракции производится относительно оси, перпендикулярной направлению роста. Такая ситуация схематически представлена на рис. 2, *a*. В этом случае наблюдаемая толщина слоя изменяется по толщине образца. На малых по сравнению с экстинкционной длиной толщинах контраст на слое перестает зависеть от толщины, поэтому за толщину слоя принималось значение, полученное аппроксимацией зависимости измеренной толщины слоя от толщины образца к нулевой толщине образца (рис. 2, *b*). Полученное таким образом значение толщины индийсодержащего слоя в неотожженном образце равно 1.1 ± 0.1 нм. Образцы исследовались также в режиме высокого разрешения. Измерение толщины слоев, содержащих индий, на поперечных сечениях образцов *LT*-GaAs проводилось по изображениям, полученным в режиме высокого разрешения вдоль оси зоны [100]. В этих условиях изображение формируется четырьмя пучками (220) и четырьмя "химически чувствительными" пучками (200), что позволяет, выбирая толщину

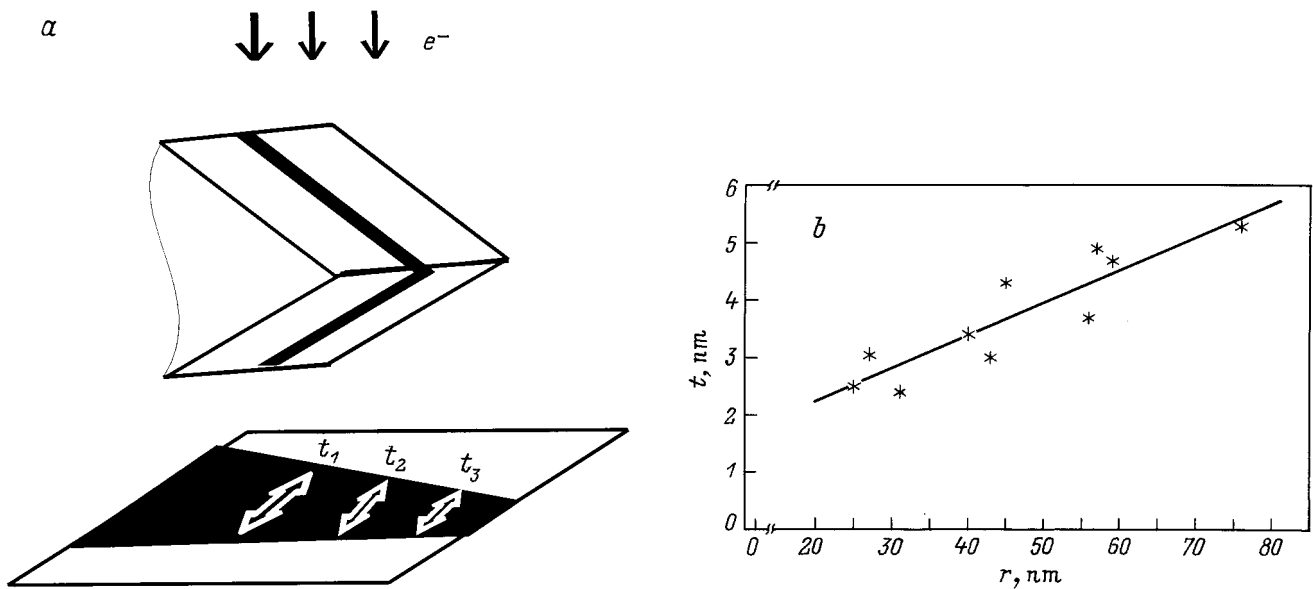


Рис. 2. Схема формирования изображения в проекции вдоль [100] поперечного сечения образца, подготовленного посредством скальвания (а), и график зависимости измеренной толщины слоя с номинальным содержанием In 0.5 МС от расстояния до края образца (б), * — экспериментальные значения, прямая — усреднение по методу наименьших квадратов.

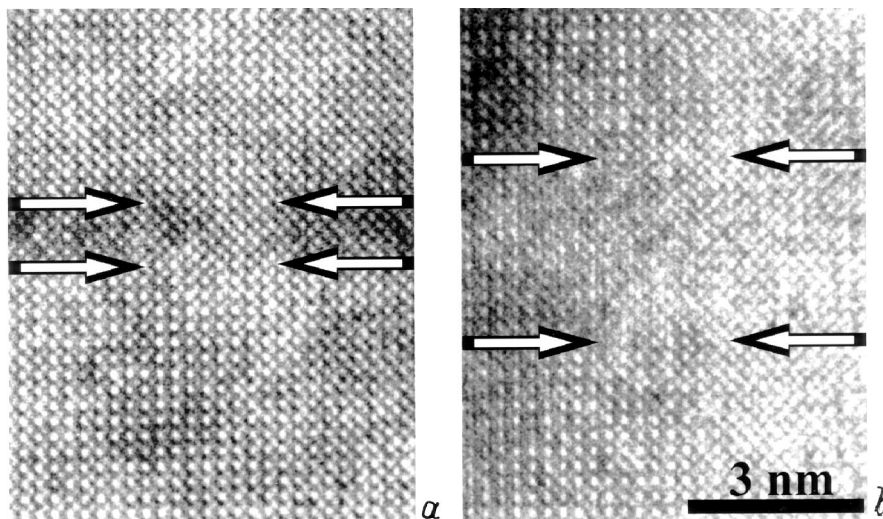


Рис. 3. Электронные микрофотографии в режиме высокого разрешения слоев *LT-GaAs* вдоль [100], демонстрирующие слои с номинальным содержанием In 0.5 МС в образцах: а — не подвергавшемся отжигу и б — отожженном при 600°С 15 мин. Стрелками отмечены границы индийсодержащего слоя.

изображаемого участка образца и величину дефокусировки и изменяя тем самым относительный вклад пространственных частот, получать существенно различные изображения отличающихся по химическому составу слоев. Сформированное в режиме высокого разрешения изображение неотожженного образца *LT-GaAs* с номинальной толщиной δ -слоев индия 0.5 МС представлено на рис. 3, а и наглядно демонстрирует, что основное количество атомов индия реально распределено в четырех соседних атомных плоскостях (002), т.е. наблюда-

емая толщина индийсодержащего слоя равняется 4 МС или 1.12 нм.

Аналогичные исследования неотожженного образца с номинально осажденным количеством индия, эквивалентным 1 МС, показали, что реальная толщина δ -слоя также составляет 4 МС.

Таким образом, осаждение индия в процессе роста в количестве, эквивалентном 0.5 или 1 МС, приводит к образованию слоев, содержащих In, толщина которых оказывается равной 4 МС в обоих случаях. Интерпрета-

ция наблюдаемого в электронном микроскопе размытия тонких слоев и интерфейсов в гетероэпитаксиальных структурах затруднена и широко обсуждается в литературе. Даже при использовании дополнительной обработки изображений однозначно определить, является ли это наблюдаемое размытие результатом взаимодиффузии или же обусловлено морфологией интерфейса, характерные латеральные размеры которой меньше толщины образца в направлении электронного пучка, как правило, не удается, так как изображение с высоким разрешением является в действительности проекцией атомной структуры, усредненной по толщине образца вдоль направления электронного пучка. В наших условиях температура эпитаксиального роста достаточно низка (200°C), взаимодиффузия атомов Ga и In представляется весьма маловероятной, и наблюдаемое уширение слоев следует соотносить с морфологией ростового фронта. Дополнительным подтверждением незначительности вклада взаимодиффузии в уширение δ -слоев является то, что их толщина в неотожженных образцах оказывается одинаковой, несмотря на существенное, вдвое, различие номинальной концентрации индия (1 и 0.5 МС). Ступенчатая морфология интерфейса с амплитудой в несколько атомных слоев и характерным латеральным размером 1–5 нм вдоль [010] наблюдалась ранее при изучении поперечных сечений гетероструктур GaAlAs/GaAs [17], GaInAs/AlInAs [14], CdHgTe/CdTe [18] в электронном микроскопе посредством техники высокого разрешения в проекции вдоль [100]. Исследованные в [14, 17–18] структуры были выращены методом МЛЭ при обычных температурах (600–680°C) на точно ориентированных по (001) подложках, тем не менее даже в таких условиях ростовой фронт может иметь шероховатости высотой до 4–5 МС, не сглаженные взаимодиффузией, несмотря на то что в [14] образцы дополнительно отжигались при 700–900°C. При понижении температуры эпитаксиального роста до 200°C и, тем самым, существенном подавлении миграции осаждаемых атомов по ростовой поверхности, что имеет место в нашем случае, образование ступеней или шероховатостей высотой в несколько атомных слоев на поверхности роста гораздо более естественно. Отсюда следует, что δ -слои, по-видимому, представляют собой островки InAs в GaAs, распределенные в основном по четырем соседним атомным уровням.

Исследование образцов после их отжига в течение 15 мин при 500°C обнаружило заметное возрастание толщины δ -слоя сверх начальных 4 МС. После отжига индия обнаруживается в слое толщиной 6 МС, т. е. 1.7 нм, и 8 МС, т. е. 2.24 нм, в образцах с номинальным содержанием In 0.5 и 1 МС соответственно.

Отжиг при 600°C имеет следствием дальнейшее увеличение толщины индийсодержащих слоев. На рис. 3, б приведена микрофотография, полученная с помощью техники высокого разрешения на образце с номинальным содержанием индия 0.5 МС. Индийсодержащий слой занимает 12 МС (3.4 нм). В образце с номинальным

Измеренные значения толщины индийсодержащего слоя и коэффициенты диффузии

Номинальное содержание In, МС	Толщина индийсодержащего слоя, нм			
	as-grown	500°C	600°C	700°C
0.5	1.1	1.7	3.4	6
1	1.1	2.2	4.2	–
Номинальное содержание In, МС	Коэффициент диффузии D_{In-Ga} , см ² /с			
	0.5	–	3.6×10^{-19}	2.6×10^{-18}
1	–	6.2×10^{-19}	3.5×10^{-18}	–

содержанием In 1 МС экспериментальная толщина составляет 15 МС (4.2 нм).

При повышении температуры отжига до 700°C и дальнейшем размытии δ -слоев их визуализация в режиме высокого разрешения оказывается невозможной ввиду сильного уменьшения концентрации индия. Толщина δ -слоев в образцах с номинальным содержанием In 0.5 МС, измеренная по изображениям в ТП (002), оценивается в 6 нм. Результаты измерения толщины δ -слоя в образцах с номинальным содержанием In 0.5 и 1 МС при различных температурах отжига сведены в таблицу.

Таким образом, в исследованном температурном интервале 500–700°C в *LT*-GaAs наблюдается заметная взаимодиффузия индия и галлия, приводящая к увеличению толщины δ -слоев и, очевидно, размывающая островки InAs в твердый раствор $In_xGa_{1-x}As$. Исходя из измеренных значений толщины индийсодержащих слоев при разных температурах отжига, можно определить коэффициент взаимодиффузии In–Ga в *LT*-GaAs. Представим начальный профиль концентрации индия в неотожженном образце в виде

$$c_{In}(z) = \frac{c_0}{\sqrt{2\pi\sigma_0}} \exp\left(-\frac{z^2}{2\sigma_0^2}\right), \quad (1)$$

где c_0 — номинальная концентрация индия, σ_0 — дисперсия, z — координата в направлении роста. В этом случае решением уравнения диффузии

$$\frac{\partial}{\partial t} c_{In}(z, t) = D_{In-Ga} \frac{\partial^2}{\partial z^2} c_{In}(z, t) \quad (2)$$

будет гауссиан, дисперсия которого σ связана с коэффициентом диффузии D_{In-Ga} как

$$2D_{In-Ga}t = \sigma^2 - \sigma_0^2. \quad (3)$$

При использовании экспериментальных значений толщины слоя для определения коэффициента диффузии необходимо установить, на каком уровне концентрации In регистрируется граница слоя. Для определения этого уровня исследовался образец *LT*-GaAs, содержащий δ -слои с различным содержанием In: от 0.5 до 0.006 МС.

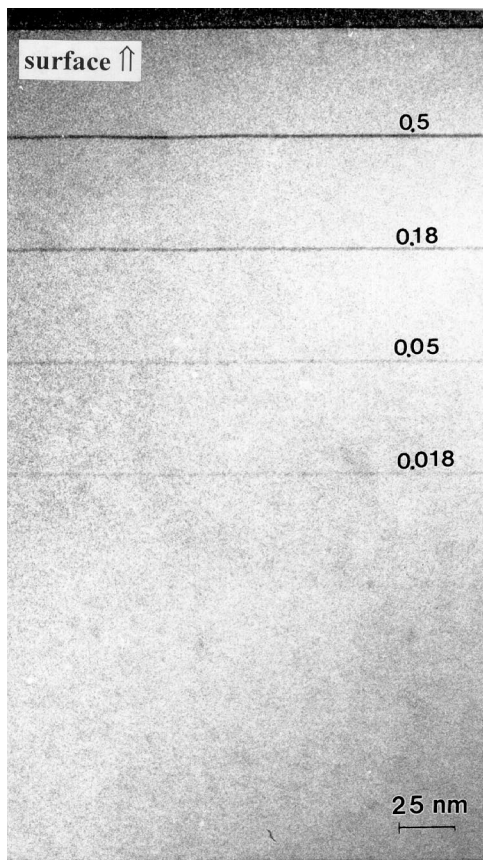


Рис. 4. ТП (002) изображение поперечного сечения (110) слоя $LT\text{-GaAs}$ с In δ -слоями с различным содержанием индия.

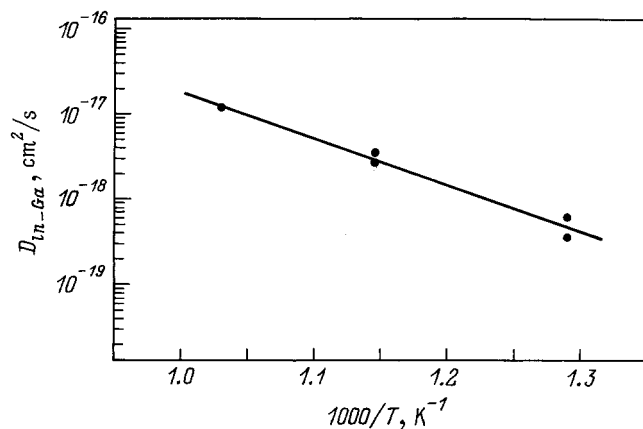


Рис. 5. График зависимости коэффициента взаимодиффузии In и Ga от обратной температуры.

ТП (002) изображение такого образца приведено на рис. 4, из которого видно, что наименьшее уверенно регистрируемое номинальное содержание InAs в δ -слое составляет 1.8 мол%. Учитывая то, что в неотожженном образце толщина δ -слоя составляет не менее 4 нм, граничную регистрируемую в ТП (002) концентрацию индия можно оценить в 0.5 мол%. Решая численно

уравнение (2) с учетом того что измеренная по электронно-микроскопическим изображениям толщина индийсодержащего слоя соответствует ширине гауссовского распределения на абсолютном уровне 0.5 мол% In , получим величину эффективных коэффициентов диффузии для использованных температур отжига. Определенные таким образом эффективные коэффициенты диффузии In в $LT\text{-GaAs}$ при 500, 600 и 700°C представлены в таблице. График зависимости эффективного коэффициента диффузии от температуры в координатах $\lg(D_{\text{In-Ga}}) - 1/T$ приведен на рис. 5. Так как коэффициент диффузии имеет экспоненциальную зависимость от температуры

$$D_{\text{In-Ga}} = D_0 \exp(-Q/kT), \quad (4)$$

пользуясь графиком Аррениуса можно найти предэкспоненциальный множитель D_0 и эффективную энергию активации диффузии Q . Они оказываются равными $5.1 \times 10^{-12} \text{ см}^2/\text{с}$ и $1.1 \pm 0.3 \text{ эВ}$ соответственно.

Энергия активации взаимодиффузии In-Ga в обычном GaAs , экспериментально найденная в [13], равна 1.9 эВ. Там же показано, что в присутствии избыточной концентрации вакансий Ga , источником которых служат слой $LT\text{-GaAs}$, удаленный от индийсодержащего слоя на 0.17 мкм, энергия активации понижается до 1.6 эВ.

Полученная нами величина эффективной энергии активации заметно меньше обоих значений. Это обусловлено, на наш взгляд, двумя основными причинами. Во-первых, на основании экспериментов по аннигиляции медленных позитронов установлено [19], что $LT\text{-GaAs}$, выращенный при 200°C, содержит $(1-2) \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$ вакансий галлия, что почти на 2 порядка превышает термодинамически равновесную концентрацию их в обычном GaAs при 600°C. Миграция V_{Ga} , следует полагать, играет определяющую роль в процессе взаимодиффузии атомов In и Ga в $LT\text{-GaAs}$, значительно усиливая ее. В отличие от авторов [13] мы исследовали взаимодиффузию непосредственно в $LT\text{-GaAs}$, где концентрация V_{Ga} , очевидно, выше, чем на некотором удалении от него. Во-вторых, помимо V_{Ga} $LT\text{-GaAs}$ содержит огромное количество других точечных дефектов, в частности, As_{Ga} , концентрация которых в исследованных нами образцах достигает 10^{20} см^{-3} [6]. Взаимодействие этих дефектов с вакансиями галлия и между собой может оказывать сильное влияние на процессы взаимодиффузии. Так, в [20] установлено, что понижение температуры роста $LT\text{-GaAs}$ от 400 до 270°C и, следовательно, повышение концентрации точечных дефектов в нем приводит к уменьшению энергии активации взаимодиффузии Al и Ga от 4.15 до 0.39 эВ. Исследованные нами образцы выращены при 200°C и, очевидно, содержат близкую к максимальной для $LT\text{-GaAs}$ концентрацию точечных дефектов, что может иметь результатом низкое значение эффективной энергии активации.

Заключение

В результате электронно-микроскопических исследований слоев LT -GaAs, выращенных при 200°C и δ -легированных In, обнаружено, что толщина индийсодержащих слоев составляет 4 МС, т. е. 1.1 нм, независимо от номинального содержания индия в 0.5 или 1 МС. Так как диффузия индия с поверхности вглубь растущего слоя при 200°C весьма маловероятна, это наблюдение означает, что при МЛЭ LT -GaAs ростовой фронт имеет рельеф с амплитудой в 4 МС и характерным латеральным размером < 10 нм, и осаждение индия приводит к образованию островков InAs, расположенных в четырех соседних атомных слоях.

При отжиге в течение 15 мин при $T = 500\text{--}700^\circ\text{C}$ происходит заметное уширение индийсодержащих слоев от исходной толщины вследствие взаимодиффузии In–Ga, усиленной наличием в LT -GaAs высокой концентрации точечных дефектов, в частности, V_{Ga} . Температурная зависимость коэффициента взаимодиффузии In–Ga хорошо описывается выражением

$$D_{\text{In-Ga}} = 5.1 \times 10^{-12} \exp(-1.08 \text{ эВ}/kT) \text{ см}^2/\text{с}, \quad (5)$$

и он оказывается более чем на порядок выше $D_{\text{In-Ga}}$ для стехиометрического GaAs в области 700°C .

Работа выполнена при поддержке РФФИ, МН РФ (программа "Фуллерены и атомные кластеры") и Немецкого научно-исследовательского общества.

Авторы признательны Р.В. Золотаревой за тщательную и качественную подготовку образцов для ПЭМ и А.Е. Куницыну за проведение оптических измерений.

Список литературы

- [1] F.N. Smith, A.R. Calawa, C.L. Chen, M.J. Manfra, L.J. Mahoney. IEEE EDL, **9**, 77 (1988).
- [2] M. Kaminska, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, R. Leon, Z. Rek. J. Vac. Sci. Technol., **B7**, 710 (1989).
- [3] M.R. Melloch, D.C. Miller, B. Das. Appl. Phys. Lett., **54**, 943 (1989).
- [4] M.R. Melloch, N. Otsuka, K. Mahalingam, C.L. Chang, P.D. Kircher, J.M. Woodall, A.C. Warren. Appl. Phys. Lett., **61**, 177 (1992).
- [5] Н.А. Берт, В.В. Чалдышев, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, Б.Р. Семягин. ФТП, **29**, 2232 (1995).
- [6] N.A. Bert, V.V. Chaldyshev, A.E. Kunitsyn, Yu. G. Musikhin, N.N. Faleev, V.V. Tretyakov, V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, B.R. Semyagin. Semicond. Sci. Technol., **12**, 51 (1997).
- [7] U. Gösele, T.U. Tan, M. Schultz, U. Egger, P. Werner, R. Scholz, O. Breitenstein. Def. Dif. Forum, **143–147**, 1079 (1997).
- [8] X. Liu, A. Prasad, J. Nishio, E.R. Weber, Z. Liliental-Weber, W. Walukiewicz. Appl. Phys. Lett., **67**, 279 (1995).
- [9] C. Kisielowski, A.R. Calawa, Z. Liliental-Weber. J. Appl. Phys., **80**, 156 (1996).
- [10] J.C.P. Chang, J.M. Woodall, M.R. Melloch, I. Lahiri, D.D. Nolte, N.Y. Li, C.W. Tu. Appl. Phys. Lett., **67**, 3491 (1995).
- [11] I. Lahiri, D.D. Nolte, J.C.P. Chang, J.M. Woodall, M.R. Melloch. Appl. Phys. Lett., **67**, 1244 (1995).
- [12] I. Lahiri, D.D. Nolte, M.R. Melloch, J.M. Woodall, W. Walukiewicz. Appl. Phys. Lett., **69**, 239 (1996).
- [13] J.C. Tsang, C.P. Lee, S.H. Lee, K.L. Tsai, C.M. Tsai, J.C. Fan. J. Appl. Phys., **79**, 644 (1994).
- [14] R.E. Mallard, N.J. Long, G.R. Booker, E.G. Scott, M. Hockly, M. Taylor. J. Appl. Phys., **70**, 182 (1991).
- [15] J.-L. Rouviere, Y. Kim, J. Cuningham, J.A. Rentschler, A. Bourett, A. Ourmazd. Phys. Rev. Lett., **68**, 2798 (1992).
- [16] M.P.A. Viegers, A.F. de Jong, M.R. Leys. Spectrochim. Acta, **40B**, 835 (1985).
- [17] A. Ourmazd. J. Cryst. Growth, **98**, 72 (1989).
- [18] Y. Kim, A. Ourmazd, M. Bode, D. Feldman. Phys. Rev. Lett., **63**, 636 (1989).
- [19] J. Gebauer, R. Krause-Rehberg, S. Eichler, M. Luysberg, H. Sohn, E.R. Weber. Appl. Phys. Lett., **71**, 638 (1997).
- [20] W. Feng, F. Chen, W.Q. Cheng, Q. Huang, J.M. Zhou. Appl. Phys. Lett., **71**, 1676 (1997).

Редактор В.В. Чалдышев

Microstructure of In delta-layers in LT -GaAs and its alteration upon annealing in the temperature range $500\text{--}700^\circ\text{C}$

N.A. Bert*, Yu.G. Musikhin*^{+, -}, V.V. Preobrazhenskii[†], M.A. Putyato[†], B.R. Semyagin[†], A.A. Suvorova*, V.V. Chaldyshev*, P. Werner⁻

*Ioffe Physical-Technical Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

[†]Institute of Semiconductor Physics,
630090 Novosibirsk, Russia

-Max-Planck Institut für Mikrostrukturphysik,
Halle D-05120 Germany

Abstract Microstructure of In delta-layers in GaAs(001) grown by MBE at low (200°C) temperature and containing a high concentration ($\sim 10^{20} \text{ cm}^{-3}$) of point defects is studied using TEM. It is established that due to some roughness of the growing surface, In delta-doping with an amount equivalent to 0.5 or 1 ML results in formation of InAs islands of the lateral size < 10 nm dispersed within 4 MLs, i.e. the thickness of In-containing layer is 1.12 nm. An essential broadening of In-containing layers happens upon subsequent annealing despite rather low annealing temperatures. This broadening occurs due to In–Ga interdiffusion enhanced by a high concentration of point defects, in particular V_{Ga} in LT -GaAs. The In–Ga interdiffusion coefficient is deduced from In-containing layer thickness measured at various annealing temperatures. It can be written as $D_{\text{In-Ga}} = 5.1 \times 10^{-12} \exp(-1.08 \text{ eV}/kT) \text{ cm}^2/\text{s}$ and is one order higher than that for stoichiometric GaAs at temperatures $\sim 700^\circ\text{C}$.