

Сегрегация индия при выращивании квантовых ям InGaAs/GaAs в условиях газовой эпитаксии

© Ю.Н. Дроздов[¶], Н.В. Байдусь*, Б.Н. Звонков*, М.Н. Дроздов, О.И. Хрыкин, В.И. Шашкин

Институт физики микроструктур Российской академии наук,
603950 Нижний Новгород, Россия

* Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета,
603950 Нижний Новгород, Россия

(Получена 18 декабря 2001 г. Принята к печати 15 апреля 2002 г.)

Исследовано распределение атомов индия в структурах с двойными квантовыми ямами InGaAs/GaAs, выращенных методом металлоорганической газовой эпитаксии. Экспериментальные профили распределения индия были получены методом оже-электронной спектроскопии. Для вычисления профилей использовалась модель роста с учетом сегрегации индия и модель оже-профилирования. Согласование вычисленных и экспериментальных профилей позволило оценить энергии активации процессов обмена In–Ga в рамках кинетической модели сегрегации. Полученные значения оказались несколько выше, чем известные для молекулярно-пучковой эпитаксии, что связано со стабилизацией ростовой поверхности атомами водорода в газовой реакторе.

1. Введение

При выращивании эпитаксиальных слоев твердых растворов сегрегация (отделение) одного из компонентов раствора поверхностью роста приводит к искажению профиля концентрации, что особенно заметно сказывается на тонких слоях типа квантовых ям. Сегрегация индия при росте слоев InGaAs на GaAs (100) неоднократно наблюдалась в процессах молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), где малые скорости роста и высокая воспроизводимость результатов позволили количественно оценить параметры процесса [1–6]. Используют три основные модели сегрегации. Первая, простейшая модель экспоненциального нарастания или спадания концентрации, отвечает постоянству коэффициента распределения концентрации между твердой фазой и поверхностью [1–4]. Вторая, кинетическая модель, описывает сегрегацию как совокупность двух термоактивационных процессов обмена атомами In–Ga между поверхностью и верхним слоем твердой фазы [6]. Третья, термодинамическая, предполагает, что вероятность обмена атомами за время роста монослоя очень высокая и в результате устанавливается равновесное распределение концентрации (см. работу [7] для случая сегрегации Ge).

В случае газовой эпитаксии из металлоорганических соединений (МОГФЭ) наличие в реакторе водорода в качестве газа-носителя существенно повышает стабильность поверхности [8] и вместе с другими факторами может подавлять сегрегационные процессы. Тем не менее известны недавние наблюдения [9–13], которые можно интерпретировать как сегрегацию индия, однако полное качественное объяснение результатов, а тем более количественное описание явления провести пока не удалось.

Трудность экспериментального изучения сегрегации связана с необходимостью анализа профиля распре-

деления элементов по глубине слоя с высоким разрешением. В настоящей работе профиль концентрации индия в МОГФЭ-структурах с двумя квантовыми ямами InGaAs исследовался методом оже-электронной спектроскопии высокого разрешения с послойным травлением ионами аргона. Функция разрешения оже-спектрометра была уточнена на тестовых образцах и использована при вычислении профилей распределения элементов по глубине слоя. Мы моделировали процесс роста (с учетом сегрегации атомов индия) и последующий процесс послойного анализа. Сравнение экспериментального и вычисленного профилей позволило уточнить параметры ростового процесса и оценить применимость в процессе МОГФЭ моделей, разработанных для МПЭ.

2. Техника эксперимента

Эпитаксиальные структуры были выращены в горизонтальном реакторе для МОГФЭ в потоке водорода при атмосферном давлении. В качестве источников использовались триметилгаллий, триметилиндий и арсин.

Структуры A, B, C, D содержали две квантовые ямы InGaAs, разделенные слоем GaAs и покрытые сверху таким же слоем GaAs. Толщина каждого из слоев составляла около 10 нм. В структуре C сделана попытка удалить избыток индия травлением верхнего монослоя каждой из ям путем введения в реактор четыреххлористого углерода CCl₄ в конце роста слоя InGaAs. Роль CCl₄ как травителя для InGaAs отмечалась ранее [14]. При росте квантовых ям в структуре D дополнительно вводили примесь висмута, который применяется при МПЭ для подавления сегрегации In [4]. Использовалось лазерное распыление Bi-мишени аналогично работе [15]. Данные о температуре роста и длительности циклов приведены в таблице.

[¶] E-mail: drozdyu@ipm.sci-nnov.ru

Параметры ростовых процессов и расчетные модели

Структура	$T_g, \text{ }^\circ\text{C}$	Добавки	Параметры моделей											
			Модель с обменом слой-поверхность											Экспоненциальная модель
			Слой 1			Слой 2		Слой 3			Слой 4			
			t, c	$F_{\text{In}}, \text{MC/c}$	$F_{\text{Ga}}, \text{MC/c}$	t, c	$F_{\text{Ga}}, \text{MC/c}$	t, c	$F_{\text{In}}, \text{MC/c}$	$F_{\text{Ga}}, \text{MC/c}$	t, c	$F_{\text{Ga}}, \text{MC/c}$	$\sigma, \text{нм}$	$L_s, \text{нм}$
A	650	—	8	0.44	2.5	20	1.5	8	0.43	2.2	20	2.2	1.0	3.0
B	500	—	24	0.165	0.62	60	0.43	24	0.185	0.64	60	0.54	0.8	1.5
C	650	CCl ₄	8	0.46	2.5	20*	1.55	8	0.5	2.35	20*	1.95	1.2	2.0
D	650	Bi	8	0.27	1.85	20	1.8	8	0.36	1.9	20	2.45	1.0	3.0

Примечание. * Рост слоя начинается с удаления одного предыдущего монослоя. Обозначения: T_g — температура роста; t — время роста слоя (задавалось в модели таким же, как и в ростовом процессе); F — потоки индия и галлия в монослоях за секунду (MC/c); σ — шероховатость поверхности; L_s — длина сегрегации. В модели с обменом использованы значения $E_1 = 1.95 \text{ эВ}$, $E_2 = 2.25 \text{ эВ}$.

Профили концентрации In измерялись на оже-спектрометре ЭСО-3 при послойном травлении ионами Ar^+ с энергией 500 эВ в режиме повышенного разрешения [16]. Использовались линии In — 406 эВ и Ga — 1069 эВ. Профиль Ga служил для учета линейного дрейфа чувствительности за время съемки профиля In, что связано с большой длительностью процесса — около двух часов.

Кроме того, на дифрактометре ДРОН-4 с монохроматором Ge(400) регистрировались рентгеновские дифракционные $\theta/2\theta$ -спектры структур в окрестности пика GaAs(400) на $\text{CuK}\alpha_1$ -излучении.

3. Методы обработки данных

3.1. Модель послойного анализа

Вычисление оже-профиля для заданного „истинного“ распределения проводили аналогично работе [17] с учетом трех параметров процесса: w — глубина зоны атомного перемешивания, λ — информационная глубина выхода оже-электронов, шероховатость поверхности — гауссово распределение с дисперсией σ . Величину w оценивали как длину пробега ионов Ar^+ (500 эВ) с учетом угла наклона пучка (60°), $w = 1.0 \text{ нм}$. Глубина выхода оже-электронов с учетом их энергии и геометрии сбора оценена как $\lambda = 0.6 \text{ нм}$. Наведенную травлением шероховатость в зоне анализа (диаметр зоны 5 мкм) оценивали по наиболее крутому экспериментальному склону при фиксации двух других параметров процесса оже-профилирования. В результате подгонки получили $\sigma = 0.5 \text{ нм}$. При моделировании эту величину варьировали, поскольку она включает индивидуальную шероховатость образца.

Рентгенодифракционный спектр вычисляли по динамической теории с использованием рекуррентной формулы, описывающей добавление к структуре однородного слоя. Градиентные слои разбивали на подслои с $x_{\text{In}} = \text{const}$ при достаточно большом числе разбиений, чтобы дискретность не влияла на результат. В качестве

уточняемых параметров задавали масштабные коэффициенты профиля по осям глубины и концентрации. В вычислениях оказалось достаточно двух масштабных множителей для подгонки в пределах погрешностей вычисленного спектра к экспериментальному. Фактически рентгеновская дифракция была использована для более точной нормировки профилей, восстановленных из оже-экспериментов [18].

3.2. Модели роста с сегрегацией

При анализе экспериментальных данных были использованы две модели сегрегации — экспоненциальная и кинетическая. Термодинамически равновесный предел достигается лишь при низких скоростях роста и высоких температурах, поэтому термодинамическую модель не использовали.

В обеих моделях рост считается послойным, толщина монослоя (d_{ML}) InGaAs (100) составляет половину периода решетки. На каждом шаге ростового цикла задается время и потоки доставленных на ростовую поверхность индия F_{In} и галлия F_{Ga} в долях монослоя за секунду. Атомы мышьяка считаются всегда присутствующими в достаточном количестве. Время роста одного монослоя — $t_{\text{ML}} = 1/(F_{\text{In}} + F_{\text{Ga}})$.

Модель экспоненциального нарастания (спадания) [1] дает для монослоя j концентрацию

$$X_{\text{In}}(j) = X_{\text{lim}} - (X_{\text{lim}} - X_0)S^j,$$

где

$$X_{\text{lim}} = \frac{F_{\text{In}}}{F_{\text{In}}} + F_{\text{Ga}},$$

X_0 — концентрация в конце предыдущего ростового цикла, параметр S связан с длиной сегрегации:

$$S = \exp(-d_{\text{ML}}/L_s).$$

Модель отвечает постоянному коэффициенту распределения концентрации между твердой фазой и поверхностью, что справедливо только для малых концентраций примеси. Кроме того, модель не описывает механизм

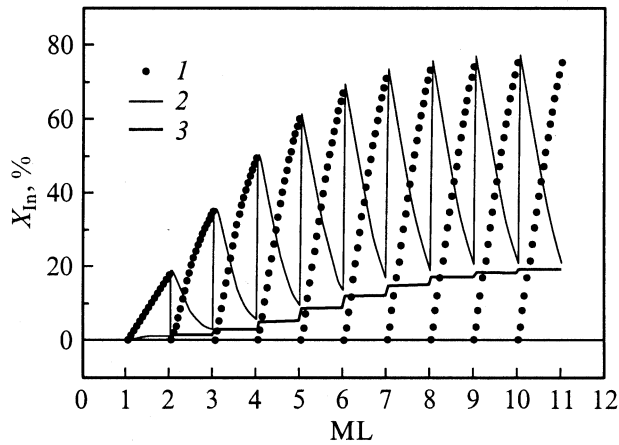


Рис. 1. Пример расчета концентрации In на поверхности (1) и в верхнем слое (2) по модели обмена, включая их изменение во время роста монослоев. Параметры процесса описаны в тексте. Кривая 3 показывает изменение концентрации In во втором от поверхности слое твердой фазы.

сегрегации, поэтому для каждой температуры роста будет своя длина сегрегации. Тем не менее общий вид профиля в первом приближении описывается верно, а наличие лишь одного параметра делает эту модель привлекательной для использования [1–4,10].

Вторая, кинетическая модель, описывает сегрегацию как совокупность двух термоактивационных процессов обмена атомами In–Ga между поверхностью и верхним слоем твердой фазы [6]. Параметры модели: E_1 — энергия активации обмена (индий в верхнем слое)–(галлий на поверхности), E_2 — то же для обмена (индий на поверхности)–(галлий в верхнем слое), ν — частотный фактор. При $E_1 < E_2$ возникает сегрегация (выталкивание) атомов индия растущей поверхностью. Рост одного монослоя описывается следующим уравнением [6]:

$$\frac{dX_{\text{In}}^{(s)}(t)}{dt} = F_{\text{In}} + P_1 X_{\text{In}}^{(b)}(t) X_{\text{Ga}}^{(s)}(t) - P_2 X_{\text{In}}^{(s)}(t) X_{\text{Ga}}^{(b)}(t), \quad (1)$$

где t — время, $X_{\text{In}}^{(b)}$ — содержание индия в верхнем слое, $X_{\text{In}}^{(s)}$ — на поверхности. $X_{\text{Ga}}^{(b)}$, $X_{\text{Ga}}^{(s)}$ — то же для галлия; $P_1 = \nu \exp(-E_1/kT)$ — вероятность (частота) обмена (индий в верхнем слое)–(галлий на поверхности), k — постоянная Больцмана, T — температура роста; P_2 — вероятность обратного процесса. В твердой фазе $X_{\text{In}}^{(b)}(t) + X_{\text{Ga}}^{(b)}(t) = 1$, но на поверхности содержание индия и галлия (в долях монослоя) изменяется от нуля в начале роста монослоя до $X_{\text{In}}^{(s)} + X_{\text{Ga}}^{(s)} = 1$ — в конце. Заполненный поверхностный слой „замораживает“ и становится верхним слоем твердой фазы, после чего процесс повторяется. Диффузия в объеме и переиспарение с поверхности не учитывались, поскольку вероятность этих процессов ниже, чем вероятность обмена поверхность–(верхний слой).

На рис. 1 приведен пример расчета концентрации индия на поверхности (кривая 1) и в верхнем слое (2) по модели обмена, включая их изменение во время роста монослоев. Заданы потоки $F_{\text{In}} = 0.2 \text{ МС/с}$ (монослоев в секунду); $F_{\text{Ga}} = 0.8 \text{ МС/с}$. Параметры $E_1 = 1.8 \text{ эВ}$; $E_2 = 2.0 \text{ эВ}$ и $\nu = 10^{13} \text{ с}^{-1}$ взяты из работы [7]. Время роста 10 с, температура 500°C . Видно, что за время роста 1 монослоя кривые не выходят на стационарные значения, т.е. условия далеки от термодинамического равновесия.

4. Результаты анализа с использованием моделей сегрегации

На рис. 2 точками показаны экспериментальные профили концентрации индия в структурах, выращенных при 650°C (A), при 500°C (B), при 650°C с введением CCl_4 в конце роста каждой ямы (C) и при 650°C с добавлением висмута (D). Качественный анализ профиля A явно говорит о сегрегации индия, т.е. на поверхности верхнего слоя GaAs присутствует In. Понижение темпе-

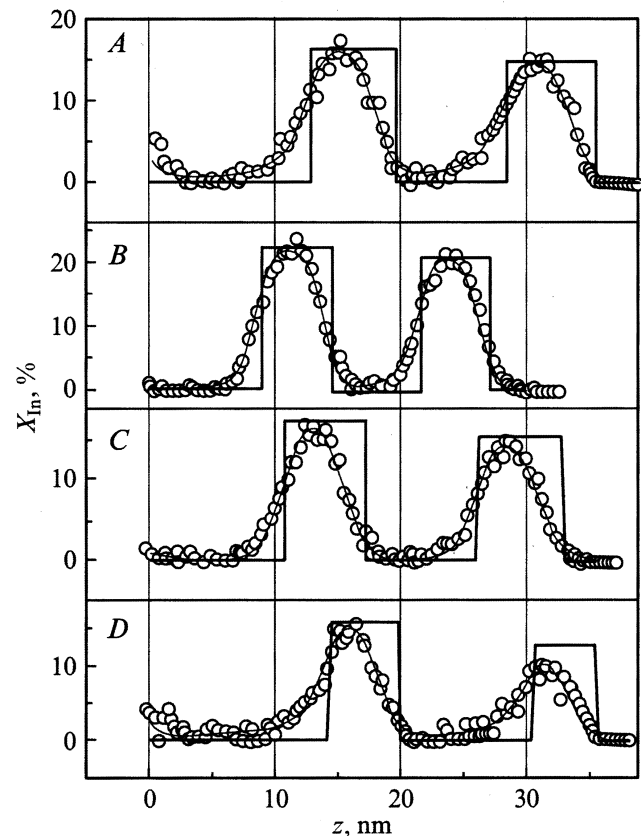


Рис. 2. Экспериментальные (точки) и вычисленные (линии) профили послойного содержания In в структурах A, B, C, D с двумя квантовыми ямами InGaAs. Прямоугольный профиль показывает задаваемую модель роста без учета влияния сегрегации и функции разрешения оже-спектрометра. Координата z отсчитывается от поверхности структуры.

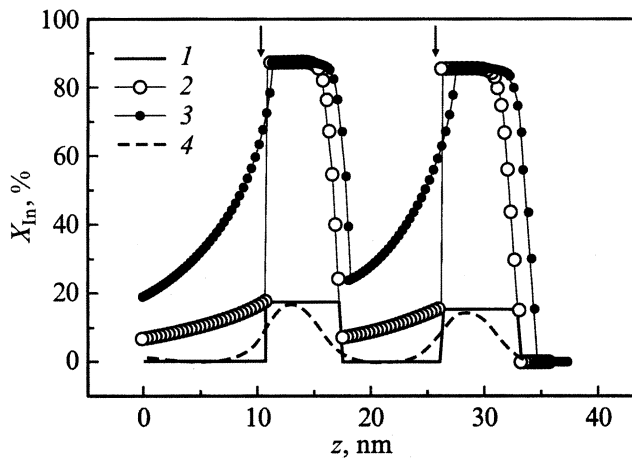


Рис. 3. Расчет концентрации In по модели ростового процесса структуры *C* с учетом травливания одного монослоя в конце каждого из слоев InGaAs. Моменты травливания показаны стрелками. 1 — заданная модель роста; 2 — концентрация In на поверхности растущего слоя с учетом травливания; 3 — то же без учета травливания (приводится для сравнения); 4 — вычисленный профиль распределения In с учетом функции разрешения оже-спектрометра.

ратуры роста при изготовлении структуры *B* приводит к отсутствию In на поверхности, т.е. сегрегация заметно подавлена. К близкому результату приводит травливание верхнего слоя каждой из ям в структуре *C*. Введение висмута в структуру *D* не оказало сильного влияния на сегрегацию.

Численное моделирование процессов роста и послойного анализа позволило подобрать параметры, приводящие к согласованию вычисленных профилей с экспериментальными. В таблице даны времена и потоки, заданные в модели роста. Этому соответствуют прямоугольные профили на рис. 2. В процессе согласования с экспериментом пришлось увеличить энергии активации процессов обмена ($E_1 = 1.95$ эВ, $E_2 = 2.25$ эВ) в сравнении с литературными данными для процессов МПЭ (1.8 и 2.0 соответственно). При значении $E_1 = 1.8$ эВ в низкотемпературном процессе роста *B* сегрегация была бы еще более выражена, чем для структуры *A*, поэтому величина E_1 увеличена до значения 1.95 эВ, когда кривая вычисленного профиля входит в пределы погрешности эксперимента. Аналогично этому увеличение E_2 позволило объяснить большой выход индия на поверхность в структуре *A*. Такое увеличение барьеров выхода атомов на поверхность в процессе МОГФЭ может быть связано со стабилизацией ненасыщенных связей мышьяка верхнего слоя твердой фазы водородом [8].

Травление поверхности с помощью CCl_4 в случае структуры *C* моделировали удалением верхнего монослоя твердой фазы после роста каждого из двух слоев InGaAs. На рис. 3 дана более подробная картина процесса. Кривыми 1 и 4 показаны заданный прямоуголь-

ный профиль и результирующий вычисленный профиль с учетом функции разрешения оже-спектрометра — они те же, что на рис. 2 для структуры *C*. Кривой 2 показана поверхностная концентрация $X_{\text{In}}^{(s)}$ с учетом травливания одного монослоя в точках, помеченных стрелкой. В качестве $X_{\text{In}}^{(s)}$ взята величина в конце роста каждого монослоя. Кривой 3 показано, какой была бы эта концентрация без травливания. Сдвиг профиля 3 связан с уменьшением общей толщины структуры на 2 монослоя при отсчете глубины z от поверхности. Существенное различие профилей 2 и 3 обусловлено тем, что в модели обмена избыток индия, накопленный в результате сегрегации, хранится в верхнем монослое твердой фазы, и этот монослой травливается. Травление с помощью CCl_4 в процессе МОГФЭ можно сравнить с испарением индия с поверхности при высокотемпературном отжиге в процессе МПЭ [5].

В модели послойного анализа задавали глубину слоя ионного перемешивания $w = 1.0$ нм и информационную глубину $\lambda = 0.6$ нм. Шероховатость поверхности σ варьировали, поскольку она включает индивидуальную шероховатость образца (см. таблицу). На рис. 2 показано, что вычисленные профили (линии) достаточно хорошо совпадают с экспериментальными (точки), что служит аргументом в пользу использованных моделей.

Вариант с использованием экспоненциальной модели сегрегации также приводит к достаточно хорошему совпадению вычисленных профилей с экспериментальными при значениях длины сегрегации L_s , приведенных в таблице, а также $\sigma = 0.5$ нм. Видно, что понижение температуры роста, либо травливание избытка индия частично подавляет сегрегацию — длина сегрегации уменьшается. Влияние примеси висмута не регистрируется. Однако в этой упрощенной модели не удается описать большой выход индия на поверхность структур *A* и *D*.

5. Обсуждение результатов исследования

Возникает вопрос — на сколько реалистична такая модель, где избыток индия хранится в верхнем слое твердой фазы. По нашему мнению, данные работы [19] служат подтверждением модели. Авторы [19] наблюдали изменение прогиба подложки во время нанесения слоя InGaAs. Прогиб рос во время нанесения слоя, затем оставался постоянным во время паузы, хотя поток As не прерывался, и, самое неожиданное, снова рос при последующем зарастивании чистым GaAs. В рамках модели роста с обменом слой-поверхность можно предложить следующее объяснение эксперимента. Избыток индия во время роста слоя InGaAs накапливается в верхнем слое твердой фазы, но этот слой по своим механическим свойствам отличается от объемного InGaAs, поскольку связи на поверхности ненасыщены. Поэтому слой не вносит вклада в упругую деформацию подложки. Во

время паузы, несмотря на подачу мышьяка, слой не растёт, так как индий выходит на поверхность лишь путем обмена, а Ga не подается. При дальнейшем наращивании слоем GaAs происходит обмен, т.е. фактически растёт слой InGaAs со спадающей концентрацией индия, что и приводит к росту кривизны подложки. Прямые измерения концентраций на поверхности и в объеме *in situ* [7] также подтверждают эту модель роста в реакторе МПЭ.

Применяя модель послойного роста к МОГФЭ-структурам, мы должны иметь подтверждение слоевого механизма роста. Подтверждением могут служить результаты атомно-силовой микроскопии поверхности аналогичных обсуждаемым структур, выращенных на слабо разориентированных подложках ($\sim 0.2^\circ$ по отношению к основным кристаллографическим направлениям). На поверхности регистрировались ступени высотой 0.3 нм, разделенные широкими террасами [20]. Об этом же свидетельствуют низкие значения шероховатости поверхности.

Является ли однозначной предлагаемая интерпретация экспериментальных профилей? Видимо нет, поскольку не учтена кинетика химических реакций и газодинамика МОГФЭ-реактора. Можно также отметить некоторое противоречие в данных: для слоя 4 приходится задавать поток Ga больше, чем для слоя 2 (см. таблицу), хотя в реальных процессах поток Ga поддерживался постоянным для всех 4-х слоев структуры. Однако потоки в модели и в реальном процессе имеют несколько разный смысл, в реальном процессе это вводимый в реактор триметилгаллия, в модели — доставленный на растущую поверхность галлий. В связи с этим природа указанного противоречия остается невыясненной.

Тем не менее наши результаты показывают, что модель с сегрегацией объясняет экспериментальные профили и должна учитываться в качестве возможной при описании процесса МОГФЭ. Отличия процессов сегрегации в МОГФЭ от высоковакуумных МПЭ-процессов состоят в повышении энергетических барьеров выхода катионов на поверхность из твердой фазы и в различном влиянии висмута в качестве поверхностно-активной примеси. Они могут быть объяснены большой концентрацией водорода на поверхности в процессе МОГФЭ, где водород используется в качестве газа-носителя.

6. Заключение

В газофазном реакторе атмосферного давления выращена серия структур с двойными квантовыми ямами InGaAs, и затем результирующий профиль распределения индия зарегистрирован с помощью послойного оже-электронного анализа. Процессы роста и анализа моделировали в едином вычислительном алгоритме, и вычисленные профили согласовывали с экспериментальными, что позволило уточнить параметры модели роста

с сегрегацией. Модели удовлетворительно описывают эксперимент. Выявлены следующие особенности:

- модель с термоактивированным обменом слой–поверхность позволяет описать профили структур, выращенных при различных температурах;

- энергии активации процессов обмена атомов индия и галлия оказались выше, чем известные из литературных данных по высоковакуумным процессам. Предложенное объяснение состоит в стабилизации ростовой поверхности водородом, который присутствует в качестве газа-носителя;

- добавка примеси висмута не повлияла на параметры сегрегации, в отличие от данных по МПЭ-процессам, что также может быть связано с состоянием поверхности, отличным от условий высокого вакуума;

- введение четыреххлористого углерода в конце роста слоя InGaAs заметно уменьшило влияние сегрегации на профиль структуры, что объяснено сравнением верхнего слоя, в котором накоплен избыток индия.

Работа выполнялась при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 00-0216141, № 01-02-16441), ФЦНТП „Физика твердотельных наноструктур“, „Поверхностные атомные структуры“ и НАТО (проект SfP-973799 „Semiconductors“).

Список литературы

- [1] K. Muraki, S. Fukatsu, Y. Shiraki. Appl. Phys. Lett., **61**, 557 (1992).
- [2] H. Toyoshima, T. Niwa, J. Yamazaki, A. Okamoto. Appl. Phys. Lett., **63**, 821 (1993).
- [3] P. Yashar, M.R. Pillai, J. Mirecki-Millunchik, S.A. Barnett. J. Appl. Phys., **83**, 2010 (1998).
- [4] M.R. Pillai, S.-S. Kim, S.T. Ho, S.A. Barnett. J. Vac. Sci. Technol. B, **18**, 1232 (2000).
- [5] K.-J. Chao, N. Liu, C.-K. Shih. Appl. Phys. Lett., **75**, 1703 (1999).
- [6] O. Dehaese, X. Wallart, F. Mollet. Appl. Phys. Lett., **66**, 52 (1995).
- [7] Y.-J. Zheng, A.M. Lam, J.R. Engstrom. Appl. Phys. Lett., **75**, 817 (1999).
- [8] M. Sato, Y. Horikoshi. J. Appl. Phys., **69**, 7697 (1991).
- [9] F. Bugge, U. Zeimer, M. Sato, M. Weyers, G. Trankle. J. Cryst. Growth, **183**, 511 (1998).
- [10] A.A. Marmalyuk, O.I. Govorkov, A.V. Petrovsky, D.B. Nikitin, A.A. Padalitsa, P.V. Bulaev, I.V. Budkin, I.D. Zalevsky. Proc. 9th Int. Symp. „Nanostructures: Physics and Technology“ (St. Petersburg, Russia, 2001) p. 63.
- [11] S.Yu. Karpov, Yu.N. Makarov. Proc. 9th Int. Symp. „Nanostructures: Physics and Technology“ (St. Petersburg, Russia, 2001) p. 47.
- [12] T.S. Yeoh, R.B. Swint, A.E. Huber, S.D. Roh, C.Y. Woo, K.E. Lee. Appl. Phys. Lett., **79**, 221 (2001).
- [13] J.A. Gupta, S.P. Watkins, A.D. Crozier, J.C. Woicik, D.A. Harrison, D.T. Jiang, I.J. Pickering, B. A. Karlin. Phys. Rev. B, **61**, 2073 (2000).
- [14] Т.С. Бабушкина, Л.М. Батукова, Б.Н. Звонков, В.Н. Портнов. Изв. РАН. Сер. Неорг. матер., **28** (2), 299 (1992).

- [15] А.А. Бирюков, Б.Н. Звонков, Е.А. Ускова, В.Я. Алешкин, В.Н. Шагин. *Материалы совещания „Нанопотоника“* (Н. Новгород, 26–29 марта 2001) с. 98.
- [16] М.Н. Дроздов, В.М. Данильцев, Ю.Н. Дроздов, Д.В. Мастеров, О.И. Хрыкин, В.И. Шашкин. *Письма ЖТФ*, **22** (18), 61 (1996).
- [17] S. Hoffman. *Rep. Progr. Phys.*, **61**, 827 (1998).
- [18] Ю.Н. Дроздов, М.Н. Дроздов, В.М. Данильцев, О.И. Хрыкин, Д.В. Мастеров, Л.Д. Молдавская. *Материалы совещания „Нанопотоника“* (Н. Новгород, 20–23 марта 2000) с. 246.
- [19] J.M. Garcia, J.P. Silveira, F. Briones. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 409 (2000).
- [20] Ю.Н. Дроздов, Н.В. Востоков, Д.М. Гапонова, В.М. Данильцев, М.Н. Дроздов, А.В. Мурель, О.И. Хрыкин, В.И. Шашкин. *Тез. докл. 5-й Росс. конф. по физике полупроводников* (Н. Новгород, 10–14 сент. 2001) т. 2, с. 324.

Редактор Т.А. Полянская

Indium segregation in InGaAs / GaAs quantum wells grown by metal organic vapor phase epitaxy

Yu.N. Drozdov, N.V. Baidus, B.N. Zvonkov*, M.N. Drozdov, O.I. Khrikin, V.I. Shashkin*

Institute for Physics of Microstructures,
Russian Academy of Sciences,
603950 Nizhny Novgorod, Russia
* Physical Technical Research Institute,
University of Nizhny Novgorod,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract Indium atom distribution in double InGaAs / GaAs quantum wells grown by metal organic vapor phase epitaxy have been studied. An indium depth profile was obtained experimentally by the Auger electron spectrometry and then simulated using the indium segregation growth model and the Auger depth profiling model. Consistency between the calculated profile and experimental data makes it possible to extract the In–Ga atomic exchange energies for the kinetic segregation model. The values obtained are found to be somewhat above those known for molecular beam epitaxy, probably, because of stabilizing the growth surface by hydrogen atoms in the vapor phase reactor.