

# Определение технологических параметров роста в системе InAs—GaAs для синтеза „многомодальных“ квантовых точек InAs методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений

© Р.А. Салий<sup>+</sup>, С.А. Минтаиров<sup>+</sup>, П.Н. Брунков<sup>+\*≠</sup>, А.М. Надточий<sup>\*•</sup>,  
А.С. Паюсов<sup>+\*</sup>, Н.А. Калюжный<sup>+¶</sup>

<sup>+</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>\*</sup> Санкт-Петербургский Академический университет —  
научно-образовательный центр нанотехнологий Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

<sup>≠</sup> Национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики (ИТМО),  
197101 Санкт-Петербург, Россия

<sup>•</sup> „Солар Дотс“,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 20 января 2015 г. Принята к печати 4 февраля 2015 г.)

Исследованы особенности роста в системе InAs—GaAs при использовании метода газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений. Определены зависимости содержания In в твердом растворе  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  и зависимости скорости роста InAs от мольного потока In в широком диапазоне температур (480–700 °С). Исследованы процессы роста квантовых точек InAs на GaAs с различной разориентацией поверхности. Найдены условия осаждения квантовых точек InAs с малым количеством дефектов и высокой плотностью на „подслое“ GaAs, выращенном с высокой скоростью. Разработана эпитаксиальная технология формирования квантовых точек InAs с многомодальным распределением по размеру и расширенным спектром фотолюминесценции, что может быть эффективно использовано при конструировании фотоэлектрических преобразователей с квантовыми точками в активной области.

## 1. Введение

В настоящее время многопереходные (МП) фотоэлектрические преобразователи (ФЭП) на основе материалов  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$  и германия имеют наиболее высокие значения КПД преобразования солнечной энергии в электричество [1]. Среди данного класса приборов наиболее подходящими для промышленного производства методом газофазной эпитаксии из металлоорганических соединений (МОСГФЭ) и характеризующимися возможностью длительной эксплуатации являются ФЭП на основе псевдоморфной трехпереходной гетероструктуры  $\text{Ga}_{0.51}\text{In}_{0.49}\text{P}/\text{Ga}_{0.99}\text{In}_{0.01}\text{As}/\text{Ge}$ , в которой материалы всех субэлементов согласованы по параметру решетки. Основным ее недостатком является дисбаланс (несогласованность) токов, генерируемых субэлементами. Широкая спектральная характеристика нижнего (относительно фоточувствительной поверхности) Ge-субэлемента обуславливает избыточную генерацию неравновесных носителей, в то время как средний субэлемент на основе GaInAs ограничивает ток всей структуры.

Повышение фотогенерированного тока ( $J_g$ ) GaInAs-субэлемента и увеличение токового баланса является важной задачей для реализации потенциала МП ФЭП. Существует несколько подходов к решению этой задачи.

Первый известный подход [2–4] заключается в уменьшении ширины запрещенной зоны ( $E_g$ )  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ -суб-

элемента путем его метаморфного выращивания через буферные слои с переменным составом (переменным  $x$ ).

Второй подход, напротив, подразумевает сохранение качества псевдоморфного роста гетероструктуры МП ФЭП и увеличение  $J_g$  в GaInAs за счет внедрения наноразмерных гетероструктур, например, квантовых точек (КТ), не влияющих на изменение параметра решетки матрицы субэлемента, но расширяющих его спектральную чувствительность вплоть до 1.3 мкм. Этот подход находится в большей степени в стадии теоретического рассмотрения [5,6], вследствие того что изучение роста гетероструктур МП ФЭП осуществляется главным образом при их выращивании методом МОСГФЭ (ввиду целесообразности его применения для промышленного производства), а технология формирования многослойных массивов КТ детально изучена в рамках метода молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) и активно используется для создания лазерных наногетероструктур [7].

Тем не менее в работе [8] методом МПЭ были выращены GaAs-структуры для ФЭП со встроенными массивами КТ InAs, обеспечившими заметный вклад во внешнюю квантовую эффективность ( $Q_{\text{ext}}$ ) ФЭП за счет поглощения GaAs при сохранении высокого качества  $p$ – $n$ -перехода в GaAs, что привело к увеличению тока короткого замыкания ФЭП на ~ 1% по сравнению с реперной GaAs-структурой ФЭП. Использование метода МОСГФЭ для создания ФЭП на основе GaAs с массивами КТ позволило авторам [9] достичь еще более суще-

<sup>¶</sup> E-mail: Nickk@mail.ioffe.ru

ственного прироста  $Q_{\text{ext}}$  в области поглощения КТ InAs, однако низкое значение  $Q_{\text{ext}}$  в области поглощения GaAs свидетельствовало о низком качестве  $p$ – $n$ -перехода со встроенным массивом КТ.

Таким образом, остаются актуальными как задача исследования процессов формирования методом МОСГФЭ массивов КТ InAs для фотовольтаических применений, так и задача разработки гибкой технологии роста твердых растворов  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  для метаморфных ФЭП. В любом случае технология создания МП ФЭП должна быть ориентирована на высокие скорости эпитаксиального роста гетероструктур, чтобы иметь перспективу промышленного применения.

В настоящей работе решен ряд технологических задач, связанных с нахождением оптимальных эпитаксиальных параметров роста бинарных соединений InAs и твердых растворов  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  методом МОСГФЭ; выращены КТ с многомодальным распределением по размерам и соответственно с расширенной спектральной чувствительностью, перспективные для дальнейшего создания массивов КТ и их встраивания в гетероструктуру МП ФЭП.

## 2. Методика эксперимента

Определение зависимости скорости роста InAs от мольного потока In при различных условиях является основной задачей для разработки эпитаксиальной технологии в системе твердых растворов  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . В изорешеточных полупроводниковых системах определить подобные зависимости гораздо проще, так как данные о химическом составе и скорости роста слоев можно получить, например, с помощью рентгеноспектрального микроанализа и сканирующей электронной микроскопии. Однако решение такой задачи в системе InAs–GaAs не столь тривиально ввиду рассогласования материалов по параметрам кристаллических решеток, что делает невозможным получение бездефектных слоев на подложках GaAs и последующее определение скоростей роста как с помощью методов *ex situ*, так и с помощью оптических методов *in situ*, эффективных для изорешеточных систем [10].

Для нахождения зависимости скорости роста InAs от мольного потока In, а также для определения зависимости содержания In в твердом растворе  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  от его концентрации в газовой фазе была выращена серия экспериментальных гетероструктур с квантовыми ямами (КЯ) InGaAs/GaAs. Экспериментальные гетероструктуры включали широкозонные барьеры  $\text{Al}_{0.3}\text{Ga}_{0.7}\text{As}$ , ограничивающие активную область, состоящую из КЯ  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  с варьируемым составом и матрицы GaAs. Общая толщина GaAs составляла 500 нм, но режимы роста областей GaAs, непосредственно примыкающих к КЯ („подслой“ и „закрывающий слой“, толщиной по 50 нм каждый), отличались от режимов роста остальной структуры, а именно: температура роста КЯ и смежных с ней слоев GaAs варьировалась в широком диапазоне от 480 до 700°C, тогда как все остальные слои

экспериментальных гетероструктур выращивались при фиксированном значении температуры 600°C (большая часть экспериментальных образцов) или 700°C (только для образцов с активной областью, выращенной при 700°C).

С учетом того, что исследования были направлены на создание технологии роста КТ для гетероструктур ФЭП, что соответственно подразумевает использование высоких скоростей роста, эксперименты характеризовались следующей отличительной особенностью. Для экспериментальных гетероструктур была выбрана достаточно высокая постоянная скорость роста бинарного компонента GaAs (не менее 1.5 мкм/ч), при том что добавочная скорость роста InAs в твердом растворе  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  достигала 1 мкм/ч.

Все экспериментальные структуры получены методом МОСГФЭ на установке с реактором горизонтального типа при пониженном давлении (100 мбар). Металлоорганические соединения использовались в качестве источников элементов III группы: триметилгаллий (TMGa), триметилалюминий (TMAI) и триметилиндий (TMIn). При этом концентрация молекул TMIn в водороде на выходе из испарителя поддерживалась постоянной при помощи прибора Epison 4, чтобы исключить влияние на состав твердых растворов с In фактора нестабильного давления паров в испарителе TMIn. Такая нестабильность характерна для TMIn, находящегося (в отличие от остальных источников металлоорганических соединений) в твердом (порошкообразном) состоянии. Арсин ( $\text{AsH}_3$ ) использовался в качестве источника элемента V группы — мышьяка. Эксперименты проводились на подложках GaAs с точной ориентацией поверхности (100) и подложках, разориентированных к направлению (111)A на 2, 6 и 10°.

Был проведен анализ спектров фотолюминесценции (ФЛ) выращенных гетероструктур с КЯ. На основе связи длины волны пика ФЛ КЯ и состава излучающего слоя определены значения концентрации In в твердом растворе  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Гетероструктуры с КЯ также использованы для изучения влияния степени разориентации подложки и соотношения атомов V и III групп,  $[V]/[III]$ , на спектр ФЛ КЯ и соответственно на концентрацию In в твердом растворе  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ .

Полученные в результате экспериментов базовые зависимости эпитаксиального процесса в системе InAs–GaAs были использованы для выращивания гетероструктур с квантовыми точками. Структуры со слоем КТ InAs имели последовательность эпитаксиальных слоев, идентичную таковой в структурах с КЯ  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ . Формирование КТ происходило в режиме Странски–Крастанова [11] при температуре 550°C на поверхности „подслоя“ GaAs, выращенного при той же температуре. Равенство температур роста „подслоя“ GaAs и КТ InAs позволило избежать отжига поверхности GaAs, возникающего при прерывании роста.

Для получения спектров ФЛ от экспериментальных гетероструктур с КТ в качестве источника излучения

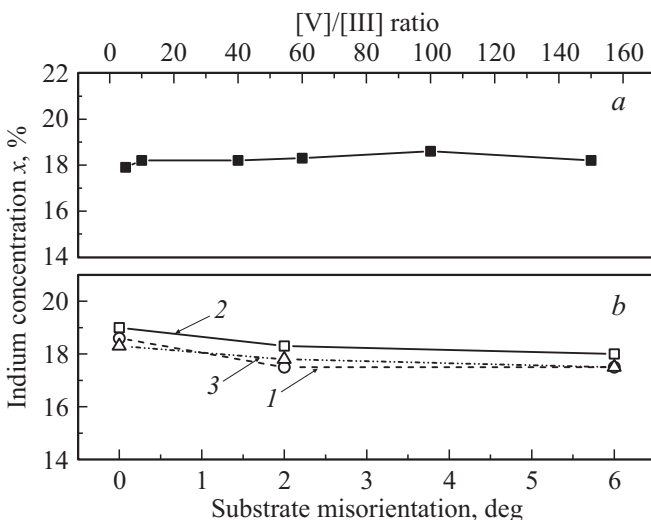
использовался лазер Nd:YAG с длиной волны излучения  $\lambda = 532$  нм и мощностью до 350 мВт. Излучение образца фокусировалось на входной щели монохроматора МДР-23 с помощью собирающей линзы. Для изучения температурных зависимостей спектров фотолуминесценции образцы помещались в гелиевый криостат замкнутого цикла СТИ-CRYOGENICS с возможностью поддержания температуры в диапазоне от 10 до 300 К. Все измерения проводились с помощью охлаждаемого Ge-приемника оптического излучения по стандартной методике синхронного детектирования.

Кроме того, на подложках GaAs всех указанных разориентаций (от 0 до 10°) были выращены специальные структуры с „незакрытыми“ одиночными слоями КТ. Изучение топографии поверхности таких образцов проводилось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе Dimension 3100 (Veeco) при комнатной температуре и влажности атмосферы ~ 20% с использованием зондов RTESP с последующим статистическим анализом [12].

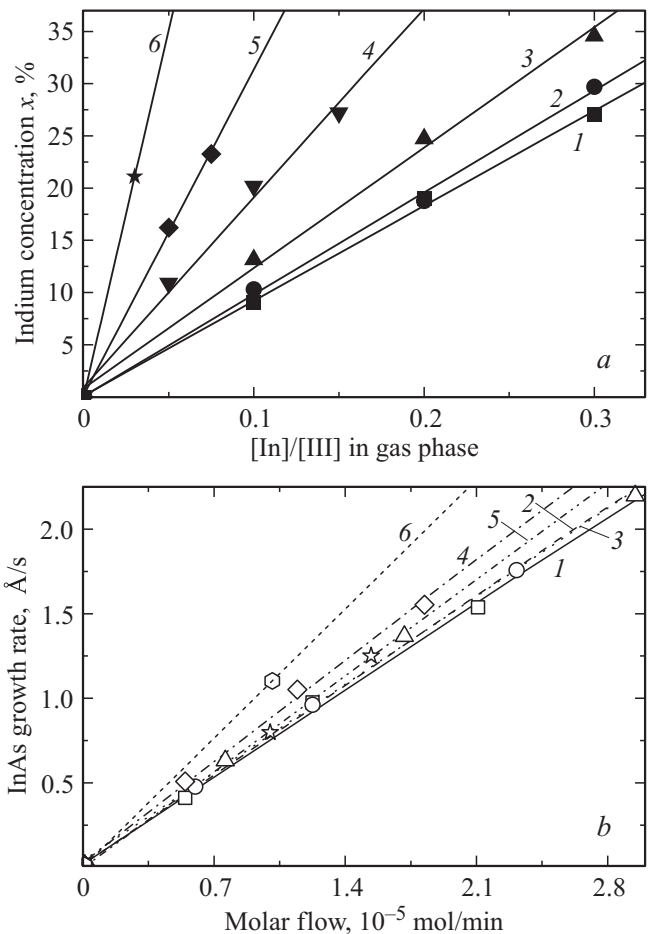
### 3. Результаты и обсуждение

#### 3.1. Параметры роста в системе InAs–GaAs

Были определены зависимости содержания In в твердом растворе  $In_xGa_{1-x}As$  при различных соотношениях элементов V и III группы в газовой фазе и различных углах разориентации подложки. Концентрация In, рассчитанная для экспериментальных гетероструктур, выращенных на точно ориентированной подложке, слабо зависела от соотношения  $[V]/[III]$  (рис. 1, а). Расхождение со средним значением концентрации допустимо в рамках погрешности эксперимента и составило < 4%. Наблюдалась слабая динамика изменения концентрации



**Рис. 1.** Концентрация In в твердом растворе  $In_xGa_{1-x}As$  в зависимости от соотношения  $[V]/[III]$  (а) и от угла разориентации подложки (б) для скоростей роста 0.7 (1), 1.5 (2), 3.0 мкм/ч (3).



**Рис. 2.** Концентрация In в твердом растворе  $In_xGa_{1-x}As$  в зависимости от количества In в газовой фазе (а) и зависимости скорости роста InAs от мольного потока  $TMIIn$  (б) для температур 700 (1), 600 (2), 550 (3), 525 (4), 500 (5), 480°С (6).

In в твердом растворе от разориентации подложки, а также от скорости роста в диапазоне от 0.7 до 3 мкм/ч (рис. 1, б). Полученные данные свидетельствуют о слабом влиянии десорбции атомов In с поверхности растущего слоя, что дает определенную технологическую свободу при выборе условий формирования КТ InAs на GaAs.

На основе анализа ФЛ от экспериментальных гетероструктур получены линейные зависимости содержания In в твердом растворе  $In_xGa_{1-x}As$  от соотношения  $[In]/[Ga + In]$  в газовой фазе в широком диапазоне температур роста от 480 до 700°С, которые свидетельствуют о более эффективном вхождении атомов In с понижением температуры (рис. 2, а).

На основе полученных данных по содержанию In в твердом растворе  $In_xGa_{1-x}As$  были рассчитаны скорости роста InAs из соотношения

$$V_{InAs} = \frac{V_{GaAs}x}{1-x}, \tag{1}$$

где  $V_{GaAs}$  — скорость роста GaAs.

По результатам расчетов для каждой из температур определены зависимости скорости роста InAs от используемого мольного потока In (рис. 2, *b*). Полученные кривые свидетельствуют об отсутствии сильного влияния температуры роста на скорость осаждения InAs в интервале от 480 до 600°C.

Установленные зависимости скорости роста бинарного соединения InAs от мольного потока TMIIn были использованы для последующего роста гетероструктур с КТ InAs.

### 3.2. Квантовые точки InAs

Одним из базовых параметров, влияющих на кристаллическое совершенство, плотность и размер КТ, является состояние поверхности GaAs, на которой происходит нуклеация островков InAs [13]. Для оценки планарности поверхности GaAs и ее влияния на формирование КТ InAs было проведено исследование с помощью АСМ гетероструктур с „незакрытыми“ одиночными слоями КТ, выращенными на подложках GaAs с разориентацией поверхности (100) 0, 2, 6 и 10° (далее по тексту — подложки 0°, 2°, 6° и 10° соответственно).

Анализ АСМ-изображений гетероструктур с КТ, выращенных на подложках 0° и 2°, позволил установить, что „подслой“ GaAs, на котором проводилось выращивание КТ, обладает „волнистой“ поверхностью, а КТ формируются в нижней части волн (рис. 3, *a* и *b*). Такая неровность поверхности, очевидно, связана с трехмерным режимом роста, который возникает в случае, если скорость разрастания зародышевых островков по поверхности (латеральная составляющая скорости роста) оказывается ниже, чем скорость увеличения их высоты (нормальная составляющая) [14]. В этом случае не происходит срастания зародышевых островков в планарный эпитаксиальный слой и возникают ограниченные пирамиды. Это особенно четко наблюдается для подложки 0° (рис. 3, *a*). Изменение поверхностной энергии в нижних областях волнообразной поверхности, образованной при трехмерном росте, приводило к тому, что формирование КТ было энергетически выгодным в этих областях. Повысить планарность роста на подложках 0°, 2° при низкой температуре роста „подслоя“ GaAs можно, значительно уменьшая скорость роста. Иными словами, формирование поверхности с волнистой морфологией не является принципиальной особенностью метода МОСГФЭ, но реализуется в рамках заданных экспериментальных условий.

Исследование АСМ-изображений структур, выращенных на подложках с разориентацией 6 и 10°, показало улучшение планарности поверхности „подслоя“ GaAs (рис. 3, *c* и *d*). Это указывает на возрастание латеральной составляющей скорости роста эпитаксиального слоя и объясняется увеличением числа ступеней на вицинальной поверхности подложки, дающих больше энергетически выгодных мест (вблизи ступеней) для начала нуклеации планарного слоя.

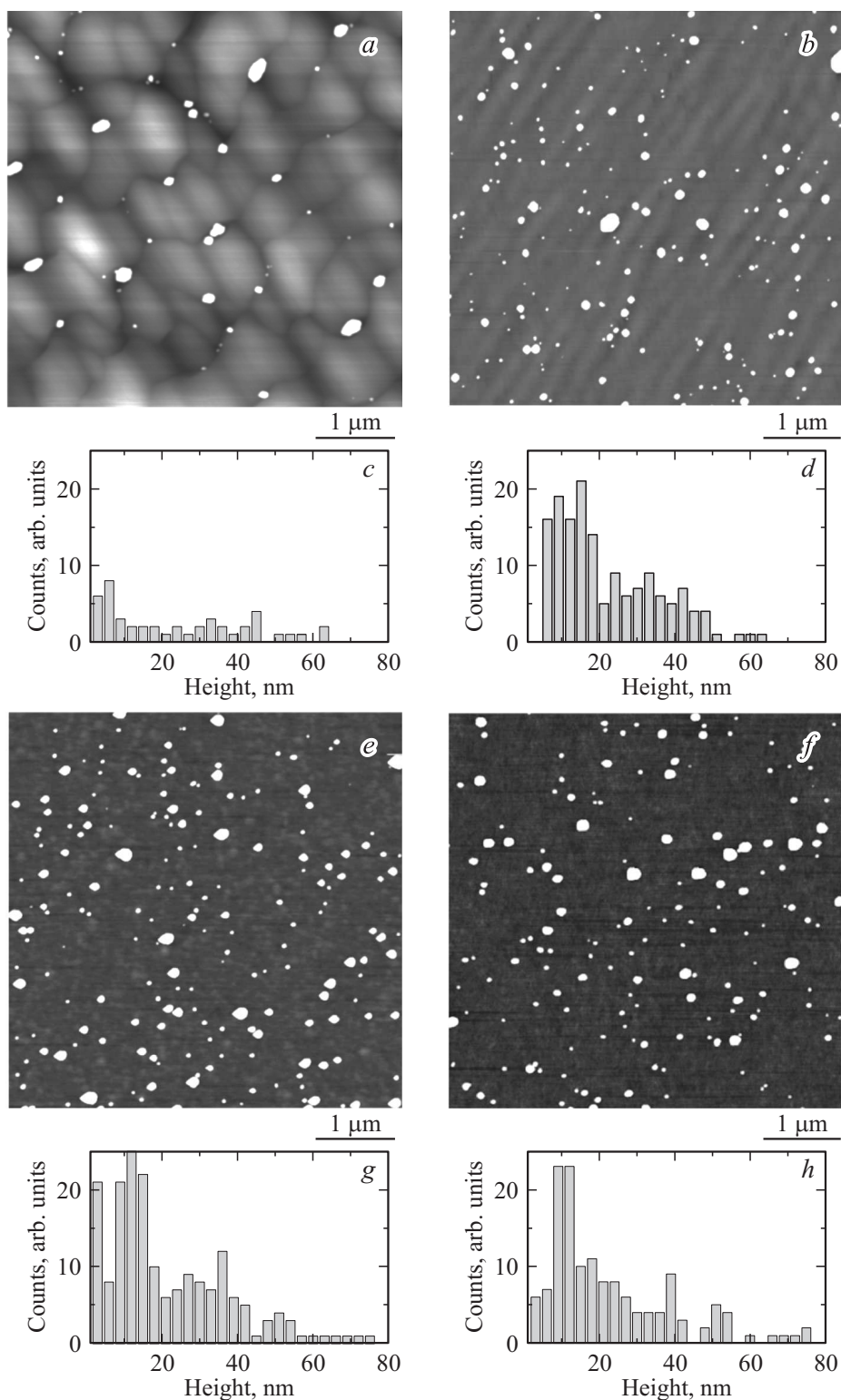
Данные статистического анализа указывают на более высокую концентрацию КТ (до  $1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) для структур, выращенных на вицинальных подложках (рис. 3, *d, g* и *h* — гистограммы под изображениями), по сравнению со структурой (гистограмма на рис. 3, *c*), выращенной на подложке 0° ( $\sim 1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ). При этом наибольшая слоевая плотность КТ наблюдается в структурах на подложках 6°. Кроме того, наряду с КТ, имеющими максимум распределения около 10 нм, выращенными на подложке 0° (рис. 3, *c*), на вицинальных поверхностях наблюдаются группы островков с характерной высотой в диапазоне 15–50 нм (рис. 3, *d, g, h*), что может быть охарактеризовано как многомодальное распределение КТ по размерам.

Исследование ФЛ гетероструктур с КТ, зарашенными „закрывающим“ слоем GaAs, позволяет говорить о корреляции между планарностью поверхности и интенсивностью ФЛ. Наличие дефектов в КТ на „волнистой“ поверхности гетероструктур, выращенных на подложках 0° и 2°, привело к отсутствию заметной интенсивности ФЛ. Наблюдался максимум интенсивности ФЛ, обусловленный излучательной рекомбинацией носителей в GaAs. Таким образом, использование подложек с точной ориентацией и слабой разориентацией поверхности для синтеза КТ методом МОСГФЭ целесообразно только при снижении скорости роста эпитаксиальных слоев приблизительно до уровня МПЭ, однако такой подход не отвечает требованиям создания МП гетероструктур ФЭП.

Гетероструктуры, выращенные на подложках 6° и 10°, характеризовались интенсивной ФЛ КТ. Были получены спектры ФЛ при различных температурах (в диапазоне от 10–300 К) и мощностях лазерной накачки (1–10 мВт). Результаты измерений приведены на рис. 4 для структур на подложке 6° и на рис. 5 для структур на подложке 10°. Как было показано, например, в [15–17], понижение температуры приводит к подавлению транспорта носителей заряда между соседними КТ и заполнение массива происходит случайным образом. В рамках такой модели при низких температурах и при малом количестве генерированных носителей (низкой накачке) рекомбинация осуществляется преимущественно через основные энергетические уровни. В связи с этим каждый пик в спектре интенсивности фотолюминесценции отвечает основному энергетическому состоянию точки определенного размера. Поэтому спектр ФЛ КТ при низких температурах и низких уровнях накачки отражает плотность основных состояний массива КТ [18].

В спектрах ФЛ гетероструктур, измеренных при 10 К на подложках 6° (рис. 4, *a*) и 10° (рис. 5, *a*), хорошо видно несколько пиков излучения. В случае образца с разориентацией 6° видны доминирующий длинноволновый пик и коротковолновое плечо, а во втором случае интенсивности пиков выравниваются и можно отметить появление третьего, еще более коротковолнового пика.

Таким образом, можно сделать заключение о многомодальном распределении люминесцирующих КТ в

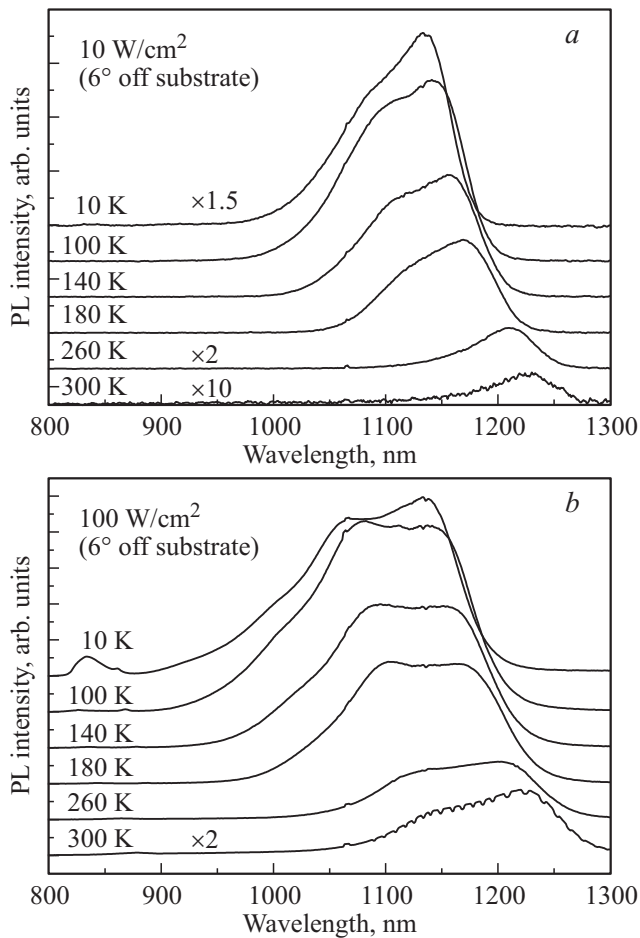


**Рис. 3.** АСМ-изображения КТ InAs, полученных осаждением 5 Å InAs на поверхность GaAs с разориентацией 0 (*a*), 2 (*b*), 6 (*e*), 10° (*f*) и соответствующие им гистограммы распределения КТ по высоте (*c, d, g, h*).

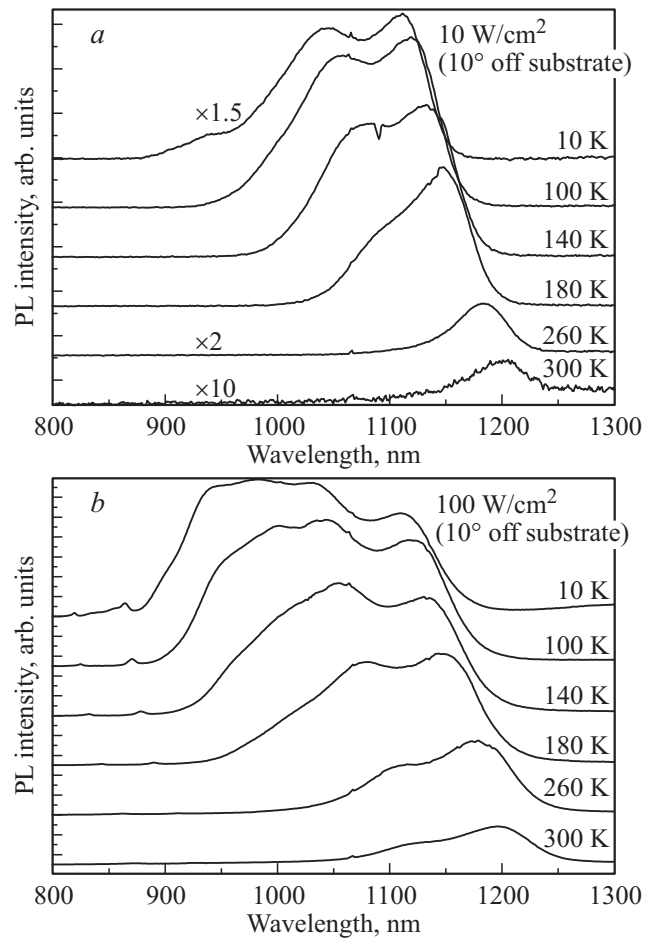
данных структурах (бимодальное для подложки 6° и тримодальное для подложки 10°).

Для обеих гетероструктур температурная зависимость ширины на половине высоты максимума (FWHM) ФЛ

(рис. 6) имеет схожий характер: слабое изменение в диапазоне 10–100 К и затем монотонный спад с ростом температуры. Форма спектров также неизменна до 100 К, а затем наблюдается постепенное перерас-



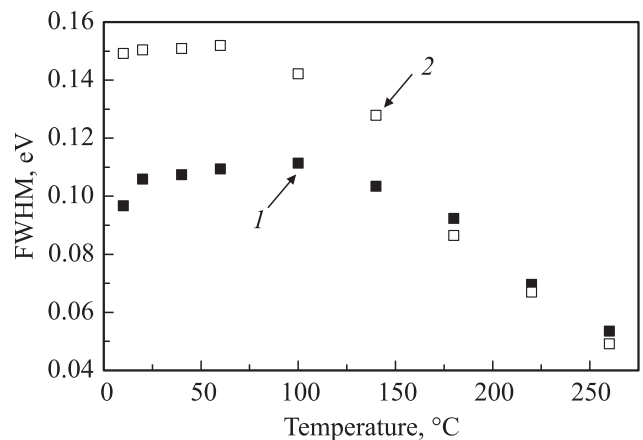
**Рис. 4.** Спектры фотолуминесценции (PL) структур с одним слоем квантовых точек, выращенных на вицинальных подложках 6°, при низком (а), высоком (b) уровнях накачки и различных температурах (указаны).



**Рис. 5.** Спектры фотолуминесценции структур с одним слоем квантовых точек, выращенных на вицинальных подложках 10°, при низком (а), высоком (b) уровнях накачки и различных температурах (указаны).

пределение интенсивности от коротковолновых к длинноволновым пикам излучения. Такое поведение может служить индикатором перехода механизма заполнения массива КТ носителями заряда от неравновесного (ниже 100 К) к равновесному [17,18]. Отсутствие роста ширины спектра ФЛ при высоких температурах, связанного с расплыванием функции Ферми–Дирака (что часто наблюдается для одномодального распределения массива КТ — см., например, [17]) можно объяснить изначально более широким распределением КТ по энергетическим состояниям основного перехода, на фоне которого эффект расплывания функции Ферми–Дирака слабо заметен.

Анализируя спектры ФЛ, полученные при высоком уровне возбуждения и низких температурах (рис. 4, b и 5, b), можно отметить слабое изменение спектра ФЛ относительно низкой накачки для гетероструктуры на подложке 6° и значительное увеличение излучающих состояний в случае гетероструктуры на подложке 10°. Появление дополнительных пиков в спектре ФЛ может быть индикатором насыщения основных энергетических



**Рис. 6.** Температурные зависимости ширины пика фотолуминесценции для гетероструктур, выращенных на подложках 6° (1) и 10° (2).

состояний массива КТ и постепенное заполнение возбужденных состояний с последующей оптической рекомбинацией. В то же время слабое изменение формы спектров ФЛ (т.е. невозможность „насытить“ основные состояния КТ) с увеличением уровня накачки образца на подложке  $6^\circ$  означает более высокую плотность КТ, что коррелирует с исследованиями АСМ гетероструктур с „незакрытыми“ КТ.

Возникновение эффекта „многомодального“ распределения КТ по размерам на вицинальных положениях может быть объяснено наличием ряда различных энергетически выгодных состояний (например, возле ступеней и в углах ступеней) для одновременной нуклеации островков InAs. Наличие такого распределения, позволяющего значительно расширить спектральный диапазон КТ, может быть эффективно использовано для увеличения спектральной чувствительности субэлемента на основе GaAs в длинноволновой области, а также для повышения  $J_g$  GaInAs-субэлемента в составе МП ФЭП и улучшения его токового баланса. Важно, что именно на подложках с высокой степенью разориентации могут быть достигнуты максимальные скорости эпитаксиального роста (даже при достаточно низкой температуре), что отвечает требованиям промышленного синтеза МП гетероструктур ФЭП методом МОСГФЭ.

#### 4. Заключение

Таким образом, исследованы особенности роста в системе InAs–GaAs методом МОСГФЭ. Определены зависимости содержания In в твердом растворе  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  и рассчитаны зависимости скорости роста InAs от мольного потока In в широком диапазоне температур ( $480\text{--}700^\circ\text{C}$ ). Показана слабая зависимость концентрации In от соотношения атомов V и III групп в газовой фазе и от степени разориентации поверхности (100) подложки. Полученные эпитаксиальные зависимости использованы для исследования процесса роста квантовых точек InAs на GaAs с различной разориентацией поверхности.

Было показано, что при сохранении высокой скорости роста (характерной для выращивания гетероструктур ФЭП методом МОСГФЭ) на подложках с точной ориентацией и слабой разориентацией ( $2^\circ$ ) реализуется близкий к трехмерному режим роста GaAs, в результате чего на поверхности формируются КТ со слабой интенсивностью ФЛ. С другой стороны, установлено, что подложки с углами разориентации поверхности в  $6$  и  $10^\circ$  даже при низкой температуре обеспечивают хорошую планарность поверхности GaAs, необходимую для осаждения КТ с высокой концентрацией. С помощью методов АСМ и ФЛ установлено, что для данных гетероструктур характерно многомодальное распределение КТ по размерам.

Технология синтеза КТ с многомодальным распределением и соответственно с расширенной спектральной

чувствительностью перспективна для дальнейшего создания массивов КТ и их встраивания в гетероструктуру GaInAs-субэлемента МП ФЭП с целью решения проблемы токового баланса псевдоморфных МП гетероструктур, выращиваемых методом МОСГФЭ.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки, договор № 14.В25.31.0020 (постановление № 220), и частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований. Соавтор работы А.М. Надточий выражает благодарность Российскому фонду фундаментальных исследований (грант № 13-08-12159) за поддержку в части исследования гетероструктур с квантовыми точками методом фотолюминесценции. Топографические АСМ-измерения выполнены с использованием оборудования регионального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ при ФТИ им. А.Ф. Иоффе (Санкт-Петербург, Россия).

#### Список литературы

- [1] M.A. Green, K. Emery, Y. Hishikawa, W. Warta, E.D. Dunlop. *Progr. Photovolt.: Res. Appl.*, **22**, 701 (2014).
- [2] R.R. King, D.C. Law, K.M. Edmondson, C.M. Fetzer, G.S. Kinsey, H. Yoon, R.A. Sherif, N.H. Karam. *Appl. Phys. Lett.*, **90**, 183 516 (2007).
- [3] W. Guter, J. Schone, S. Philipps, M. Steiner, G. Siefer, A. Wekkeli, E. Welsler, E. Oliva, A.W. Bett, F. Dimroth. *Appl. Phys. Lett.*, **94**, 223 504 (2009).
- [4] D.C. Law, X.Q. Liu, J.C. Boisvert, E.M. Redher, C.M. Fetzer, S. Mesropian, R.R. King, K.M. Edmondson, B. Jun, R.L. Woo, D.D. Krut, P.T. Chiu, D.M. Bhusari, S.K., Sharma, N.H. Karam. *Proc. 38th IEEE Photovolt. Spec. Conf.* (Austin, TX, 2012) p. 003 146.
- [5] A. Luque, A. Marti. *Phys. Rev. Lett.*, **78**, 5014 (1997).
- [6] V. Aroutiounian, S. Petrosyan, A. Khachatryan, K. Touryan. *J. Appl. Phys.*, **89**, 2268 (2001).
- [7] Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов, В.А. Шукин, П.С. Копьев, Ж.И. Алфёров, Д. Бимберг. *ФТП*, **32** (4), 385 (1998).
- [8] С.А. Блохин, А.В. Сахаров, А.М. Надточий, А.С. Паюсов, М.В. Максимов, Н.Н. Леденцов, А.Р. Ковш, С.С. Михрин, В.М. Лантратов, С.А. Минтаиров, Н.А. Калужный, М.З. Шварц. *ФТП*, **43** (4), 537 (2009) [*Semiconductors*, **43**, 514 (2009)].
- [9] C.G. Bailey, D.V. Forbes, S.J. Polly, Z.S. Bittner, Y. Dai, Chelsea Mackos, R.P. Raffaele, S.M. Hubbard. *IEEE J. Photovolt.*, **2**, 269 (2012).
- [10] N.A. Kalyuzhnyy, S.A. Mintairov, M.A. Mintairov, V.M. Lantratov. *Proc. 24th Eur. Photovolt. Solar Energy Conf.* (Hamburg, Germany, 2009) p. 538.
- [11] L. Goldstein, F. Glas, J.Y. Marzin, M.N. Charasse, G.Le Roux. *Appl. Phys. Lett.*, **47** (10), 1099 (1985).
- [12] В.А. Севрюк, П.Н. Брунков, И.В. Шальнев, А.А. Гуткин, Г.В. Климко, С.В. Гронин, С.В. Сорокин, С.Г. Конников. *ФТП*, **47**, 7 (2013).
- [13] K. Sears, S. Mookapati, H.H. Tan, C. Jagadish. In: *Self-Assembled Quantum Dots*, ed by Z.M. Wang (Springer, 2008) ch. 12, p. 359.



- [14] G.B. Stringfellow. *Organometallic Vapor-Phase Epitaxy: Theory and Practice*, 2nd edn. (Academic Press, San Diego, 1999) ch. 3.4..
- [15] Z.Y. Xu, Z.D. Lu, X.P. Yang, Z.L. Yuan, B.Z. Zheng, J.Z. Xu, W.K. Ge, Y. Wang, L.L. Chang. *Phys. Rev. B*, **54**, 11 528 (1996).
- [16] Y. Tang, D.H. Rich, I. Mukhametzhanov, P. Chen, A. Madhukar. *J. Appl. Phys.*, **84**, 3342 (1998).
- [17] Н.В. Крыжановская, А.Г. Гладышев, С.А. Блохин, М.В. Максимов, Е.С. Семенова, А.П. Васильев, А.Е. Жуков, Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов, Д. Бимберг. *ФТП*, **39** (10), 1230 (2005).
- [18] B. Bansal. *J. Appl. Phys.*, **100**, 093197 (2006).

Редактор Л.В. Шаронова

### Determination of growth parameters in the InAs–GaAs system for the formation of InAs quantum dots with multi-modal distribution by MOCVD technique

R.A. Sali<sup>+</sup>, S.A. Mintairov<sup>+</sup>, P.N. Brunkov<sup>+,\*≠</sup>, A.M. Nadtochiy<sup>\*•</sup>, A.S. Pauysov<sup>+\*</sup>, N.A. Kalyuzhnyy<sup>+</sup>

<sup>+</sup> Ioffe Institute,

194021 St. Petersburg, Russia

<sup>\*</sup> Saint Petersburg Academic University —

Nanotechnology Research and Education Centre,

Russian Academy of Sciences,

194021 St. Petersburg, Russia

<sup>≠</sup> National Research University of Information

Technologies, Mechanics and Optics (ITMO),

197101 St. Petersburg, Russia

<sup>•</sup> „Solar Dots“ Ltd.,

194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** The growth peculiarities in the InAs–GaAs system have been investigated by MOCVD. The dependences of In concentration in  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  solid solution and InAs growth rate versus In molar flow were determined for wide temperature range (480–700°C). The nucleation processes of InAs quantum dots on GaAs substrates with different surface misorientation were investigated. The growth conditions of the high-density defect-free InAs quantum dot deposition on GaAs „underlayer“, grown at high growth rate, were found. The MOCVD technology of the formation of InAs quantum dot with multi-modal size distribution and extended photoluminescence spectrum was developed. This technology can be used for developing of solar cells with quantum dot arrays in an active area.