

# Квантовые точки InAs, выращенные в метаморфной матрице $\text{In}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{As}$ методом МОС-гидридной эпитаксии

© С.А. Минтаиров<sup>1,2,3</sup>, Н.А. Калюжный<sup>1</sup>, М.В. Максимов<sup>1,2</sup>, А.М. Надточий<sup>1,2,3</sup>,  
В.Н. Неведомский<sup>1</sup>, А.Е. Жуков<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 С.-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Санкт-Петербургский национальный исследовательский  
Академический университет Российской академии наук,  
194021 С.-Петербург, Россия

<sup>3</sup> ООО „Солар Дотс“,  
194021 С.-Петербург, Россия

E-mail: mintairov@scell.ioffe.ru

(Получена 23 ноября 2016 г. Принята к печати 28 ноября 2016 г.)

Методом МОС-гидридной эпитаксии на подложках GaAs выращены квантовые точки InAs в метаморфной матрице InGaAs, излучающие в диапазоне длин волн 1380–1400 нм при комнатной температуре. Структуры выращивались на многослойном метаморфном буфере, состоящем из девяти подслоев  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , каждый из которых имел толщину 200 нм. В первых семи слоях концентрация индия  $x$  последовательно увеличивалась на величину  $\sim 3.5\%$ , достигая  $24.5\%$ . Затем выращивался компенсирующий слой с концентрацией  $x = 28\%$  и финальный бездислокационный слой с  $x = 24.5\%$ . Показано, что релаксация упругих напряжений с загибом дислокаций на интерфейсах происходит в третьем от поверхности слое, а верхний слой свободен от дислокаций на обоих интерфейсах. Квантовые точки формировались в метаморфной матрице посредством осаждения 2–2.5 монослоев InAs при  $520^\circ\text{C}$  с последующим наращиванием тонким слоем InGaAs при той же температуре роста. Установлено, что для улучшения структурного и оптического качества образцов необходимо увеличивать скорость роста и уменьшать концентрацию индия в покрывающем квантовые точки слое InGaAs, по отношению к соответствующим параметрам роста последнего подслоя метаморфного буфера.

DOI: 10.21883/FTP.2017.05.44415.8459

## 1. Введение

В последнее время возрастает интерес к использованию квантовых точек (КТ) InAs для источников излучения в ближнем инфракрасном (ИК) диапазоне с улучшенными по сравнению с существующими аналогами свойствами [1,2]. InAs КТ в матрице GaAs позволяют получать светоизлучающие приборы на длинах волн порядка 1.3–1.35 мкм, что соответствует второму окну прозрачности кварцевого оптоволокна [3–5]. Осаждение InAs КТ на метаморфный буфер (МБ) InGaAs (метаморфные КТ) позволяет обеспечить дальнейшее увеличение длины волны излучения. Этот подход позволил создать лазеры, излучающие на длине волны 1.55 мкм (третье окно прозрачности кварцевого волокна) и более [6–8]. Метаморфные КТ также были использованы для создания источников одиночных фотонов [9–10]. Кроме того, InAs КТ также весьма перспективны для улучшения характеристик фотопреобразователей различного спектрального диапазона [11,12].

Несмотря на то что InAs КТ на подложках GaAs, как в обычной реализации (GaAs-матрица), так и в метаморфной (InGaAs матрица), достаточно широко освещены в литературе, основным методом эпитаксиального выращивания таких структур является метод молекулярно-пучковой эпитаксии. Однако на сегодняшний день наиболее перспективным эпитаксиальным методом с точки

зрения организации производства полупроводниковых приборов является метод МОС-гидридной эпитаксии.

Данная работа посвящена исследованию МОС-гидридной технологии для создания метаморфных InAs КТ в матрице из  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  с расчетной концентрацией индия в твердой фазе  $x \sim 25\%$ .

## 2. Методика эксперимента

Структуры были выращены на подложках GaAs (100), разориентированных на  $6^\circ$  в направлении  $\langle 111 \rangle$  методом МОС-гидридной эпитаксии на установке с реактором горизонтального типа при пониженном давлении 100 мбар. В качестве источников элементов III группы использовались металлоорганические соединения триметилгаллий, триметилалюминий и триметилиндий, в качестве источника мышьяка использовался арсин.

Структуры с квантовыми точками выращивались в два этапа. Сначала на подложке осаждался многослойный МБ при температуре  $600^\circ\text{C}$  и скорости роста порядка 3 мкм/час, состоящий из девяти подслоев  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  (МБ-1–МБ-9), толщиной  $\sim 200$  нм каждый, с резким изменением расчетной концентрации индия в твердой фазе  $x$ . В каждом из первых семи подслоев концентрация индия  $x$  последовательно увеличивалась на величину  $\sim 3.5\%$ , достигая  $24.5\%$  в слое МБ-7. Затем выращи-

вался компенсирующий слой МВ-8 с расчетной концентрацией  $x = 28\%$  и финальный бездислокационный слой МВ-9 с  $x = 24.5\%$ .

После осаждения МБ рост прерывался, и при температуре  $700^\circ C$  и скорости роста порядка  $3 \mu m/ч$  на нем выращивался буферный слой  $In_xGa_{1-x}As$  с концентрацией индия  $x = 25\%$  толщиной  $\sim 150 \text{ нм}$ , на котором осаждалась светоизлучающая структура с КТ.

InAs КТ формировались методом самоорганизации по механизму Странского–Крастанова посредством осаждения 2–2.5 монослоев (МС) при температуре роста  $520^\circ C$  в середине  $In_xGa_{1-x}As$  волновода толщиной  $\sim 600 \text{ нм}$  с расчетной концентрацией индия в твердой фазе  $x = 25\%$ , который выращивался при температуре  $700^\circ C$  и скорости роста порядка  $3 \mu m/час$ . Для предотвращения деградации КТ, непосредственно после осаждения они зарастивались слоем  $In_xGa_{1-x}As$  толщиной  $5 \text{ нм}$  при температуре роста  $520^\circ C$ . Для подавления диффузии носителей заряда в слое МБ между буферным слоем и волноводом при температуре  $700^\circ C$  и скорости роста порядка  $3 \mu m/час$  выращивался широкозонный слой  $(Al_{0.5}Ga_{0.5})_{1-x}In_xAs$  с расчетной концентрацией  $x = 25\%$  и толщиной  $\sim 300 \text{ нм}$ . Такой же слой толщиной  $\sim 50 \text{ нм}$  выращивался сверху волновода, завершая структуру.

Концентрация индия  $x$  в слоях  $In_xGa_{1-x}As$  рассчитывалась на основании калибровочных данных, полученных по методике, описанной ранее в работе [13]. Резкое изменение концентрации индия в подслоях МБ приводит к эффективному загибу дислокаций на гетерограницах. Выбранная толщина каждого подслоя трехкратно превосходила критическую толщину по модели Мэттьюза–Блэксли [14].

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) были записаны по стандартной методике синхронного детектирования с поверхности образца при возбуждении излучением второй гармоники ( $532 \text{ нм}$ ) лазера Nd:YAG, ослабленного с помощью нейтральных светофильтров. Излучение ФЛ собиралось объективом на щель монохроматора МДР-23 и регистрировалось с помощью охлаждаемого Ge диода.

Изображения структур были получены методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе JEOL JEM 2100F при ускоряющем напряжении  $200 \text{ кВ}$ . Образцы подготавливались путем предварительной механической шлифовки с последующей окончательной обработкой ионным пучком  $Ar^+$  с  $\sim 3.5 \text{ кэВ}$ .

Для *in-situ* исследований применялась установка EpiRAS 2000, измеряющая нормализованное отражение в диапазоне энергий фотонов  $1.5\text{--}5 \text{ эВ}$  [15].

### 3. Результаты и обсуждение

На рис. 1, *a* приведено полученное методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии изображение поперечного сечения светоизлучающей структуры с КТ, на котором видны гетерограницы первых шести

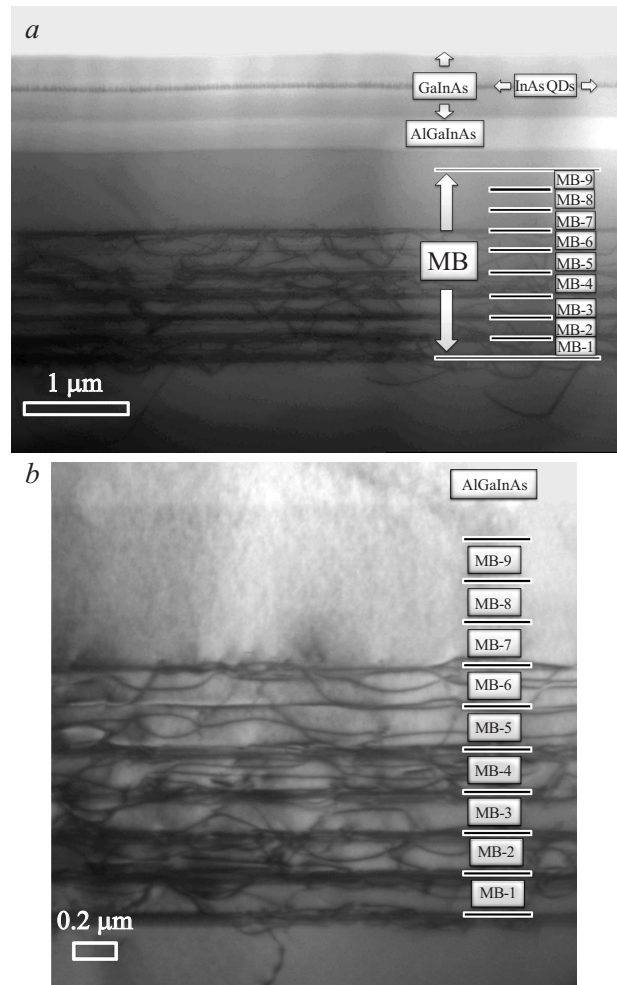


Рис. 1. STEM изображение поперечного сечения метаморфной структуры с InAs КТ (*a*), светлопольное ТЕМ изображение метаморфного буфера (*b*).

подслоев МБ. В верхней части структуры виден слой с квантовыми точками InAs (InAs QD), находящийся между двумя волноводными слоями  $In_{0.25}Ga_{0.75}As$ . Далее на изображении виден слой AlGaInAs, имеющий более светлый контраст, под которым следует метаморфный буфер (МБ).

Свободные от дефектов гетерограницы подслоев метаморфного буфера практически неразличимы на изображениях. Однако дислокации несоответствия довольно часто залегают именно на напряженных гетерограницах, что прекрасно видно в первых шести подслоях МБ. При этом для подслоя МВ-7 различима только нижняя гетерограница.

На светлопольном ПЭМ изображении при большем увеличении (рис. 1, *b*) можно видеть, что дислокации несоответствия, возникающие при релаксации подслоев МБ, находятся как на гетерограницах, так и в подслоях МБ. Кроме того, часть дислокаций прорастает в подложку. Несмотря на трехкратное превышение критической толщины подслоя МВ-8 на основе  $In_{0.28}Ga_{0.72}As$

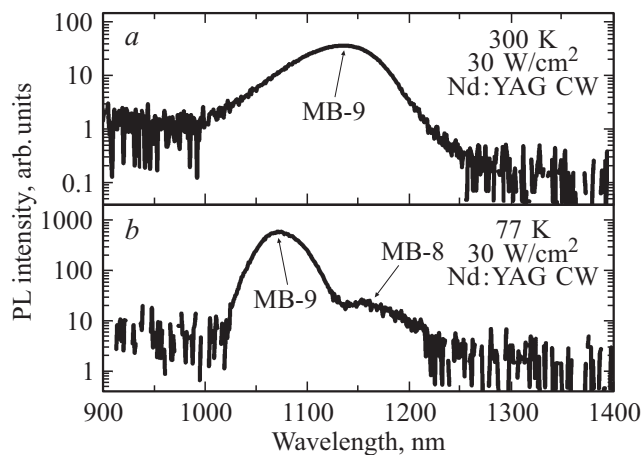


Рис. 2. Спектры фотолюминесценции метаморфного буфера, записанные при комнатной температуре (а) и 77 К (b).

не содержит дислокаций (рис. 1, b). При этом важно отметить, что предел их обнаружения методом ПЭМ составляет порядка  $10^6 \text{ см}^{-2}$ .

Таким образом, можно сделать вывод о том, что релаксация с образованием и загибом дислокаций в некотором подслое происходит только, когда он и прилегающий к нему сверху подслою упруго напряжены на границах в разных направлениях (растяжение, сжатие), что соответствует изгибу всего подслоя. Это условие выполняется для подслоев MB-1–MB-6. Подслою MB-7 также изгибается граничащими с ним подслоями, однако для подслоя MB-8 из  $\text{In}_{0.28}\text{Ga}_{0.72}\text{As}$ , окруженного слоями из  $\text{In}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{As}$ , это условие не выполняется, так как на двух его границах присутствуют напряжения сжатия. Таким образом, использования подслоя MB-8, компенсирующего напряжения, позволяет закончить метаморфный буфер подслоем MB-9, не содержащим дислокаций ни на одной из гетерограниц.

В спектре ФЛ от МБ, выращенного без светоизлучающей структуры, записанном при комнатной температуре, можно различить один пик на длине волны  $\sim 1140 \text{ нм}$  (рис. 2, a). Спектр, записанный при температуре жидкого азота, демонстрирует два пика на длинах волн 1070 и 1160 нм. Расчет концентрации индия с использованием данных о ширине запрещенной зоны твердых растворов [16] позволяет соотнести коротковолновый пик с  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ , при концентрации индия в твердой фазе  $x$  порядка 24%, а длинноволновый с  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  при  $x$  порядка 29%, что хорошо согласуется с расчетной концентрацией подслоев MB-9 и MB-8 соответственно. Отсутствие длинноволнового пика подслоя MB-8 при комнатной температуре, а также его малая величина при температуре 77 К наиболее вероятно объясняются малой энергией локализации носителей заряда в двойной гетероструктуре MB-7/MB-8/MB-9, что приводит к их термическому выбросу в подслою MB-7 с последующей диффузией в сторону дислоцированных интерфейсов. Несмотря на наличие поверхностной рекомбинации,

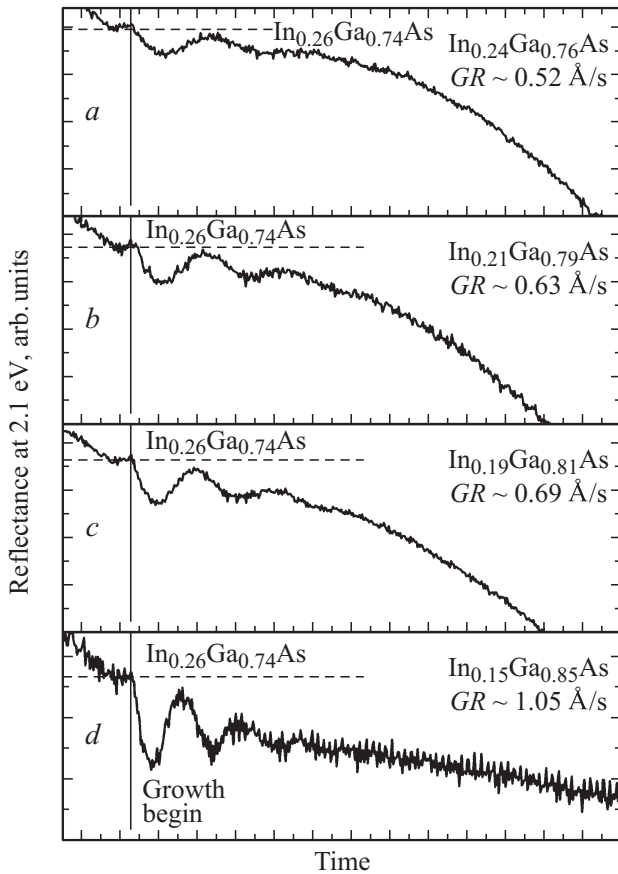
интегральная интенсивность пика ФЛ при комнатной температуре всего на порядок ниже по сравнению с интенсивностью при 77 К, что говорит о высоком кристаллическом совершенстве подслоя MB-9, дающего основной вклад в пики ФЛ.

Осаждение КТ методом МПЭ обычно проводят при низких температурах (480–550°С), чтобы избежать эффекта „интермиксинга“ (перемешивания атомов индия из растущего слоя InAs с атомами галлия из матрицы), который выражается в увеличении критической толщины, и формировании InGaAs КТ с меньшей энергией локализации носителей заряда и длиной волны излучения. Однако выращивание твердых растворов методом МОС-гидридной эпитаксии при таких низких температурах имеет ряд специфических особенностей, затрудняющих получение объемных слоев удовлетворительного качества. Поэтому после выращивания слоя КТ рост обычно прерывается и проводится подъем температуры до 600–700°С. Проведенные ранее исследования показали [17], что отжиг InAs КТ в реакторе МОС-гидридной эпитаксии в потоке арсина, который необходим для предотвращения коррозии поверхности структуры, приводит к деградации кристаллического качества КТ. Поэтому после осаждения КТ их необходимо сразу зарастивать тонким покрывающим слоем InGaAs при низкой температуре роста.

Были проведены исследования по выращиванию объемных слоев  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  при температуре 520°С и малой скорости роста. Выбор малой скорости роста слоя был обусловлен двумя причинами.

Во-первых, при низкотемпературном росте методом МОС-гидридной эпитаксии не происходит полного пиролиза молекул источников атомов третьей группы, содержащих три метильных радикала, до монометиллов. Малая поверхностная подвижность молекул диметилгаллия и диметилиндия, прикрепляющихся к ростовой поверхности, обуславливает склонность слоев к трехмерному росту, когда латеральная скорость разрастания нуклеационных островков оказывается ниже тангенциальной [12]. Для подавления трехмерного роста слоев и получения планарных интерфейсов при низких температурах необходимо либо уменьшать тангенциальную скорость роста нуклеационных островков, либо увеличивать их поверхностную концентрацию. Первое достигается уменьшением общей скорости роста, второе — созданием атомарных ступеней на поверхности за счет небольшой разориентации подложек.

Во-вторых, осаждение InAs КТ необходимо проводить при малой скорости роста и соответственно малом потоке через испаритель триметилиндия, ввиду того что необходим контроль толщины выращенного слоя с точностью до нескольких десятых МС. Перестроение потока через испаритель триметилиндия после выращивания слоя КТ и его стабилизация занимают достаточно длительное время, так как триметилиндий является твердым веществом. Таким образом, для нивелирования отжига КТ в потоке арсина необходимо выращивать



**Рис. 3.** Временные зависимости сигнала *in-situ* отражения при энергии фотонов 2.1 эВ от растущих при температуре 520°C слоев InGaAs с различной концентрацией индия,  $x$ :  $a$  — 24,  $b$  — 21,  $c$  — 19,  $d$  — 15%.

покрывающий слой  $In_xGa_{1-x}As$  при том же потоке триметилиндия, как и для КТ.

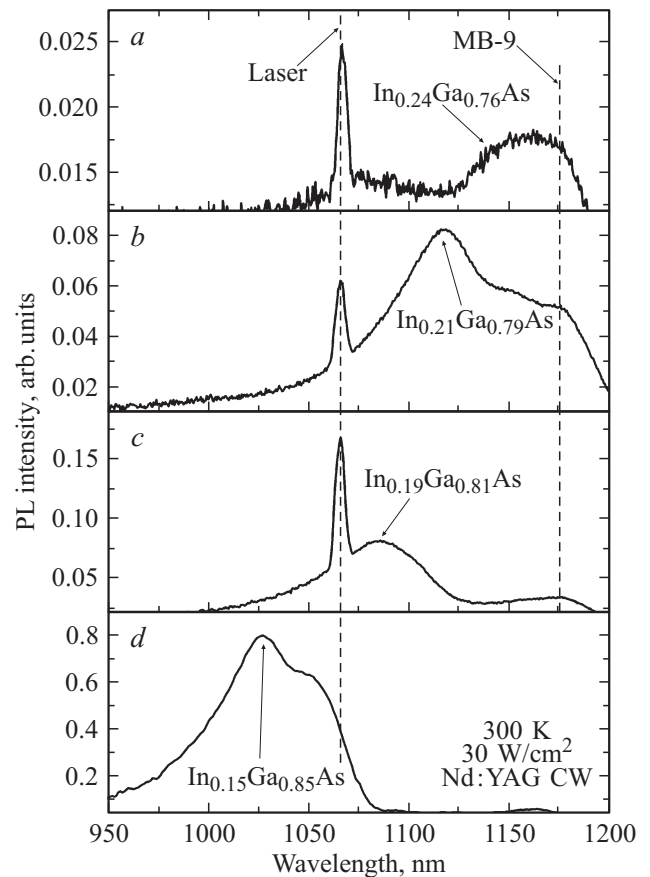
Во время роста на МБ объемного слоя  $In_xGa_{1-x}As$  с концентрацией индия в  $x$  порядка 24% при температуре 520°C и скорости роста порядка 0.38 мкм/ч происходило монотонное падение сигнала *in-situ* отражения от поверхности (рис. 3,  $a$ ), что было связано с деградацией ее морфологии, подтвержденной *ex-situ* методами. При этом осцилляции, соответствующие изменению оптического пути до гетрограницы со следующим слоем при росте, были слабо выражены, что свидетельствует о близости состава растущего слоя с подслоем МВ-9.

Увеличение потока через испаритель триметилгаллия, приводящее к увеличению скорости роста бинарной компоненты GaAs и уменьшению концентрации индия в твердом растворе InGaAs вплоть до 15%, позволило значительно улучшить морфологию поверхности слоев, несмотря на наличие значительного рассогласования по параметру решетки, что подтверждалось данными *in-situ* отражения (рис. 3,  $b-d$ ).

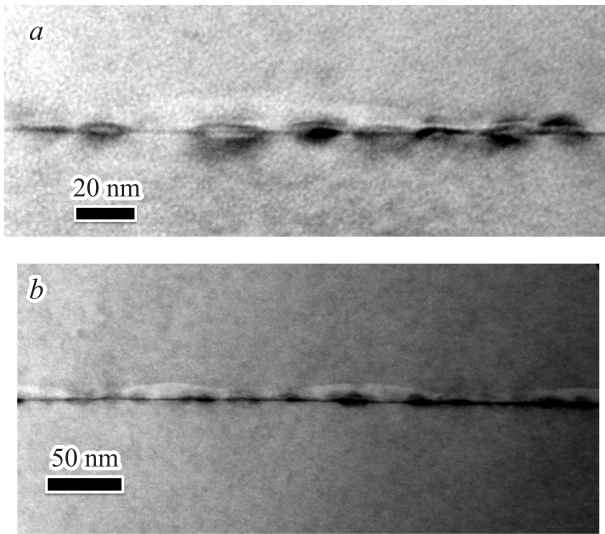
Концентрация индия в выращенных при 520°C слоях InGaAs была оценена при помощи анализа спектров ФЛ, записанных при комнатной температуре (рис. 4).

На спектрах слоев присутствовал второй порядок от длины волны излучения лазера, используемого для оптической накачки, а также длинноволновый пик, соответствующий подслою МВ-9. При этом расчет состава дает концентрацию индия  $\sim 26\%$  в этом слое, что незначительно выше, в сравнении с данными, описанными выше. Для слоя  $In_{0.15}Ga_{0.85}As$  эти пики не наблюдались ввиду относительно высокой интенсивности ФЛ этого слоя (рис. 4,  $d$ ). Необходимо отметить, что ФЛ методика не позволяет точно определить ширину запрещенной зоны тройных твердых растворов в случае измерения спектров объемных слоев, потому что максимум линии излучения определяется рекомбинацией через наиболее глубоко локализованные состояния, обусловленные наличием флуктуаций состава. Такие флуктуации привели к наличию двух пиков от слоев  $In_{0.15}Ga_{0.85}As$  (рис. 4,  $d$ ) и  $In_{0.21}Ga_{0.79}As$  (рис. 4,  $b$ ). В этом случае состав был оценен по наиболее интенсивным (коротковолновым) пикам.

Можно отметить, что концентрация индия в слоях InGaAs, выращенных при 520°C, изменялась не пропорционально изменению общей скорости роста (см. подписи на рис. 3,  $a-d$ ), что типично для кинетического режима, происходящего при низкотемпературном росте



**Рис. 4.** Спектры ФЛ слоев  $In_xGa_{1-x}As$ , выращенных при 520°C с концентрацией индия,  $x$ :  $a$  — 24,  $b$  — 21,  $c$  — 19,  $d$  — 15%.



**Рис. 5.** Светлопольные изображения ПЭМ InAs КТ, полученных осаждением 2 МС и зарращиванием покрывающим слоем  $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$  при температуре  $520^\circ\text{C}$ .

методом МОС-гидридной эпитаксии. В этом случае кинетика поверхностных процессов оказывает значительное влияние на встраивание — десорбцию атомов [18].

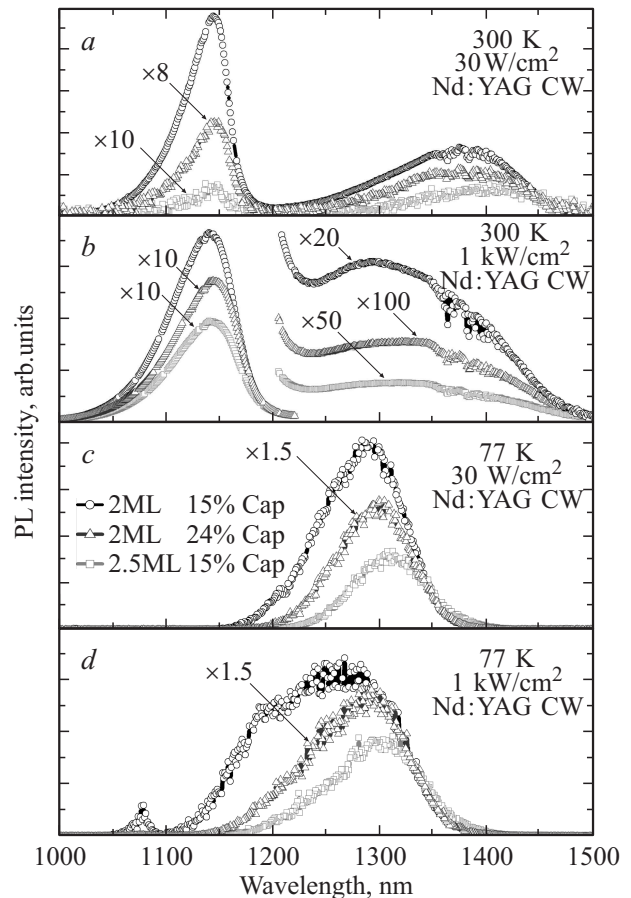
Таким образом, увеличение скорости роста слоев InGaAs, выращенных при  $520^\circ\text{C}$ , а также уменьшение концентрации индия в них приводили к существенному улучшению как морфологии поверхности, так и структурного совершенства слоев. Это проявлялось в увеличении интенсивности пика ФЛ от выращенных слоев почти на два порядка (рис. 4). Как уже говорилось ранее, обычно морфология поверхности и структурное совершенство слоев, выращиваемых методом МОС-гидридной эпитаксии при низких температурах, улучшаются при уменьшении скорости роста. Наблюдаемая в нашем случае противоположная тенденция, скорее всего, связана с изменением кинетики поверхностных реакций при наличии полей упругих напряжений, присутствующих после осаждения МБ.

На рис. 5 представлены ПЭМ изображения InAs КТ, полученных осаждением 2 МС InAs и зарращиванием покрывающим слоем  $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$  при температуре  $520^\circ\text{C}$ . На изображениях хорошо различимы отдельные КТ, находящиеся достаточно близко друг к другу (рис. 5, *a*). Диаметр точек составляет от 15 до 22 нм, а высота 4–6 нм. Поверхностная плотность КТ составляет около  $10^{11}\text{ см}^{-2}$ , что примерно в 2–2.5 раза больше стандартной плотности InAs КТ, выращиваемых в матрице GaAs. На изображениях ПЭМ также видно, что покрывающий слой  $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$ , которым зарращиваются КТ, не планарен и имеет тенденцию утолщаться в области КТ большего размера (рис. 5, *b*). Это, по всей видимости, связано с диффузией атомов индия в полях упругих напряжений во время подъема температуры с  $520$  до  $700^\circ\text{C}$ .

Улучшение качества покрывающего слоя приводило к тому, что интегральная интенсивность пика ФЛ при комнатной температуре и малой накачке образца с InAs КТ (толщина InAs — 2 МС) при зарращивании слоем  $\text{In}_{0.15}\text{Ga}_{0.85}\text{As}$  оказалась более чем на порядок выше, по сравнению с образцом, покрытым  $\text{In}_{0.24}\text{Ga}_{0.76}\text{As}$  слоем, почти согласованным по параметру решетки с матрицей (рис. 6, *a*). При этом не происходило длинноволнового сдвига пика ФЛ при использовании более узкозонного покрывающего слоя  $\text{In}_{0.24}\text{Ga}_{0.76}\text{As}$ , и максимум пика ФЛ от КТ находится в диапазоне 1370–1380 нм в обоих случаях.

Увеличение толщины осаждаемого InAs до 2.5 МС привело к незначительному сдвигу пика ФЛ при температуре 300 К до 1400–1410 нм. При этом интенсивность ФЛ уменьшилась (рис. 6, *a*).

В спектрах, записанных при комнатной температуре, как при малой, так и при высокой накачке присутствовал коротковолновый пик матрицы  $\text{In}_{0.25}\text{Ga}_{0.75}\text{As}$  (рис. 6, *a–b*). Высокая интенсивность данного пика по сравнению с линией от КТ обусловлена малой энергией локализации носителей заряда в КТ и большой вероятностью их термического выброса в матрицу. Это также подтверждается тем, что относительная интенсивность



**Рис. 6.** Спектры ФЛ при температуре 300 (*a, b*) и 77 К (*c, d*) при малой (*a, c*) и большой (*b, d*) плотности мощности возбуждения для светоизлучающих структур с InAs КТ.

пика матрицы увеличивается при большой накачке, когда происходит частичное насыщение излучательной рекомбинации в КТ (рис. 6, *b*). При этом насыщение рекомбинации через основное состояние приводило также к появлению пика на длине волны  $\sim 1300$  нм для всех структур (рис. 6, *b*), который, наиболее вероятно, обусловлен рекомбинацией носителей через возбужденное состояние КТ.

В спектре ФЛ при температуре 77 К и малой накачке не наблюдается пика от матрицы (рис. 6, *c*), что подтверждает предположение об интенсивном термическом выбросе носителей заряда из КТ при повышенных температурах. Можно отметить, что при 77 К для структуры с более узкозонным покрывающим слоем  $In_{0.24}Ga_{0.76}As$  пик ФЛ имеет большую длину волны по сравнению с покрывающим слоем  $In_{0.15}Ga_{0.85}As$ , чего явно не наблюдалось при комнатной температуре (рис. 6, *c, d*). Интенсивность пиков всех трех светоизлучающих структур при 77 К становится сравнимой, что говорит о близкой плотности КТ в них. Действительно, при низких температурах носители в основном находятся в КТ, и наличие дефектов и дислокаций в матрице не так сильно сказывается на интегральной интенсивности ФЛ структуры. Также при понижении температуры уменьшается сечение захвата центров безызлучательной рекомбинации, поэтому они перестают оказывать заметное влияние на спектры ФЛ.

При увеличении накачки начинается заселение носителями возбужденного состояния КТ, а также состояний  $In_{0.25}Ga_{0.75}As$  матрицы и в спектрах ФЛ появляются соответствующие пики (рис. 6, *d*), наиболее интенсивные для структуры с лучшим кристаллическим совершенством.

Высокое кристаллическое совершенство КТ в светоизлучающей структуре с покрывающим слоем  $In_{0.15}Ga_{0.85}As$  подтверждалось тем, что соотношение интегральной интенсивности ФЛ при 300 и 77 К было порядка 1 для плотности накачки  $1 \text{ кВт/см}^2$ , а в случае плотности накачки  $30 \text{ Вт/см}^2$  составляло порядка 0.33. Использование покрывающего слоя  $In_{0.24}Ga_{0.76}As$  уменьшало это соотношение до 0.29 при высокой накачке и 0.063 при малой, а использование InAs КТ, полученных осаждением 2.5 МС, до 0.22 и 0.027 соответственно.

#### 4. Заключение

Таким образом, проведенные исследования позволили создать методом МОС-гидридной эпитаксии светоизлучающие структуры с метаморфными InAs КТ, излучающими при комнатной температуре в спектральном диапазоне 1380–1410 нм. Были найдены условия роста и профиль химического состава, которые позволяют формировать метаморфный буфер, не содержащий дислокаций в последнем подслое  $In_xGa_{1-x}As$ , при концентрации индия в твердой фазе  $x$  около 24.5%. Определены условия выращивания покрывающего КТ слоя

InGaAs при температуре роста  $520^\circ\text{C}$ , и показано, что наилучшим кристаллическим совершенством обладают слои, выращенные при большей скорости роста и меньшей концентрации индия в твердой фазе. Это было подтверждено как *in-situ* исследованиями при росте объемных слоев, так и данными ФЛ от КТ, зарациваемых слоями толщиной 5 нм. При этом обнаружено, что покрывающий слой не планарен, что может быть обусловлено направленной миграцией атомов индия при его зарацивании. Термический выброс носителей из КТ приводит к наличию пика от матрицы на спектрах ФЛ, записанных при комнатной температуре, который пропадает при температуре жидкого азота. Использование покрывающего слоя  $In_{0.15}Ga_{0.85}As$  обусловило высокое кристаллическое совершенство КТ, что было подтверждено незначительным изменением интегральной интенсивности ФЛ при низкой плотности возбуждения с повышением температуры от азотной до комнатной.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 16-29-03127).

Исследования ПЭМ были сделаны с использованием оборудования ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ (ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия).

#### Список литературы

- [1] N. Ozaki, K. Takeuchi, S. Ohkouchi, N. Ikeda, Y. Sugimoto, H. Oda, K. Asakawa, R.A. Hogg. Appl. Phys. Lett., **103**, 051121 (2013).
- [2] M. Rossetti, L. Li, A. Markus, A. Fiore, L. Occhi, C. Velez, S. Mikhlin, I. Krestnikov, A.R. Kovsh. IEEE J. Quantum Electron., **43**, 676 (2007).
- [3] А.Е. Жуков, М.В. Максимов, А.Р. Ковш. ФТП, **46** (10), 1249 (2012).
- [4] L.F. Lester, A. Stinz, H. Li, T.C. Newell, E.A. Pease, B.A. Fuchs, K.J. Malloy. IEEE Photon. Technol. Lett., **11**, 931 (1999).
- [5] А.Е. Жуков. Landolt–Börnstein: Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology — New Series (Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York), vol. VIII/1B3, chap. 11.1, p. 95–131 (2011).
- [6] G. Balakrishnan, S. Huang, T.J. Rotter, A. Stintz, L.R. Dawson, K. J. Malloy, H. Xu, D.L. Huffaker. Appl. Phys. Lett., **84**, 2058 (2004).
- [7] N.V. Kryzhanovskaya, A.Y. Gladyshev, S. Blokhin, Y.G. Musikhin, A.E. Zhukov, M.V. Maksimov, N. Zakharov, A. Tsatsul'nikov, N.N. Ledentsov, P. Werner, F. Guffarth, D. Bimberg. Semiconductors, **38**, 833 (2004).
- [8] L. Seravalli, M. Minelli, P. Frigeri, S. Franchi, G. Guizzetti, M. Patrini, T. Ciabattini, M. Geddo. J. Appl. Phys., **101**, 024313 (2007).
- [9] S. Semenova, R. Hostein, G. Patriarche, O. Mauguin, L. Largeau, I. Robert-Philip, A. Beveratos, A. Lemaitre. J. Appl. Phys., **103**, 103533 (2008).
- [10] G. Munoz-Matutano, D. Rivas, A.L. Ricchiuti, D. Barrera, C. R. Fernandez-Pousa, J. Martinez-Pastor, L. Seravalli, G. Trevisi, P. Frigeri, S. Sales. Nanotechnology, **25**, 035204 (2014).

- [11] J.F. Wheeldon, C.E. Valdivia, D. Masson, F. Proulx, B. Riel, N. Puetz, E. Desfonds, S. Fafard, B. Rioux, A.J. SpringThorpe, R. Arès, V. Aimez, M. Armstrong, M. Swinton, J. Cook, F. Shepherd, T.J. Hall, K. Hinzer. *Proc. SPIE*, **7750**, 77502Q (2010).
- [12] N.A. Kalyuzhnyy, S.A. Mintairov, R.A. Saliy, A.M. Nadtochiy, A.S. Payusov, P.N. Brunkov, V.N. Nevedomsky, M.Z. Shvarts, A. Martí, V.M. Andreev, A. Luque. *Prog. Photovolt: Res. Appl.*, **24**(9) 1261 (2016).
- [13] R.A. Saliy, S.A. Mintairov, P.N. Brunkov, A.M. Nadtochiy, A.S. Payusov, N.A. Kalyuzhnyy. *Semiconductors*, **49**(8), 1111 (2015).
- [14] J.W. Matthews, A.E. Blakeslee. *J. Cryst. Growth*, **27**, 118 (1974).
- [15] N.A. Kalyuzhnyy, V.V. Evstropov, V.M. Lantratov, S.A. Mintairov, M.A. Mintairov, A.S. Gudovskikh, A. Luque, V.M. Andreev. *International Journal of Photoenergy*, 2014, Article ID 836284 (2014).
- [16] I. Vurgaftmana, J.R. Meyer. *J. Appl. Phys.*, **89**(11), 5815 (2001).
- [17] Z.M. Wang (New York, Springer, ISBN 978-0-387-74190-1, 2008).
- [18] Gerald B. Stringfellow (Academic Press, ISBN: 978-0-12-673840-7, 1999).

*Редактор А.Н. Смирнов*

## InAs quantum dots in a metamorphic In<sub>0.25</sub>Ga<sub>0.75</sub>As matrix grown by MOCVD

S.A. Mintairov<sup>1,2,3</sup>, N.A. Kalyuzhnyy<sup>1</sup>, M.V. Maximov<sup>1,2</sup>, A.M. Nadtochiy<sup>1,2,3</sup>, V.N. Nevedomskiy<sup>1</sup>, A.E. Zhukov<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Ioffe Institute,

194021 St. Petersburg, Russia

<sup>2</sup> St. Petersburg Academic University,

194021 St. Petersburg, Russia

<sup>3</sup> Solar Dots Ltd,

194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** InAs quantum dots (QD) in the metamorphic InGaAs matrix have been grown by MOCVD on GaAs substrates. The QDs have demonstrated an emission in the range of 1380–1400 nm at room temperature. Multilayer metamorphic buffer (MB) consisting of nine sub-layers has been used for growing structures. Each sub-layer had the thickness of ~ 200 nm. In the first seven sub-layers the indium concentration  $x$  sequentially increased on 3.5% reaching 24.5%. Then an overshoot sub-layer with  $x = 28\%$  was grown and a final dislocation-free sub-layer with  $x = 24.5\%$  was deposited. It has been shown that of elastic strain relaxation resulting in a bend of dislocations at both interfaces takes place in the third sub-layer from the surface while the top layer is free of dislocations at both interfaces. QDs in the metamorphic matrix were formed by deposition of 2–2.5 monolayers of InAs at 520°C followed by a thin layer of InGaAs (cap-layer) grown at the same temperature. It has been found that one has to increase the growth rate with reducing the concentration of indium in the cap-layer to improve the optical and structural quality of the samples.