

# Гетероструктуры с InAs/AlAs квантовыми ямами и квантовыми точками, выращенные на гибридных подложках GaAs/Si

© Д.С. Абрамкин<sup>1,2</sup>, М.О. Петрушков<sup>1</sup>, М.А. Путьято<sup>1</sup>, Б.Р. Семягин<sup>1</sup>, Т.С. Шамирзаев<sup>1,2,3,4</sup>

<sup>1</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

<sup>2</sup> Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

<sup>3</sup> Уральский федеральный университет, 620002 Екатеринбург, Россия

<sup>4</sup> E-mail: tim@isp.nsc.ru

(Получена 25 апреля 2018 г. Принята к печати 7 мая 2018 г.)

Гетероструктуры с InAs/AlAs-квантовыми точками выращены на гибридных подложках GaAs/Si. В низкотемпературных (5–80 К) спектрах фотолюминесценции гетероструктур InAs/AlAs/GaAs/Si наблюдаются полосы, связанные с рекомбинацией экситонов в квантовых точках и смачивающем слое — тонкой квантовой яме, лежащей в основании массива квантовых точек. Температурное гашение фотолюминесценции квантовых точек обусловлено прямым захватом носителей заряда на дефекты в AlAs-матрице, локализованных в окрестности квантовых точек.

DOI: 10.21883/FTP.2018.11.46601.23

## 1. Введение

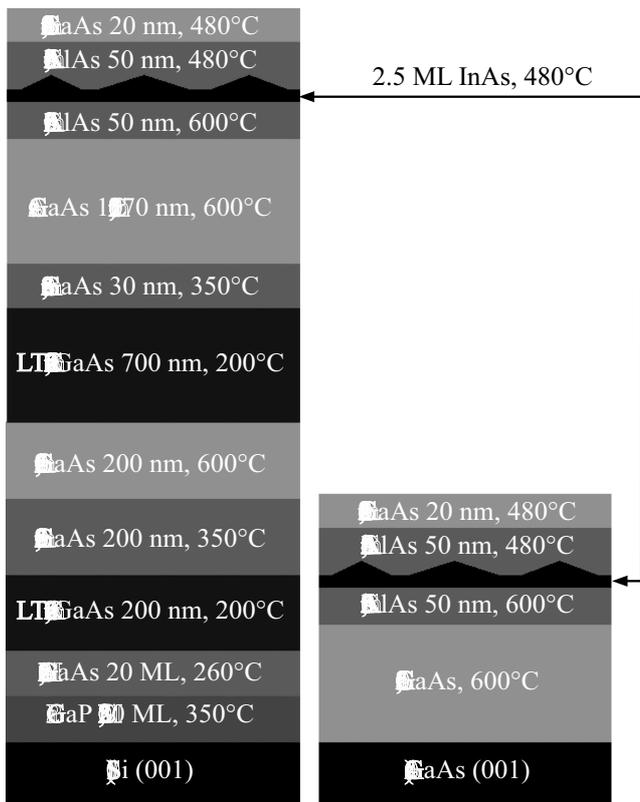
Интеграция высокоэффективных светоизлучающих приборов, созданных на основе гетероструктур  $A^{III}B^V$ , с кремниевой технологией открывает перспективу значительного ускорения обработки информации за счет передачи данных по оптическому каналу как в пределах одного процессора, так и между различными устройствами [1]. Сочетание узкозонных и широкозонных материалов, таких как InAs и AlAs, при формировании гетероструктур дает преимущества сильной локализации носителей заряда, которая обеспечивает высокую температурную стабильность, а также возможность варьирования рабочей длины волны излучения в широких пределах за счет эффектов размерного квантования. Перспективным способом интеграции InAs/AlAs-гетероструктур в кремниевую технологию является использование гибридных подложек GaAs/Si, согласованных с AlAs по параметру решетке.

В работе сообщается о получении InAs/AlAs-гетероструктур с квантовыми точками (КТ) и квантовыми ямами (КЯ), выращенных на гибридных подложках GaAs/Si. Показано, что основным фактором, снижающим эффективность излучения InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктур, является высокая концентрация центров безызлучательной рекомбинации в AlAs.

## 2. Формирование гетероструктур

Для получения гибридной подложки эпитаксиальные слои GaAs выращивались на Si методом молекулярно-пучковой эпитаксии на модернизированной установке „Штаг“. В целях подавления формирования антифазных дефектов были использованы подложки Si ориентации (001), отклоненные на  $6^\circ$  в направлении [110] [2].

Выбор параметров буферного слоя был обусловлен стремлением к подавлению генерации протяженных и точечных дефектов в слоях GaAs/Si. Заметная разность параметров решеток пленки и подложки, достигающая в гетеросистеме GaAs/Si  $\sim 4\%$ , приводит к тому, что зарождение эпитаксиального слоя GaAs проходит с образованием изолированных островков с огранкой уже в процессе роста первого монослоя. При смыкании этих островков в процессе последующего роста образуется основное количество прорастающих дислокаций. Для уменьшения количества островков, зарождающихся на поверхности Si, рост структур начинался с осаждения при температуре подложки ( $T_s$ )  $350^\circ\text{C}$  слоя GaP, значительно отличающегося от кремния по параметру постоянной решетки ( $< 0.5\%$  [3]), толщиной 20 монослоев (МС). Применение методики атомно-слоевой эпитаксии позволило добиться формирования сплошного когерентно напряженного слоя GaP на начальных стадиях роста на Si и не допустить перехода в трехмерный режим роста GaP/Si [4–6]. Релаксация механических напряжений, обусловленных рассогласованием параметров кристаллической решетки кремния и арсенида галлия, происходила уже в системе материалов GaP и GaAs [7] за счет введения сетки дислокаций, лежащих в плоскости гетерограницы слоев GaP/GaAs. Однако одновременно с образованием сетки „латеральных“ дислокаций формируются и пронизывающие дислокации, присутствие которых ограничивает использование гибридных подложек для последующего роста приборных гетероструктур. Для уменьшения плотности пронизывающих дислокаций применялись: (1) циклическое изменение температуры подложки (от  $600$  до  $200^\circ\text{C}$ ), приводящее за счет разницы в линейных коэффициентах температурного расширения слоев III–V и Si к формированию в структуре знакопеременных во времени напряжений.



**Рис. 1.** Последовательности и температуры эпитаксии слоев в InAs/AlAs-гетероструктурах, выращенных на гибридной GaAs/Si (левая панель) и согласованной GaAs (правая панель) подложках. Слои низкотемпературного (200°C) GaAs обозначены „LT-GaAs“. Стрелками обозначены слои с InAs квантовыми точками.

Изменяющиеся во времени механические напряжения увеличивают подвижность пронизывающих дислокаций, что приводит к их частичной рекомбинации и выходу на границы кристалла [2]; (2) в буфер внедрялись слои низкотемпературного (LT) GaAs, которые выступают в роли дислокационного фильтра. Внедрение нескольких слоев LT-GaAs снижает плотность дислокаций на поверхности до  $\sim 5 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$ . Кроме того, использование LT-GaAs слоев положительно влияет на морфологию поверхности GaAs и позволяет снизить среднеквадратичную шероховатость с 3.3 нм (в структурах без LT-GaAs) до 1.9 нм. Особенности роста и параметры структур GaAs/Si описаны в работе [8].

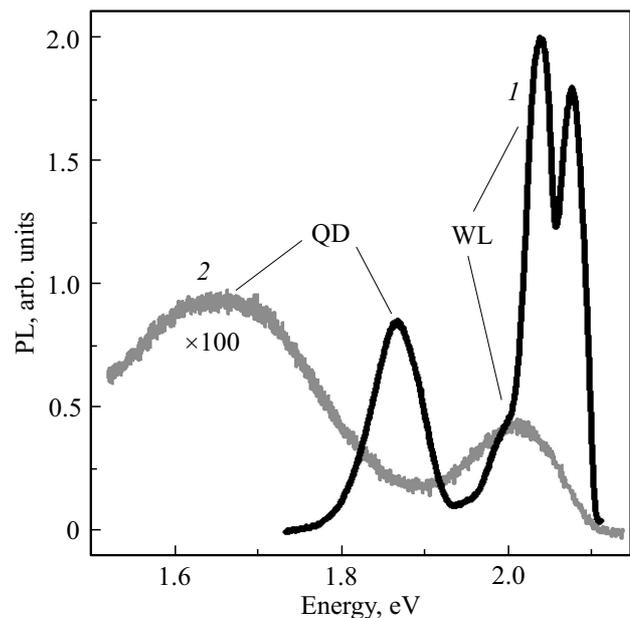
На полученных гибридных подложках GaAs/Si выращивались гетероструктуры с квантовыми точками InAs, помещенными между слоями AlAs толщиной 50 нм. Нижний слой AlAs выращивался при  $T_s = 600^\circ\text{C}$ . Затем температура снижалась до  $T_s = 480^\circ\text{C}$  и формировались КТ. В ходе снижения температуры поверхность структуры выдерживалась в потоке  $\text{As}_4$ . Для формирования КТ осаждался InAs толщиной 2.5 монослоя. Верхний слой AlAs выращивался при  $T_s = 480^\circ\text{C}$ . Для предотвращения окисления Al поверхность структуры

покрывалась защитным слоем GaAs толщиной 20 нм. Кроме того, для сравнения была выращена тестовая InAs/AlAs-гетероструктура с КТ на согласованной GaAs (001) подложке. Рост слоев AlAs и формирование КТ в тестовой структуре проходили в аналогичных условиях. Профили гетероструктур схематически представлены на рис. 1.

Спектры стационарной фотолюминесценции (ФЛ) гетероструктур возбуждались излучением GaN лазерного диода с энергией кванта 3.06 эВ и плотностью мощности ( $P_{\text{ex}}$ ), варьируемой в диапазоне  $0.7 \text{ мВт/см}^2 - 20 \text{ Вт/см}^2$ , анализировались с помощью спектрографа Acton Advanced SP2500A и измерялись ПЗС-камерой с азотным охлаждением. Измерения проводились в температурном диапазоне 5–180 К.

### 3. Экспериментальные результаты

Спектры стационарной ФЛ гетероструктур, выращенных на согласованной GaAs- и гибридной GaAs/Si-подложках, измеренные при температуре 5 К и  $P_{\text{ex}} = 1 \text{ Вт/см}^2$ , представлены на рис. 2 как кривые 1 и 2 соответственно. В спектре ФЛ гетероструктуры InAs/AlAs/GaAs хорошо видны полосы с максимумами ( $\hbar\omega_{\text{max}}$ ) 1.865, 2.037 и 2.075 эВ и ширинами на половинной интенсивности ( $\Delta$ ) 70, 25 и 36 мэВ соответственно. Ранее нами было показано, что низкоэнергетическая полоса связана с рекомбинацией носителей заряда в КТ (далее по тексту мы ссылаемся на нее как на полосу КТ),



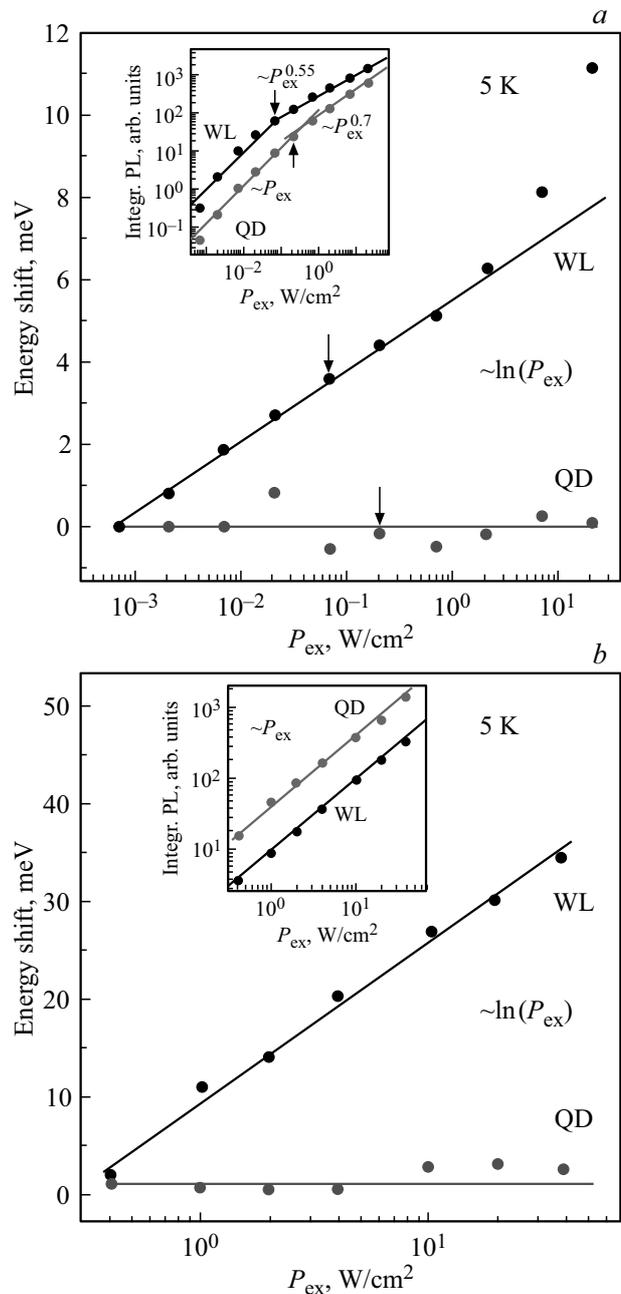
**Рис. 2.** Спектры стационарной ФЛ InAs/AlAs-гетероструктур, выращенных 1 — на согласованной GaAs и 2 — на гибридной GaAs/Si-подложках, измеренные при температуре 5 К и  $P_{\text{ex}} = 1 \text{ Вт/см}^2$ . Полосы ФЛ, обусловленные рекомбинацией носителей заряда в квантовых точках и смачивающем слое обозначены как „QD“ и „WL“ соответственно.

а ее ширина определяется разбросом энергетических состояний, обусловленным дисперсией размеров КТ [9]. Высокоэнергетические полосы связаны с бесфононным оптическим переходом и его фононными повторениями в смачивающем слое (СС), тонкой КЯ, лежащей в основании массива КТ (далее по тексту мы ссылаемся на эти полосы как на полосы СС) [9–11]. Ширина этих полос определяется флуктуациями толщины и состава твердого раствора, формирующего смачивающий слой, и перекрытием линий фононных повторений, как это было показано в работах [10,12].

При одинаковых условиях возбуждения интенсивность ФЛ InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктуры, выращенной на гибридной подложке на 2 порядка величины ниже, чем у InAs/AlAs/GaAs-структуры на согласованной подложке. В спектре ФЛ этой гетероструктуры наблюдаются две полосы с  $\hbar\omega_{\max} = 1.650$  и  $2.00$  эВ с ширинами  $\Delta = 170$  и  $100$  мэВ соответственно.

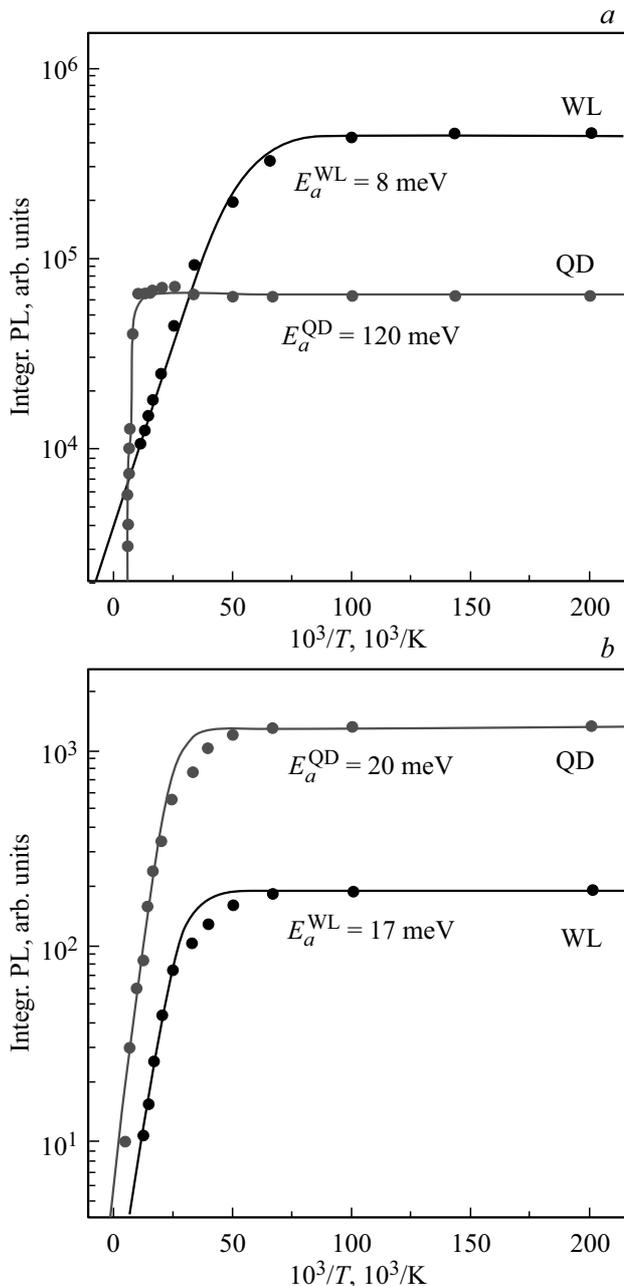
Для того чтобы идентифицировать полосы в спектре ФЛ гетероструктуры InAs/AlAs/GaAs/Si были проведены сравнительные измерения спектров ФЛ гетероструктур обоих типов при температуре 5 К и различных плотностях мощности возбуждения. Зависимости смещения положения максимума полос ФЛ от плотности мощности возбуждения  $\Delta\hbar\omega_{\max}(P_{\text{ex}})$  приведены на рис. 3. Как видно на рис. 3, *a*, полоса ФЛ КТ в InAs/AlAs/GaAs-гетероструктуре на согласованной подложке при возрастании  $P_{\text{ex}}$  практически не смещается, в то время как полоса СС смещается в высокоэнергетическую область спектра. В спектрах ФЛ гетероструктуры InAs/AlAs/GaAs/Si при повышении плотности мощности низко- и высокоэнергетические полосы качественно повторяют поведение полосы КТ и полос СС соответственно в спектрах InAs/AlAs/GaAs-гетероструктуры (см. рис. 3, *b*). Подобное поведение позволяет нам идентифицировать низко- и высокоэнергетическую полосы в спектре ФЛ гетероструктуры InAs/AlAs/GaAs/Si как связанные с излучательной рекомбинацией в КТ и СС соответственно. Необходимо, однако, отметить, что при качественном подобном поведении сдвиг полос, обусловленных рекомбинацией носителей заряда в смачивающем слое, в высокоэнергетическую область спектра при одинаковом увеличении плотности мощности возбуждения в InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктуре заметно больше ( $\sim 20$  мэВ на декаду), чем в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs ( $\sim 2$  мэВ на декаду).

Интегральная интенсивность ( $I$ ) полос ФЛ КТ и СС в зависимости от плотности мощности возбуждения для InAs/AlAs/GaAs- и InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктур приведена на рис. 3, *a* и *b* соответственно. Как видно из рис. 3, *a*, интегральная интенсивность ФЛ полосы КТ (СС) линейно возрастает с увеличением  $P_{\text{ex}}$  до  $200$  мВт/см<sup>2</sup> ( $70$  мВт/см<sup>2</sup>) и становится сублинейной при более высоких значениях плотности мощности  $I \sim P_{\text{ex}}^{0.7}$  ( $I \sim P_{\text{ex}}^{0.55}$ ). В то же время в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs/Si всех полос  $I \sim P_{\text{ex}}$  вплоть до  $P_{\text{ex}} = 20$  Вт/см<sup>2</sup>.



**Рис. 3.** Энергетический сдвиг полос КТ (QD) и СС (WL) в высокоэнергетическую область спектра с повышением плотности мощности возбуждения для гетероструктур, выращенных на согласованной GaAs (*a*) и гибридной GaAs/Si (*b*) подложках. На вставках показаны зависимости интегральных интенсивностей полос КТ и СС от плотности мощности возбуждения. Вертикальные стрелки соответствуют значению  $P_{\text{ex}}$ , выше которого происходит смена линейного закона  $I \sim P_{\text{ex}}$  на сублинейный.

Температурные зависимости интегральных интенсивностей полос КТ и СС, измеренные при  $P_{\text{ex}} = 20$  Вт/см<sup>2</sup>, показаны на рис. 4, *a* для InAs/AlAs/GaAs и на рис. 4, *b* для InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктур. Видно, что с ростом температуры гашение люминесценции в обоих



**Рис. 4.** Температурные зависимости интегральной интенсивности полос ФЛ КТ (QD) и СС (WL) для гетероструктур, выращенных на согласованной GaAs (a) и гибридной GaAs/Si (b) подложках. Измерения проводились при  $P_{ex} = 20 \text{ Вт/см}^2$ . Сплошные линии показывают результат аппроксимации экспериментальных данных зависимостями  $I(T) = I(5)/[1 + C \exp(E/kT)]$ .

гетероструктурах происходит активационным образом и описывается функцией Аррениуса. Энергии активации температурного гашения определялись посредством аппроксимации экспериментальных данных зависимостями  $I(T) = I(5)/[1 + C \exp(E/kT)]$ , где  $I(5)$  — интенсивность ФЛ при температуре 5 К,  $C$  — константа,  $E$  — энергия активации гашения ФЛ,  $k$  — постоян-

ная Больцмана [13]. В гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs энергии активации температурного гашения полос КТ и СС сильно различаются и равны соответственно 120 и 8 мэВ. В то же время энергии активации температурного гашения полос КТ и СС в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs/Si практически совпадают и равны соответственно 20 и 17 мэВ.

В заключение раздела мы хотим еще раз подчеркнуть характерные отличия InAs/AlAs-гетероструктур, выращенных на гибридных GaAs/Si-подложках, от структур, выращенных на согласованных GaAs-подложках:

1) при одинаковых условиях роста полосы ФЛ, связанные с рекомбинацией носителей заряда в ансамбле квантовых точек и смачивающем слое в спектрах ФЛ InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктур, уширины и сдвинуты в низкоэнергетическую область спектра;

2) при одинаковом увеличении плотности мощности возбуждения сдвиг положения максимума полосы СС в высокоэнергетическую область спектра в InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктуре на порядок величины больше, чем в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs;

3) интегральная интенсивность ФЛ при температуре 5 К для InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктуры на 2 порядка величины меньше, чем для гетероструктуры InAs/AlAs/GaAs;

4) энергии активации температурного гашения полос КТ и СС практически совпадают в InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктуре, в то время как для гетероструктуры InAs/AlAs/GaAs они различаются более чем на порядок величины.

#### 4. Обсуждение результатов

Для того чтобы понять причины отличия спектров ФЛ и их интенсивностей и температурных зависимостей для гетероструктур, выращенных на гибридных и согласованных подложках, необходимо, прежде всего, рассмотреть условия их эпитаксиального роста. Хорошо известно, что КТ и СС формируются из твердого раствора InAlAs, образующегося при перемешивании материалов в процессе латеральной диффузии адатомов на ростовой поверхности [9,10,14]. Одной из ключевых характеристик, влияющих на формирование квантовых точек и лежащей в их основании тонкой квантовой ямы, является морфология ростовой поверхности. Как показано в нашей недавней работе [8], гибридные подложки GaAs/Si обладают развитым рельефом. Рельеф такой GaAs поверхности представляет собой набор вицинальных плоскостей различной ориентации. Диффузия адатомов по вицинальной поверхности идет значительно медленней, чем по сингулярной, из-за высокой вероятности встраивания адатома в кристалл в области монокристаллической ступени [15]. Встраивание адатомов монокристаллических ступеней на вицинальных гранях рельефа поверхности должно приводить к уменьшению перемешивания материалов, формирующих КТ. Влияние морфологии

поверхности на размеры, плотность и состав КТ было изучено нами ранее в гетеросистеме GaSb/GaP [16]. Было установлено, что переход на гибридные подложки с развитым рельефом действительно приводит к подавлению перемешивания материалов, формирующих КТ, а также к возрастанию плотности квантовых точек при одновременном уменьшении их геометрических размеров. Таким образом, подавление латеральной диффузии адатомов приводит в гетероструктурах InAs/AlAs/GaAs/Si к формированию КТ с большим содержанием InAs, обеспечивающих сильную локализацию носителей заряда, излучение которых сдвинуто в низкоэнергетическую область спектра, по сравнению с КТ, формирующимися при тех же условиях роста на гладкой сингулярной ростовой поверхности в гетероструктурах InAs/AlAs/GaAs. Большая ширина полосы КТ в структуре, выращенной на гибридной подложке, объясняется большей дисперсией размеров КТ и(или) состава твердого раствора InAlAs, из которого они формируются.

Состав твердого раствора, формирующего тонкую квантовую яму — смачивающий слой, определяется не столько промешиванием материалов в процессе латеральной диффузии, сколько сегрегацией индия в процессе зародывания InAs слоем арсенида алюминия [10,12,14,17]. Поэтому низкоэнергетический сдвиг полосы СС в спектрах ФЛ гетероструктур InAs/AlAs/GaAs/Si обусловлен скорее увеличением ширины формирующего этот слой тонкой КЯ, чем большей концентрацией InAs в составе твердого раствора InAlAs.

Ширина полосы СС может определяться двумя факторами, подробно рассмотренными нами в недавней работе [12]: образованием хвостов плотности электронных состояний за счет мелкомасштабных флуктуаций состава и(или) ширины КЯ и неоднородным уширением за счет крупномасштабных флуктуаций этих параметров. Для того чтобы определить вклад этих факторов в уширение полос СС, мы воспользовались методикой, развитой в работе [12], и описали смещения этих полос выражением  $\Delta\hbar\omega_{\max} \sim U \ln(P_{\text{ex}}) + bP_{\text{ex}}^{1/3}$ , где параметр  $U$ , называемый энергией Урбаха [18–20], отражает глубину локализации носителей заряда в хвостах плотности состояний, заполняемых при повышении мощности возбуждения, а параметр  $b$  показывает величину сдвига уровня размерного квантования из-за изгиба зон при повышении концентрации носителей заряда в двойном электрическом слое, формирующемся на границах в гетероструктурах второго рода [12,21]. Значения параметров, которые наилучшим образом описывают экспериментальные данные, приведены в таблице.

Равенство нулю параметра  $b$  свидетельствует о том, что обе гетероструктуры имеют энергетическую структуру первого рода (и электроны, и дырки локализованы в КЯ), что хорошо согласуется с данными наших предыдущих работ [10,12]. Значения параметра  $U$  так же заметно меньше, чем ширина полос СС в обеих структурах, следовательно, она определяется крупномасштабны-

Значения параметров  $U$  и  $b$ , наилучшим образом описывающих экспериментальные зависимости спектрального смещения положений максимумов полос СС при повышении плотности возбуждения

Гетероструктура	$U$ , мэВ	$b$ , мэВ/(Вт/см <sup>2</sup> ) <sup>1/3</sup>
InAs/AlAs/GaAs	$0.7 \pm 0.1$	0
InAs/AlAs/GaAs/Si	$7 \pm 0.1$	0

ми флуктуациями состава и ширины КЯ. Таким образом, развитый рельеф ростовой поверхности приводит при формировании InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктур к увеличению флуктуаций состава и ширины смачивающего слоя, как мелкомасштабных, определяющих глубину локализации носителей заряда в хвостах плотности состояний, так и крупномасштабных, отвечающих за ширину полосы ФЛ.

Уменьшение при одинаковых условиях возбуждения интегральной интенсивности фотолуминесценции InAs/AlAs-гетероструктуры, выращенной на гибридной подложке, на 2 порядка величины по сравнению с интегральной интенсивностью ФЛ структуры, выращенной на согласованной подложке в аналогичных условиях, указывает на более высокую вероятность безызлучательной рекомбинации в гетероструктурах InAs/AlAs/GaAs/Si. Об этом же говорит и различие в зависимостях интегральной интенсивности ФЛ от плотности мощности возбуждения в изучаемых гетероструктурах. Изменение закона  $I(P_{\text{ex}})$  с линейного на сублинейный в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs при  $P_{\text{ex}} = 200$  мВт/см<sup>2</sup> обусловлено насыщением каналов излучательной рекомбинации в КТ и движением носителей заряда по состояниям, находящимся выше уровня протекания, к центрам безызлучательной рекомбинации в СС после заполнения всех локализованных состояний [11,12]. В то же время в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs/Si при повышении плотности мощности на 2 порядка величины зависимость  $I(P_{\text{ex}})$  сохраняется линейной. Следовательно, стационарная концентрация носителей заряда в этой гетероструктуре остается недостаточной для того, чтобы насытить каналы излучательной рекомбинации в квантовых точках и заполнить локализованные состояния смачивающего слоя.

При использованном нами нерезонансном возбуждении фотолуминесценции возможны два сценария, приводящих к уменьшению концентрации носителей заряда в СС и КТ при появлении дефектов — центров безызлучательной рекомбинации в матрице AlAs. Уменьшение концентрации носителей заряда захваченных в КТ и СС, из-за повышения темпа безызлучательной рекомбинации в матрице [22] и появление дополнительного канала безызлучательной рекомбинации, например, за счет термоактивированного захвата носителей заряда из КТ на состояния дефектов, локализованных в матрице в окрестности КТ, аналогичное наблюдаемому нами

в КТ Ge/Si [23]. Анализ температурной зависимости интегральной интенсивности ФЛ свидетельствует о значительном вкладе второго сценария, по крайней мере, для ФЛ КТ. Действительно, энергия активации гашения ФЛ полосы КТ (120 мэВ) в гетероструктуре InAs/AlAs, выращенной на согласованной подложке GaAs, близка к энергии локализации носителей заряда в КТ [9], что свидетельствует о их выбросе из КТ в AlAs-матрицу при повышении температуры. В то же время в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs/Si, где носители заряда локализованы сильнее энергия активации гашения полосы КТ в 6 раз меньше, т.е. мы имеем дело с термоактивацией носителей заряда из КТ на уровни дефектов в матрицу.

Несмотря на то, что энергия активации гашения полосы СС (17 мэВ) в гетероструктуре InAs/AlAs/GaAs/Si близка к энергии активации гашения полосы КТ (20 мэВ), механизм температурного гашения не столь очевиден. Дело в том, что в СС гетероструктур, выращенных на согласованных подложках, гашение ФЛ при повышении температуры обусловлено термоактивацией в делокализованные состояния выше уровня протекания с последующим транспортом к локализованным в плоскости СС центрам безызлучательной рекомбинации [11]. Энергия активации температурного гашения отражает энергетический зазор между состояниями локализованных в хвосте плотности состояний носителей заряда и уровнем протекания в этой тонкой КЯ. Таким образом, наблюдаемая в эксперименте энергия активации гашения ФЛ полосы СС в InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктуре может быть обусловлена как увеличением энергии локализации носителей заряда в хвостах плотности энергетических состояний, так и термоактивацией носителей заряда из СС на уровни дефектов в матрицу.

В нашей недавней работе [8] было показано, что при встраивании низкотемпературных слоев GaAs в структуру гибридных подложек GaAs/Si интенсивность ФЛ таких подложек оказывается сравнимой с интенсивностью ФЛ слоев GaAs, выращенных на согласованной подложке. Однако, несмотря на низкую концентрацию центров безызлучательной рекомбинации в гибридных подложках GaAs/Si, проведенные исследования показывают, что основным фактором, снижающим эффективность люминесценции гетероструктур InAs/AlAs/GaAs/Si с КТ, является высокая концентрация центров безызлучательной рекомбинации в AlAs, а уширение полос ФЛ обусловлено формированием КТ и СС на развитой поверхности GaAs/Si.

Повышение концентрации дефектов в слоях AlAs, выращенных на гибридных подложках GaAs/Si, обусловлено морфологией их поверхности. Действительно, относительно высокая энергия связи атомов Al-As затрудняет диффузию адатомов Al по ростовой поверхности [24], поэтому даже при росте AlAs на согласованных атомно-гладких поверхностях GaAs для получения слоев AlAs с низким содержанием собственных точечных дефектов температуру эпитаксии приходится повышать

до 600–680°C. Уменьшение диффузионной длины адатомов Al на атомарно-гладкой ростовой поверхности согласованной подложки GaAs при понижении температуры до 500°C приводит к повышению концентрации собственных точечных дефектов. Так как развитый рельеф поверхности гибридных GaAs/Si-подложек затрудняет поверхностную диффузию адатомов Al, то даже при высоких температурах роста (600°C) концентрация дефектов в слоях AlAs на гибридных подложках резко возрастает. Таким образом, InAs КТ, выращенные на гибридных GaAs/Si-структурах, находятся в существенно более дефектной матрице AlAs, чем КТ, выращенные на согласованной подложке. Вероятность появления дефектов в окрестности КТ увеличивается, что и объясняет гашение их ФЛ за счет прямого захвата носителей заряда из КТ на состояния дефектов. В гетероструктурах, сформированных на согласованной подложке, концентрация дефектов существенно ниже, поэтому переносом носителей заряда из КТ на уровни дефектов в их окрестности можно пренебречь.

Следовательно, для снижения концентрации центров безызлучательной рекомбинации в гетероструктурах InAs/AlAs/GaAs/Si необходимо дальнейшее уменьшение шероховатости поверхности гибридных подложек GaAs/Si.

## 5. Заключение

Получены InAs/AlAs-гетероструктуры с КТ и КЯ, выращенные на гибридных GaAs/Si-подложках. Показано, что низкотемпературная (5–80 К) фотолюминесценция InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктур обусловлена рекомбинацией носителей заряда в квантовых точках и смачивающем слое — тонкой квантовой яме, лежащей в основании массива КТ. Большая ширина полос ФЛ есть следствие морфологии гибридной подложки, т.е. формирования КТ и СС на поверхности с развитым рельефом. Основным фактором, снижающим эффективность излучения в InAs/AlAs/GaAs/Si-гетероструктурах, является высокая концентрация центров безызлучательной рекомбинации в матрице AlAs. Температурное гашение ФЛ, связанной с рекомбинацией в КТ, обусловлено активационным выбросом носителей заряда на уровни дефектов, расположенных в окрестности КТ.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 17-72-10038).

## Список литературы

- [1] C. Sun, M.T. Wade, Y. Lee, J.S. Orcutt, L. Alloatti. *Nature*, **528**, 534 (2015).
- [2] Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков. *УФН*, **178**, 459 (2008).
- [3] J.W. Matthews, A.E. Blakeslee. *J. Cryst. Growth*, **27**, 118 (1974).
- [4] М.А. Путято, Ю.Б. Болховитянов, А.П. Василенко, А.К. Гутаковский. *ФТП*, **43**, 1275 (2009).

- [5] T.J. Grassman, M.R. Brenner, S. Rajagopalan, R. Unocic, R. Dehoff, M. Mills, H. Fraser, S.A. Ringel. *Appl. Phys. Lett.*, **94**, 232106 (2009).
- [6] K. Yamane, T. Kawai, Y. Furukawa, H. Okada, A. Wakahara. *J. Cryst. Growth*, **312**, 2179 (2010).
- [7] T. Tsuji, H. Yonezu, N. Ohshima. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **22**, 1428 (2004).
- [8] Д.С. Абрамкин, М.О. Петрушков, Е.А. Емельянов и др. *Автоматрия*, **54** (2), 85 (2018).
- [9] T.S. Shamirzaev, A.V. Nenashev, A.K. Gutakovskii, A.K. Kalagin, K.S. Zhuravlev, M. Larsson, P.O. Holtz. *Phys. Rev. B*, **78**, 085323 (2008).
- [10] T.S. Shamirzaev, A.M. Gilinsky, A.K. Kalagin, A.V. Nenashev, K.S. Zhuravlev. *Phys. Rev. B*, **76**, 155309 (2007).
- [11] T.S. Shamirzaev, D.S. Abramkin, A.V. Nenashev, K.S. Zhuravlev, F. Trojaneck, B. Dzuravak, P. Maly. *Nanotechnology*, **21**, 155703 (2010).
- [12] D.S. Abramkin, A.K. Gutakovskii, T.S. Shamirzaev. *J. Appl. Phys.*, **123**, 115701 (2018).
- [13] T.S. Shamirzaev, K.S. Zhuravlev, N.A. Yakusheva, I.P. Petrenko. *Semicond. Sci. Technol.*, **13**, 1123 (1998).
- [14] P. Offermans, P.M. Koenraad, J.H. Wolter, K. Pierz, M. Roy, P.A. Maksym. *Phys. Rev. B*, **72**, 165332 (2005).
- [15] M. Sato, M. Uwaha, Y. Saito. *Phys. Rev. B*, **62**, 8452 (2000).
- [16] Д.С. Абрамкин, Е.А. Емельянов, М.А. Пулято, А.К. Гутаковский, А.С. Кожухов, Б.Р. Семягин, В.В. Преображенский, Т.С. Шамирзаев. *Изв. РАН. Сер. физ.*, **80**, 22 (2016).
- [17] P. Offermans, P.M. Koenraad, R. Notzel, J.H. Wolter, K. Pierz. *Appl. Phys. Lett.*, **87**, 111903 (2005).
- [18] F. Urbach. *Phys. Rev.*, **92**, 1324 (1953).
- [19] C.F. Klingshirn. *Semiconductor Optics*, 3rd edn (Springer, Berlin, 2006) p. 690.
- [20] C. Gogineni, N.A. Riordan, S.R. Johnson, X. Lu, T. Tiedje. *Appl. Phys. Lett.*, **103**, 041110 (2013).
- [21] N.N. Ledentsov, J. Bohrer, M. Beer, F. Heinrichsdorff, M. Grundmann, D. Bimberg, S.V. Ivanov, B.Y. Meltser, S.V. Shaposhnikov, I.N. Yassievich, N.N. Faleev, P.S. Kor'ev, Z.I. Alferov. *Phys. Rev. B*, **52**, 14058 (1995).
- [22] T.S. Shamirzaev, A.M. Gilinsky, A.K. Kalagin, A.I. Toropov, A.K. Gutakovskii, K.S. Zhuravlev. *Semicond. Sci. Technol.*, **21**, 527 (2006).
- [23] Т.С. Шамирзаев, М.С. Сексенбаев, К.С. Журавлев, А.И. Никифоров, В.В. Улянов, О.П. Пчеляков. *ФТТ*, **47**, 80 (2005).
- [24] W.A. Harrison. *Electronic Structure and Properties of Solids* (W.H. Freeman, San Francisco, 1980) p. 838.

Редактор А.Н. Смирнов

## Heterostructures with InAs/AlAs quantum wells and quantum dots formed on hybrid GaAs/Si substrates

D.S. Abramkin<sup>1,2</sup>, M.O. Petrushkov<sup>1</sup>, M.A. Putyato<sup>1</sup>, B.R. Semyagin<sup>1</sup>, T.S. Shamirzaev<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup> Rzhanov Institute of Semiconductor Physics Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

<sup>2</sup> Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

<sup>3</sup> Ural Federal University, 620002 Yekaterinburg, Russia

**Abstract** Heterostructures with InAs/AlAs quantum dots (QDs) were grown using hybrid GaAs/Si substrates. Low temperature (5–80 K) photoluminescence (PL) spectra of InAs/AlAs/GaAs/Si heterostructures demonstrate bands connected with exciton recombination in QDs and wetting layer — thin quantum well, lying in the bottom of QDs ensemble. Quenching of QDs PL with temperature is caused by direct capture of charge carriers on defects in AlAs matrix, localized in vicinity of the QD.