

Молекулярно-пучковая эпитаксия метаморфных гетероструктур с квантовыми точками InAs/InGaAs, излучающими в телекоммуникационном диапазоне длин волн

С. В. Сорокин¹⁾, Г. В. Климко, И. В. Седова, А. И. Галимов, Ю. М. Серов, Д. А. Кириленко, Н. Д. Прасолов, А. А. Торопов

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, 194021 С.-Петербург, Россия

Поступила в редакцию 2 сентября 2024 г.

После переработки 19 сентября 2024 г.

Принята к публикации 19 сентября 2024 г.

В работе представлены результаты исследований гетероструктур с квантовыми точками InAs/InGaAs, выращенными методом молекулярно-пучковой эпитаксии на поверхности метаморфных буферных слоев InGaAs с линейным профилем изменения состава на подложках GaAs (001). Приведены результаты исследований выращенных гетероструктур методами рентгеновской дифрактометрии, просвечивающей электронной микроскопии и атомно-силовой микроскопии при формировании дополнительного слоя КТ на поверхности структур. Подтверждена тенденция к формированию квантовых объектов, вытянутых вдоль выделенного направления [1-10] (так называемых квантовых “штрихов”), обусловленная асимметричной поверхностной миграцией In в различных кристаллографических направлениях. Установлено, что поверхностная плотность квантовых точек и квантовых “штрихов” составляет $(2-4) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При этом в спектрах низкотемпературной ($T = 10 \text{ К}$) микро-фотолюминесценции в широком диапазоне длин волн (1.30–1.55 мкм) наблюдаются узкие линии, связанные с излучением из отдельных квантовых точек. На основе измерений методами атомно-силовой микроскопии и просвечивающей электронной микроскопии проведена оценка размеров и формы квантовых точек и продемонстрировано хорошее соответствие с параметрами, ранее опубликованными в литературе.

DOI: 10.31857/S0370274X24110072, EDN: WAINYL

1. Введение. Использование полупроводниковых квантовых точек (КТ) является одним из наиболее перспективных подходов к созданию источников неклассического света – однофотонных излучателей, которые востребованы для применения в системах оптических квантовых вычислений и квантовых коммуникаций [1]. Наилучшие результаты на сегодняшний день как по чистоте однофотонного излучения, так и по яркости (эффективности) однофотонного излучателя продемонстрированы на структурах с КТ InAs/GaAs, выращенных на подложках GaAs [2, 3]. Типичная длина волны излучения в этой системе материалов составляет $\sim 0.9-1.1 \text{ мкм}$, тогда как для передачи квантовой информации на большие расстояния необходимы эффективные источники одиночных фотонов, излучающие в телекоммуникационном С-диапазоне длин волн ($\lambda = 1530-1565 \text{ нм}$), т. е. в пределах спектрального диапазона современных систем волоконно-оптической связи.

В настоящее время развиваются два основных подхода, позволяющие увеличить длину волны из-

лучения из КТ InAs и продвинуться в диапазон длин волн $\sim 1550 \text{ нм}$. Первый из них связан с переходом от подложки GaAs к подложке InP. При этом в рамках этого подхода также можно выделить два различных направления: формирование КТ InAs в матрице InP [4–7] и формирование КТ InAs в матрице InAlGaAs [8–11]. Второй подход связан с выращиванием метаморфного буферного слоя (ММБС) $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ и последующим формированием КТ InAs в матрице InGaAs [12–17]. Преимущества данного подхода связаны с возможностью (i) контролируемо управлять величиной деформации и упругих напряжений при формировании КТ посредством изменения периода решетки матрицы, тем самым обеспечивая дополнительную свободу в вариации режимов роста КТ и (ii) использовать в конструкции гетероструктур эффективные распределенные брэгговские отражатели (РБО) типа $\text{Al}_{0.9}\text{Ga}_{0.1}\text{As}/\text{GaAs}$, а также стоп-слои/“жертвенные” слои на основе твердых растворов AlGaAs, необходимые для последующей пост-ростовой обработки пластин.

¹⁾e-mail: sorokin@beam.ioffe.ru

В данной работе мы представляем результаты исследований гетероструктур с КТ InAs/InGaAs, выращенными методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) на поверхности ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ с линейным профилем изменения состава на подложках GaAs (001). Несмотря на то, что ММБС с корневым профилем изменения состава по In более устойчивы к напряжениям, возникающим при выращивании последующих слоев гетероструктуры [18], выбор был сделан в пользу линейного профиля из-за простоты его расчета и реализации с использованием стандартных термоконтроллеров [19]. Кроме того, в этом случае облегчается контроль остаточной упругой деформации на поверхности ММБС [20].

2. Эксперимент.

Структуры с ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ и КТ были выращены методом МПЭ на подложках GaAs (001) при использовании установки производства компании SemiTEq. В качестве источников молекулярных пучков применялись два источника Ga, источники In, Al и клапанный источник As. Выращивание ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с линейным профилем изменения состава по In (от $x = 0.05$ до $x \sim 0.43$) осуществлялось путем добавления переменного потока In к фиксированному потоку Ga, соответствующего скорости роста GaAs ~ 0.4 МС/с. Средняя скорость изменения состава по индию в ММБС составляет $\sim 35\%$ In/мкм, что предполагает толщину ММБС ~ 1.05 мкм. Оптимальные режимы МПЭ роста ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ были ранее определены в работе [19]: температура подложки $T_S = 380\text{--}400^\circ\text{C}$, соотношение потоков $\text{As}/(\text{In} + \text{Ga}) \sim (1.5\text{--}2)$. После выращивания ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ с заданным максимальным содержанием In температуру подложки повышали в потоке молекул As_4 до требуемой для осаждения слоя КТ. Слой КТ InAs выращивался не непосредственно на ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, как в работах [14–16], а на поверхности тонкого промежуточного (interlayer) слоя GaAs толщиной ~ 3 МС, вставленного между слоем ММБС и слоем КТ. Верхний прикрывающий КТ слой $\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ ($y = 0.26\text{--}0.28$) толщиной ~ 200 нм, также называемый далее “инверсным”, выращивался при низкой температуре $T_S \sim 420^\circ\text{C}$, чтобы снизить возможную взаимодиффузию материала КТ и матрицы в процессе зарощивания КТ. Дополнительно на поверхности инверсного слоя выращивался слой незарощенных КТ с целью контроля поверхностной плотности, формы и размеров КТ InAs/InGaAs. При этом режимы формирования поверхностного слоя КТ в целом соответствовали режимам роста зарощенных КТ. Схема исследуемых структур приведена на рис. 1.

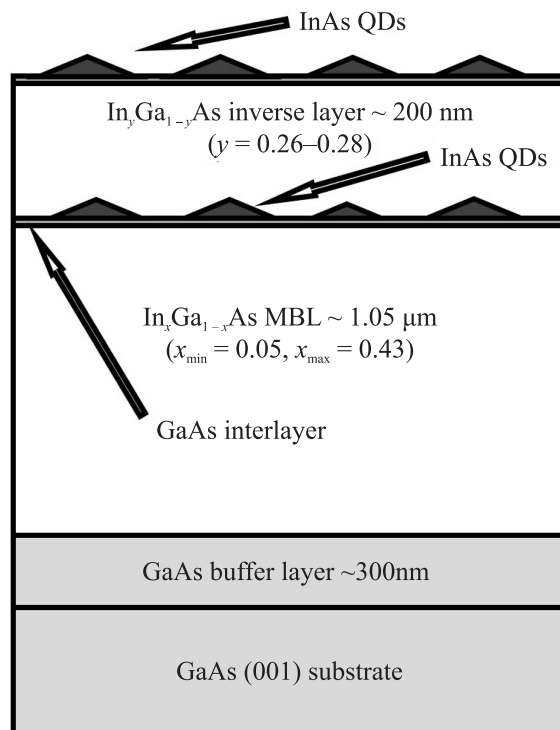


Рис. 1. Схематическое изображение конструкции исследуемых структур с КТ InAs/InGaAs

Для исследования выращенных метаморфных гетероструктур с $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ММБС и КТ применялся ряд характеристических методик: метод рентгеновской дифрактометрии (РД), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в геометрии поперечного сечения, метод спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ) и микро-ФЛ, а также метод атомно-силовой микроскопии (АСМ). Рентгенодифракционные исследования полученных образцов производились в трехкристальной схеме на многофункциональном рентгеновском дифрактометре D8 Discover (Bruker-AXS, Германия) в режиме $\omega\text{--}2\theta$ сканирования в области отражения (004) GaAs. Исследования структурных свойств методом ПЭМ в геометрии поперечного сечения выполнялись на микроскопе Jeol JEM-2100F (ускоряющее напряжение 200 кВ, разрешение пикселя 0.19 нм). Образцы подготавливали с использованием стандартной методики – механической полировки с последующим утонением путем травления ионами Ar^+ (4 кэВ). Спектры ФЛ измерялись при $T = 77 \text{ K}$ при накачке непрерывным полупроводниковым лазером с длиной волны $\lambda = 660 \text{ nm}$. Измерение спектров микро-ФЛ проводилось при температуре (5–6) К с использованием гелиевого криостата ST-500-Attocube (Janis). Образец возбуждался лазерными импульсами длитель-

ностью 5 пс и частотой следования 80 МГц, генерируемых перестраиваемым по длине волны титан-сапфировым лазером с синхронизацией мод Tsunami (Spectra Physics). Для фокусировки лазера на образце и сбора излучения ФЛ из КТ использовался 50-кратный объектив (Mitutoyo plan apochromat) с числовой апертурой $NA = 0.42$. Лазерное излучение было сфокусировано в пятно с минимальным размером 3 мкм. Спектр излучения КТ анализировался с помощью решеточного спектрометра (SpectraPro) с охлаждаемой ПЗС-матрицей PyLoN IR (Princeton Instruments).

Выбор режима формирования слоя КТ InAs ($T_S = 470^\circ\text{C}$, скорость осаждения ~ 0.02 МС/с, соотношение потоков As/In $\sim 200\text{--}300$) осуществляли, ориентируясь на данные измерений тестовых структур методами АСМ и спектроскопии ФЛ. При этом основным критерием являлось наличие интенсивных узких линий ФЛ из отдельных КТ в диапазоне 1.50–1.55 мкм в спектрах микро-ФЛ структур.

3. Результаты и обсуждения. Дифракционные кривые, измеренные вблизи рефлекса GaAs (004) двух различных структур с $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ММБС и КТ (обозначенных как # А и # В), приведены на рис. 2, при этом для удобства восприятия кривые

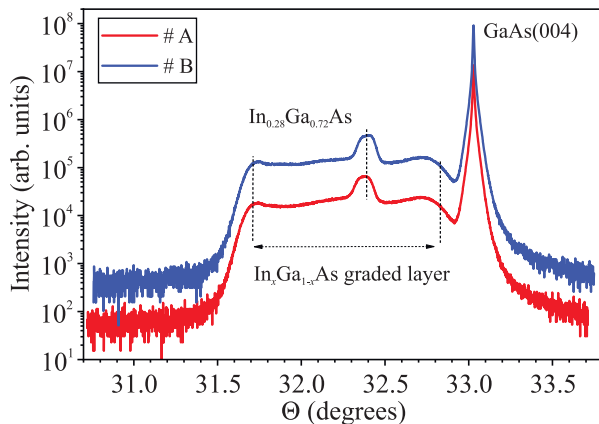


Рис. 2. (Цветной онлайн) Дифракционные кривые вблизи симметричного отражения GaAs (004) для двух структур с ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, отличающихся параметрами формирования КТ

разнесены по оси ординат. Номинально, конструкция и режим формирования ММБС, а также толщина и состав инверсного слоя для этих двух структур были выбраны одинаковыми. Из рисунка 2 следует, что дифракционные кривые практически совпадают друг с другом, что, с одной стороны, отражает высокую воспроизводимость процесса МПЭ, а с другой стороны, указывает на идентичность деформаций и упругих напряжений на поверхности ММБС

перед формированием слоя КТ. Узкий пик вблизи $\theta \approx 33.03^\circ$ соответствует отражению (004) GaAs, в то время как широкий П-образный пик происходит от ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0.05\text{--}0.43$). Интенсивный пик при $\theta \approx 32.2^\circ$ на дифракционной кривой соответствует слою $\text{In}_{0.28}\text{Ga}_{0.72}\text{As}$ толщиной ~ 0.2 мкм, выращенному поверх ММБС и слоя КТ. Большая ширина этого пика на половине высоты связана с его малой толщиной.

На рисунке 3а приведено изображение структуры # А, полученное методом ПЭМ в геометрии поперечного сечения. На изображении четко различаются все основные слои, образующие структуру: подложка (буферный слой) GaAs, ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с линейным профилем изменения состава толщиной ~ 1.04 мкм, слой КТ InAs/InGaAs, выращенный на поверхности ММБС, и инверсный слой $\text{In}_{0.28}\text{Ga}_{0.72}\text{As}$ толщиной ~ 200 нм. Измеренные по данным ПЭМ толщины слоев хорошо согласуются с заданными значениями.

На ПЭМ изображении также отчетливо прослеживается многоэтажный характер сетки дислокаций несоответствия (ДН), формирование которой может быть качественно объяснено в рамках простой модели баланса сил [21]. При этом в верхней части ММБС вблизи слоя КТ образуется область с остаточной деформацией, характеризующаяся малым количеством дефектов. Образование этой области ранее было объяснено Терсоффом в рамках равновесной модели распределения дислокаций [20]. На изображении ПЭМ на рис. 3а также видно, что ДН частично проникают в буферный слой GaAs, в том числе сегмент ДН образуется на интерфейсе “буферный слой GaAs/подложка GaAs”. В верхней части структуры как в области ММБС, примыкающей к слою КТ, так и в инверсном слое InGaAs наблюдается низкая (менее $10^7/\text{см}^2$) плотность прорастающих дислокаций. Нижний предел их обнаружения определяется чувствительностью метода ПЭМ. Также стоит отметить отсутствие дислокаций или дефектов упаковки, зарождающихся на интерфейсе ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ /слой КТ.

На рисунке 3б приведено увеличенное ПЭМ изображение структуры # А вблизи слоя КТ, также полученное в геометрии поперечного сечения. Для данной структуры номинальная толщина осажденного InAs составила ~ 2.4 МС. На изображении отчетливо различаются особенности, которые можно связать с формированием КТ InAs/InGaAs. При этом для представленных на рис. 3б КТ наблюдается большой разброс как по латеральным размерам (15–30 нм), так и по высоте (до 4–5 нм).

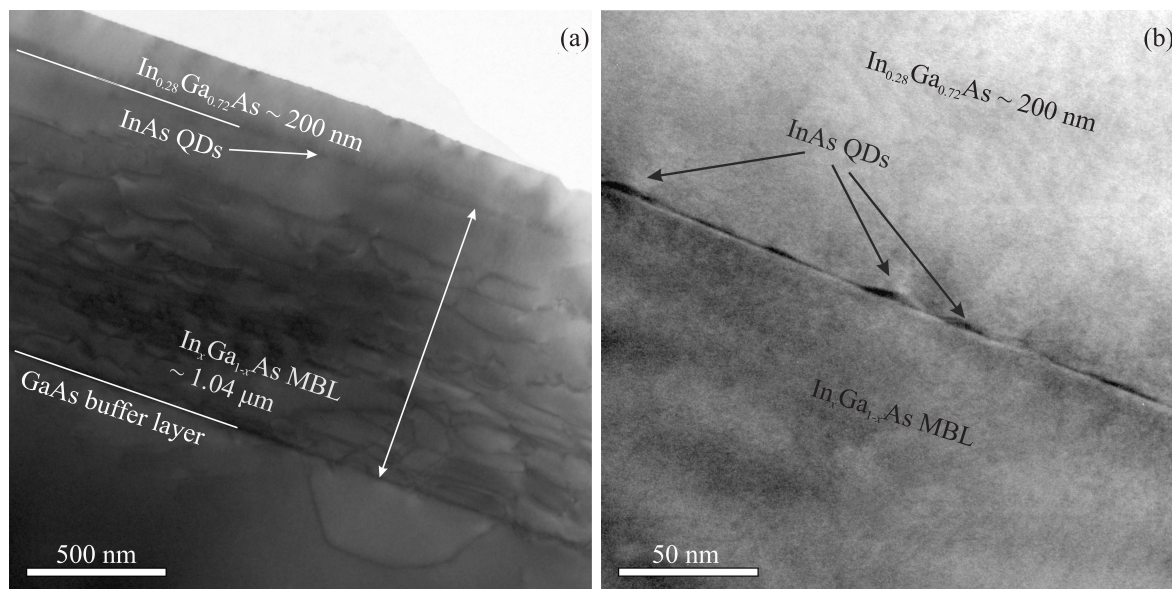


Рис. 3. ПЭМ изображения в геометрии поперечного сечения структуры # А, содержащей 1 мкм – $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ ММБС с линейным профилем изменения состава, слой КТ $\text{InAs}/\text{InGaAs}$, выращенный на поверхности ММБС, и инверсный слой $\text{In}_{0.28}\text{Ga}_{0.72}\text{As}$ толщиной ~ 200 нм. (а) – Общий вид; (б) – область вблизи слоя КТ $\text{InAs}/\text{InGaAs}$

Как было отмечено выше, в представленных структурах слой InAs КТ формировался на поверхности тонкого промежуточного слоя GaAs толщиной ~ 3 МС. Идея осаждения подслоя GaAs перед формированием слоя КТ не является абсолютно новой или оригинальной. Например, в работе [22] сверхтонкий (до ~ 2 МС) слой GaAs , внедренный между буферным слоем InGaAsP и слоем КТ InAs , применялся для контролируемого управления длиной волны излучения из КТ $\text{InAs}/\text{InGaAsP}$, выращиваемых методом МОГФЭ. Было показано, что введение этого промежуточного слоя эффективно подавляет обмен As/P и уменьшает высоту КТ $\text{InAs}/\text{InGaAsP}$, а также оказывает влияние на кинетику формирования КТ и, соответственно, приводит к изменению их формы от КТ до квантовых штрихов. J. S. Kim и соавторы также использовали тонкий слой GaAs с целью вариации условий формирования КТ InAs в матрице InAl(Ga)As , согласованной по периоду решетки с подложкой InP [23]. Таким образом, добавление тонкого промежуточного слоя GaAs толщиной несколько монослоев в конструкцию гетероструктуры позволяет управлять длиной волны излучения, а также модифицировать кинетику формирования КТ $\text{InAs}/\text{InGaAs}$. Выращивание тонкого слоя GaAs перед слоем КТ частично компенсирует накопленные упругие напряжения в верхней части ММБС и снижает деформации, так как период решетки GaAs меньше, чем у равновесного слоя InGaAs , согласован-

ного с ММБС, а также способствует формированию КТ на более упорядоченной поверхности, что подтверждается появлением четко выраженной реконструкции поверхности после осаждения 3 МС GaAs непосредственно перед началом осаждения слоя InAs КТ.

Данные ПЭМ хорошо коррелируют с данными АСМ, полученными при исследовании КТ InAs , выращенных на поверхности структуры при тех же режимах МПЭ, что и зарощенные КТ на ММБС (рис. 4). Отчетливо прослеживается тенденция к вытягиванию КТ вдоль выделенного направления [1-10] с образованием так называемых квантовых штрихов (quantum dashes) [24], что связано с асимметричной поверхностной миграцией In вдоль различных кристаллографических направлений [25]. Приблизительная оценка поверхностной плотности КТ $\sim (2-4) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При этом наблюдается неравномерное распределение КТ по поверхности образца, и даже на масштабе $(2 \times 2) \text{ мкм}^2$ видны области, в которых плотность КТ уменьшается более чем на порядок величины.

На рисунке 4а такие области выделены черными квадратами. Также прослеживается тенденция к аккумуляции КТ на выпуклых особенностях рельефа (на вершинах “холмов”). Из профилей изменения по высоте можно оценить средние латеральные размеры и высоту КТ: $L = 20-30$ нм, $H \sim 3$ нм, при этом также наблюдается большой разброс КТ по размерам – $L = 10-45$ нм, $H = 2-6$ нм.

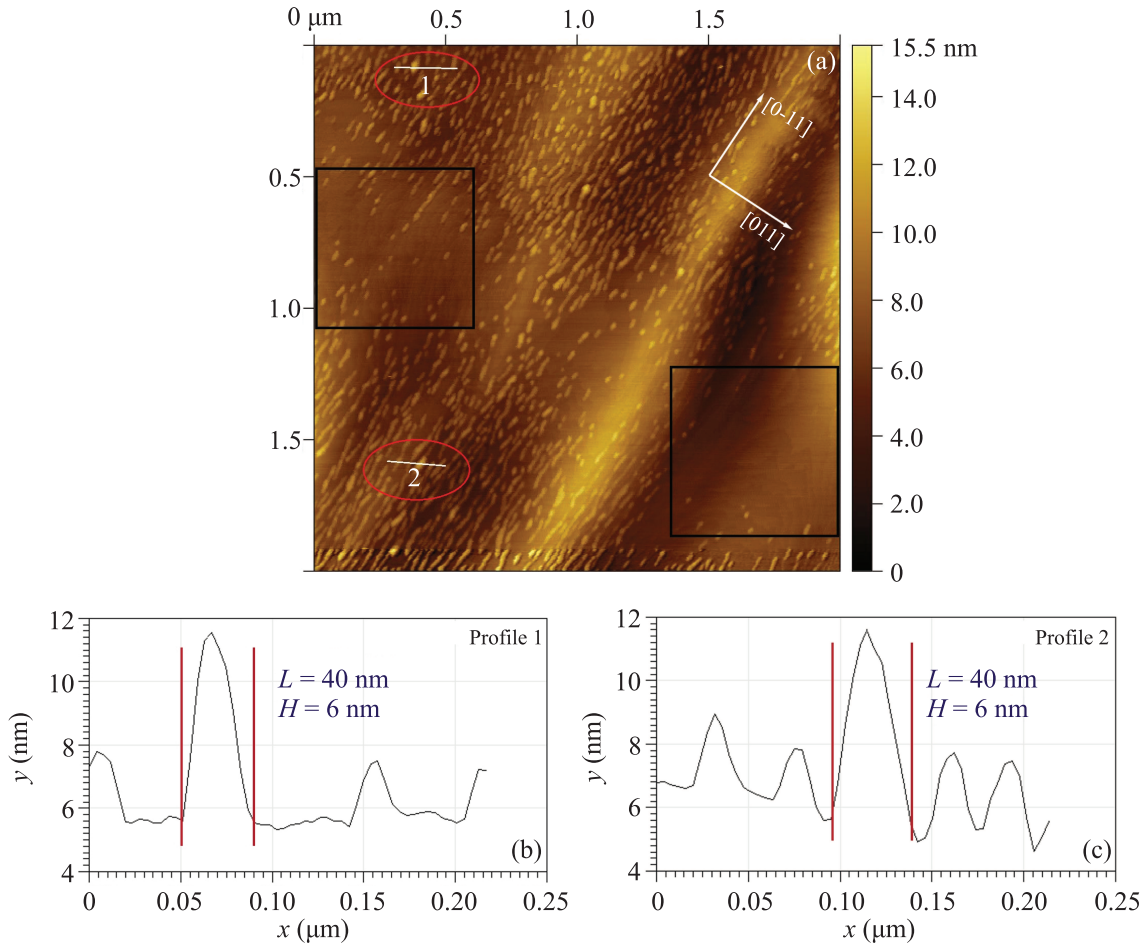


Рис. 4. (Цветной онлайн) (а) – АСМ изображение поверхности ($2 \times 2 \text{ мкм}^2$) структуры # А и (b), (c) – профили изменения высоты поверхности, измеренные вдоль направлений, показанных белыми линиями, в области вблизи “крупных” КТ с латеральными размерами $L = 40\text{--}45 \text{ нм}$ и высотой $H \sim 6 \text{ нм}$

В качестве примера профили изменения по высоте вблизи “больших” КТ с латеральными размерами $L = 40\text{--}45 \text{ нм}$ и высотой $H = 5.5\text{--}6 \text{ нм}$ приведены на рис. 4b, c. При этом размеры и форма “крупных” КТ хорошо согласуются с опубликованными ранее [15]. Плотность таких “объектов”, которые, по всей видимости, ответственны за излучение в диапазоне $1.50\text{--}1.55 \text{ мкм}$ [16], существенно меньше общей плотности КТ и составляет $\sim (1\text{--}4) \times 10^8 \text{ см}^{-2}$.

На рисунке 5 приведены АСМ изображения поверхности ($2 \times 2 \text{ мкм}^2$) двух структур, отличающихся друг от друга только наличием промежуточного слоя GaAs толщиной 3 МС, вставленного между слоем ММБС и КТ. Номинальная толщина слоя InAs составила $\sim 2.4 \text{ МС}$ (время осаждения 120 с при скорости роста $\sim 0.02 \text{ МС/с}$). Из сравнения изображений следует, что тенденция к формированию протяженных квантовых штрихов более отчетливо проявляется при отсутствии промежуточного слоя GaAs. По-

лученный результат подтверждает, что добавление промежуточного слоя GaAs оказывает существенное влияние на кинетику формирования КТ.

На рисунке 6 представлены спектры ФЛ и микро-ФЛ для структуры # А. Спектры ФЛ были измерены в шести различных точках образца в направлении от центра к краю пластины при $T = 77 \text{ К}$. Цвет спектров на рис. 6а соответствует цвету точек на выколотой полоске из $1/4$ пластины диаметром 76.2 мм, показанной в правой части рис. 6а. Длина волны максимума ФЛ при $T = 77 \text{ К}$ составляет $\lambda = 1480 \text{ нм}$, однако широкий пик ФЛ также захватывает и диапазон $1530\text{--}1565 \text{ нм}$. На коротковолновом краю спектра наблюдается небольшой пик с максимумом около 1340 нм, который может быть вызван или ФЛ в смачивающем слое, или излучением из “мелких” КТ. В спектре микро-ФЛ, измеренном в одной из точек вблизи центра пластины, наблюдаются узкие линии, связанные с излучением из отдельных КТ с дли-

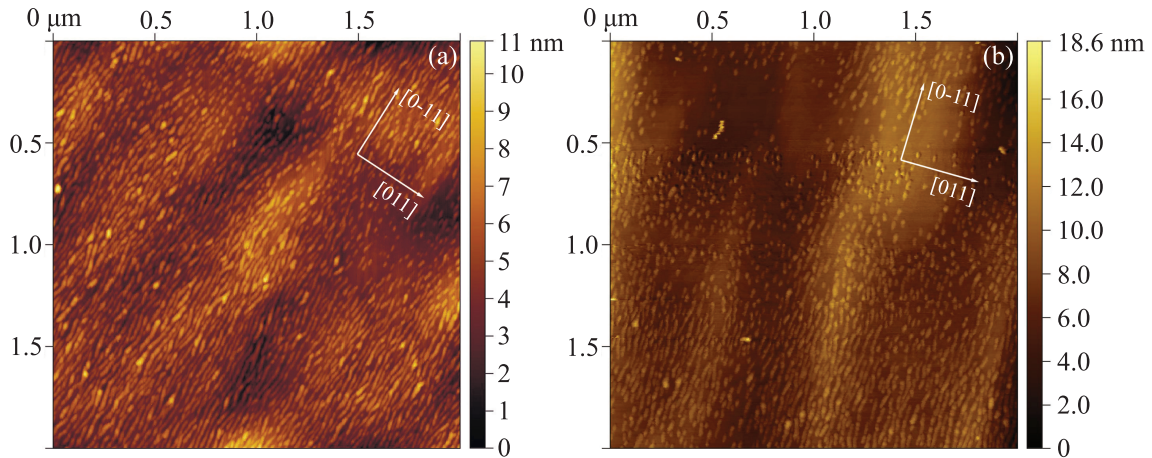


Рис. 5. (Цветной онлайн) АСМ изображения поверхности (2×2 мкм²) двух структур, отличающихся друг от друга наличием промежуточного слоя GaAs толщиной 3 МС, вставленного между слоем ММБС и КТ InAs. Номинальная толщина осажденного слоя InAs – 2.4 МС. (а) – Без промежуточного слоя GaAs; (б) – с промежуточным слоем GaAs толщиной 3 МС

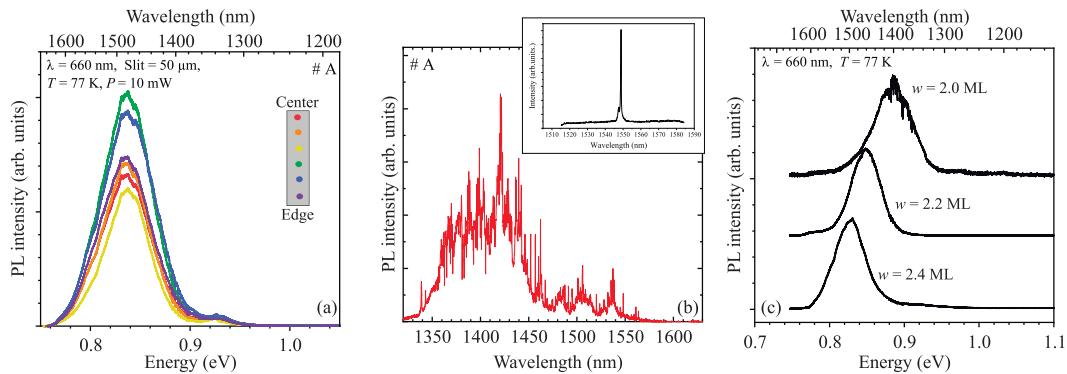


Рис. 6. (Цветной онлайн) (а) – Спектр ФЛ ($T = 77$ К) гетероструктуры # А. (б) – Спектр микро-ФЛ ($T = 5$ К) гетероструктуры # А. Вставка к рисунку демонстрирует одиночную линию ФЛ из КТ с длиной волны ~ 1550 нм. (с) – Нормированные спектры ФЛ ($T = 77$ К) для трех структур с различной номинальной толщиной слоя InAs КТ. Температура осаждения КТ – $T_S = 470^\circ\text{C}$

ной волны от ~ 1350 до 1550 нм. Стоит отметить, что плотность “больших” КТ, отвечающих излучению в С-диапазоне, мала, и это хорошо согласуется с малым количеством линий излучения в диапазоне 1530 – 1550 нм (рис. 6б). Более того, на поверхности пластины можно найти области с интенсивными одиночными линиями излучения из КТ с длиной волны ~ 1550 нм. Пример такой одиночной линии ФЛ приведен на вставке к рис. 6б.

Влияние номинальной толщины слоя InAs на сдвиг максимума ФЛ при неизменных параметрах ММБС и верхнего прикрывающего слоя приведено на рис. 6с для трех структур с различной номинальной толщиной слоя InAs – от 2.0 до 2.4 МС. Температура осаждения КТ – $T_S = 470^\circ\text{C}$. Спектры ФЛ всех структур были измерены в точках вблизи цен-

тра пластины. Видно, что увеличение номинальной толщины слоя InAs КТ от 2.0 до 2.4 МС приводит к длинноволновому сдвигу максимума ФЛ от ~ 1400 до ~ 1490 нм.

4. Заключение. В работе представлены исследования гетероструктур с КТ InAs/InGaAs, выращенными методом МПЭ на поверхности метаморфных буферных слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$ (001) с линейным профилем изменения состава. Изображениями ПЭМ в геометрии поперечного сечения подтверждена низкая плотность ПД в слоях, выращенных на поверхности ММБС $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$. Показано, что введение в конструкцию структуры тонкого промежуточного слоя GaAs толщиной ~ 3 МС, вставленного между слоем ММБС и слоем КТ, оказывает существенное влияние на кинетику формирования

КТ. Установлено, что поверхностная плотность КТ и квантовых “штрихов” составляет $\sim (2-4) \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Из анализа профилей изменения по высоте изображений АСМ установлено, что плотность “больших” КТ с латеральными размерами $L = 40-45 \text{ нм}$ и высотой $H = 5.5-6 \text{ нм}$, которые, по всей видимости, ответственны за излучение в диапазоне $1.50-1.55 \text{ мкм}$, существенно меньше общей плотности КТ и составляет $\sim (1-4) \times 10^8 \text{ см}^{-2}$. Продемонстрировано наличие узких линий, связанных с излучением из отдельных КТ, в спектрах низкотемпературной ($T = 10 \text{ К}$) микро-ФЛ.

Финансирование работы. Работа реализуется при финансовой поддержке открытого акционерного общества “Российские железные дороги”.

Конфликт интересов. Авторы данной работы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

1. Y. Arakawa and M. J. Holmes, *Appl. Phys. Rev.* **7**, 021309 (2020).
2. N. Tamm, A. Javadi, N. O. Antoniadis, D. Najer, M. C. Löbl, A. R. Korsch, R. Schott, S. R. Valentin, A. D. Wieck, A. Ludwig, and R. J. Warburton, *Nat. Nanotechnol.* **16**, 399 (2021).
3. X. Ding, Y.-P. Guo, M.-C. Xu et al. (Collaboration), arXiv:2311.08347 (2023).
4. D. A. Vajner, P. Holewa, E. Zięba-Ostójk, M. Wasiluk, M. von Helversen, A. Sakanas, A. Huck, K. Yvind, N. Gregersen, A. Musiał, M. Syperek, E. Semenova, and T. Heindel, *ACS Photonics* **11**, 339 (2024).
5. Z. Ge, T. Chung, Y.-M. He, M. Benyoucef, and Y. Huo, *Nano Lett.* **24**, 1746 (2024).
6. P. Holewa, E. Zięba-Ostójk, D. A. Vajner et al. (Collaboration), arXiv:2304.02515v1 (2023).
7. P. Holewa, D. A. Vajner, E. Zięba-Ostójk et al. (Collaboration), *Nat. Commun.* **15**, 3358 (2024).
8. C. Gilfert, E.-M. Pavelescu, and J. P. Reithmaier, *Appl. Phys. Lett.* **96**, 191903 (2010).
9. M. Benyoucef, M. Yacob, J. P. Reithmaier, J. Kettler, and P. Michler, *Appl. Phys. Lett.* **103**, 162101 (2013).
10. M. Yacob, J. P. Reithmaier, and M. Benyoucef, *Appl. Phys. Lett.* **104**, 022113 (2014).
11. J. Kaupp, Y. Reum, F. Kohr, J. Michl, Q. Buchinger, A. Wolf, G. Peniakov, T. Huber-Loyola, A. Pfenning, and S. Höfling, *Adv. Quantum Technol.* **6**, 2300242 (2023).
12. S. L. Portalupi, M. Jetter, and P. Michler, *Semicond. Sci. Technol.* **34**, 053001 (2019).
13. M. Paul, F. Olbrich, J. Höschele, S. Schreier, J. Kettler, S. L. Portalupi, M. Jetter, and P. Michler, *Appl. Phys. Lett.* **111**, 033102 (2017).
14. P. Wyborski, P. Podemski, P. A. Wroński, F. Jabeen, S. Höfling, and G. Sęk, *Materials* **15**, 1071 (2022).
15. P. A. Wroński, P. Wyborski, A. Musiał, P. Podemski, G. Sęk, S. Höfling, and F. Jabeen, *Materials* **14**, 5221 (2021).
16. P. Wyborski, M. Gawelczyk, P. Podemski, P. A. Wroński, M. Pawlyta, S. Gorantla, F. Jabeen, S. Höfling, and G. Sęk, *Phys. Rev. Applied* **20**, 044009 (2023).
17. R. Sittig, C. Nawrath, S. Kolatschek, S. Bauer, R. Schaber, J. Huang, P. Vijayan, P. Pruy, S. L. Portalupi, M. Jetter, and P. Michler, *Nanophotonics* **11**, 1109 (2022).
18. F. Romanato, E. Napolitani, A. Carnera, A. V. Drigo, L. Lazzarini, G. Salviati, C. Ferrari, A. Bosacchi, and S. Franchi, *J. Appl. Phys.* **86**, 4748 (1999).
19. S. V. Sorokin, G. V. Klimko, I. V. Sedova, A. A. Sitnikova, D. A. Kirilenko, M. V. Baidakova, M. A. Yagovkina, T. A. Komissarova, K. G. Belyaev, and S. V. Ivanov, *J. Cryst. Growth* **455**, 83 (2016).
20. J. Tersoff, *Appl. Phys. Lett.* **62**, 693 (1993).
21. Y. Song, Sh. Wang, I. Tångring, Z. Lai, and M. Sadeghi, *J. Appl. Phys.* **106**, 123531 (2009).
22. S. Anantathanasarn, R. Nötzel, P. van Veldhoven, T. Eijkemans, and J. Wolter, *J. Appl. Phys.* **98**, 013503 (2005).
23. J. S. Kim, J. H. Lee, S. U. Hong, W. S. Han, H. S. Kwack, C. W. Lee, and D. K. Oh, *J. Cryst. Growth* **259**, 252 (2003).
24. M. Z. M. Khan, T. K. Ng, and B. S. Ooi, *Prog. Quantum Electron.* **38**, 237 (2014).
25. R. Enzmann, M. Bareiß, D. Baierl, N. Hauke, G. Böhm, R. Meyer, J. Finley, and M.-C. Amann, *J. Cryst. Growth* **312**, 2300 (2010).