Письма в ЖЭТФ, том 123, вып. 1, с. 3 – 12 © 2026 г. 10 января

Оптическая спектроскопия метаморфных гетероструктур с квантовыми точками InAs/InGaAs, излучающими в диапазоне ~ 1.55 мкм

О. Е. Лакунцова[+1)], *Г. В. Климко*[+], *И. В. Седова*[+], *С. А. Хахулин*[*], *Д. Д. Фирсов*[*], *О. С. Комков*[+*], *Ю. М. Серов*[+], *А. И. Веретенников*[+], *Г. П. Вейшторт*[+], *А. В. Мясоедов*[+], *С. В. Сорокин*[+]

[+]*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, 194021 С.-Петербург, Россия*

[*] *Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет "ЛЭТИ" им. В. И. Ульянова (Ленина), 197022 С.-Петербург, Россия*

Поступила в редакцию 5 сентября 2025 г.
После переработки 5 ноября 2025 г.
Принята к публикации 17 ноября 2025 г.

В работе методами структурной и оптической характеризации исследованы гетероструктуры с квантовыми точками InAs/InGaAs, излучающими в диапазоне длин волн ~ 1.55 мкм, содержащие метаморфные буферные слои $In_xGa_{1-x}As/GaAs(001)$ различной толщины и с различным профилем изменения состава, выращенные методом молекулярно-пучковой эпитаксии. Максимальная мольная доля In в слое переменного состава $In_xGa_{1-x}As$ составила $x_{\max} = 0.44$ при его толщине, изменяющейся в диапазоне от 220 до 1100 нм. Установлена взаимосвязь между наблюдаемыми особенностями в спектрах фотоотражения и фотолюминесценции с параметрами метаморфных гетероструктур. Показано, что наиболее высокоэнергетическая S-образная особенность в спектрах фотоотражения связана с переходами в инверсном слое $In_xGa_{1-x}As$, расположенном вблизи поверхности структуры. Наблюдаемое в спектрах низкотемпературной фотолюминесценции плечо на коротковолновой стороне широкого пика, связанного с излучением из квантовых точек InAs/InGaAs, позволяет соотнести его с переходами из верхней части метаморфных буферных слоев $In_xGa_{1-x}As$.

DOI: 10.7868/S3034576626010015

1. Введение. Прогресс современной оптоэлектроники и фотоники определяется разработкой и созданием новых полупроводниковых приборов, работающих в различных спектральных диапазонах: от глубокого ультрафиолетового до дальнего инфракрасного (ИК). При выращивании гетероструктур для оптоэлектронных применений одним из наиболее важных является требование малого рассогласования периодов кристаллической решетки активной области и подложки для поддержания условий эпитаксиального роста по механизму псевдоморфизма, так как деградация полупроводниковых приборов часто связана именно с наличием дислокаций. Однако в тех случаях, когда рост решеточно-согласованных структур невозможен или экономически неэффективен из-за необходимости применения дорогих или коммерчески недоступных подложек, широко используется подход, основанный на выращивании метаморфных буферных слоев (МБС) с различным профилем изменения состава [1]. МБС позволяет плавно перейти от постоянной решетки подложки к требуемой постоянной решетки, одновременно обеспечивая низкую плотность прорастающих дислокаций (ПД) в вышележащих слоях структуры. В частности, для МБС $In_xGa_{1-x}As$, выращиваемых на подложках GaAs(001), была продемонстрирована возможность достижения плотности ПД менее 10^5 см$^{-2}$ при максимальном содержании индия в градиентном слое $x_{\max} \sim 0.35$ [2].

МБС на основе твердых растворов In(Al)GaAs широко применяются при разработке дизайна структур полупроводниковых лазеров телекоммуникационного 1.3–1.55 мкм [3, 4] и среднего-ИК [5] диапазонов, транзисторов с высокой подвижностью электронов [6–9], многопереходных солнечных элементов [10, 11], фотодетекторов [12, 13] и т.д.

Один из перспективных вариантов реализации источника одиночных фотонов (ИОФ) на основе полупроводниковых квантовых точек (КТ), излучающего в телекоммуникационном С-диапазоне длин

[1)]e-mail: o.e.lakuntsova@mail.ioffe.ru волн ($\lambda = 1530{-}1565$ нм), также связан с выращиванием МБС $In_xGa_{1-x}As$ на подложках GaAs(001) [14–19] и формированием КТ InAs в матрице InGaAs, отличающейся по периоду решетки от подложки InP, обычно используемой для этого спектрального диапазона [20]. В частности, в работе [14] методом газофазной эпитаксии из металл-органических соединений (МОГФЭ) были выращены гетероструктуры с КТ InAs в матрице $In_{0.3}Ga_{0.7}As$ для последующего формирования ИОФ, содержащие сверхтонкие МБС $In_xGa_{1-x}As$/GaAs(001) с корневым ("convex") профилем изменения состава. Требуемое изменение периода решетки при сохранении относительно гладкой морфологии поверхности, подходящей для последующего осаждения КТ InAs, было достигнуто в пределах толщины ~ 180–220 нм от начала МБС до слоя КТ. Малая толщина МБС является необходимым условием для изготовления микрорезонаторных структур с малым объемом моды, что способствует увеличению фактора Парселла и, следовательно, увеличению скорости спонтанной излучательной рекомбинации из КТ. На микрорезонаторных структурах с кольцевыми брэгговскими решетками (типа "bullseye"), изготовленных из гетероструктур со сверхтонким МБС, было продемонстрировано однофотонное излучение на длине волны ~ 1550 нм с эффективностью ~ 6.3 % [15].

Одним из преимуществ метаморфных гетероструктур с КТ InAs/InGaAs, выращиваемых на подложке GaAs(001), является возможность их интеграции с эффективными распределенными брэгговскими отражателями (РБО) на основе четвертьволновых ($\lambda/4$) слоев $Al_{0.9}Ga_{0.1}As$/GaAs, что потенциально позволяет реализовать эффективные ИОФ и при использовании столбчатых микрорезонаторов. В частности, в работе [21] было показано, что добавление 25 пар слоев нижнего РБО $Al_{0.9}Ga_{0.1}As$/GaAs в конструкцию гетероструктуры с МБС $In_xGa_{1-x}As$, приводит к 5–7-кратному увеличению интенсивности фотолюминесценции (ФЛ) из одиночных КТ при измерении на планарных структурах. При последующем формировании из таких гетероструктур методом плазмохимического травления столбчатых микрорезонаторов была продемонстрирована генерация одиночных фотонов в С-диапазоне длин волн с измеренным значением корреляционной функции второго порядка $g^{(2)}(0) = 0.14$ при средней интенсивности однофотонного излучения на первой линзе порядка 1 МГц [22]. Следует отметить, что в работах [21, 22] гетероструктуры выращивались методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ).

Ключевым элементом в конструкции метаморфных эпитаксиальных гетероструктур с КТ InAs/InGaAs, предназначенных для изготовления ИОФ С-диапазона, является МБС $In_xGa_{1-x}As$/GaAs(001), который требует оптимизации как с точки зрения выбора оптимального профиля изменения состава, так и определения условий роста для эффективной фильтрации ПД при сохранении малой степени шероховатости поверхности [23–25], что в случае тонких и особенно сверхтонких МБС является далеко нетривиальной задачей. В настоящей работе метаморфные эпитаксиальные гетероструктуры с КТ InAs/InGaAs и различной конструкцией МБС $In_xGa_{1-x}As$/GaAs(001) исследованы методами структурной и оптической характеризации: просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), ФЛ и фотоотражения (ФО).

2. Эксперимент. Эпитаксиальные гетероструктуры с КТ InAs/InGaAs и МБС $In_xGa_{1-x}As$ были выращены методом МПЭ на полуизолирующих "epi-ready" подложках GaAs(001). В качестве источников молекулярных пучков использовались стандартные ячейки Ga и In, а также клапанный источник As. В настоящей работе исследованы гетероструктуры нескольких типов (A–C), в которых для перехода от подложки GaAs к матрице InGaAs использовали МБС различной толщины ($220 \div 1100$ нм) и с различным профилем изменения состава по In (см. рис. 1). Рост всех гетероструктур начинался с осаждения гомоэпитаксиального буферного слоя GaAs толщиной ~ 0.2 мкм при температуре $T_S \sim 600\,^\circ$C. Более подробно условия и режимы эпитаксиального роста метаморфных гетероструктур с КТ InAs/InGaAs приведены в работах [19, 21]. Гетероструктуры типа A (рис. 1a) содержат МБС $In_xGa_{1-x}As$ с линейным профилем изменения концентрации In ($x_{\min} = 0.05$, $x_{\max} = 0.35{-}0.44$) и толщиной $d_{\mathrm{MBL}} \sim 1.0{-}1.1$ мкм, слой КТ InAs/InGaAs, а также верхний "инверсный" слой $In_xGa_{1-x}As$ толщиной $d_{\mathrm{inv}} \sim 200$ нм и содержанием индия $x_{\mathrm{inv}} = 0.25{-}0.27$ (для структур A1–A3). При этом для компенсации остаточной деформации, накопленной в верхней части МБС, содержание In в этом слое (x_{inv}) должно быть меньше, чем в верхней части ($x_{\max}$) градиентного слоя [25, 26]. КТ InAs в структурах A1–A3 были выращены с использованием ростовой моды Странского–Крастанова непосредственно на поверхности градиентного слоя $In_xGa_{1-x}As$. Дополнительно была выращена контрольная структура A4 без верхнего инверсного слоя и без слоя КТ, т.е. содержащая только МБС $In_xGa_{1-x}As$ с линейным профилем изменения состава по In. Структуры типа B (рис. 1b) ха-

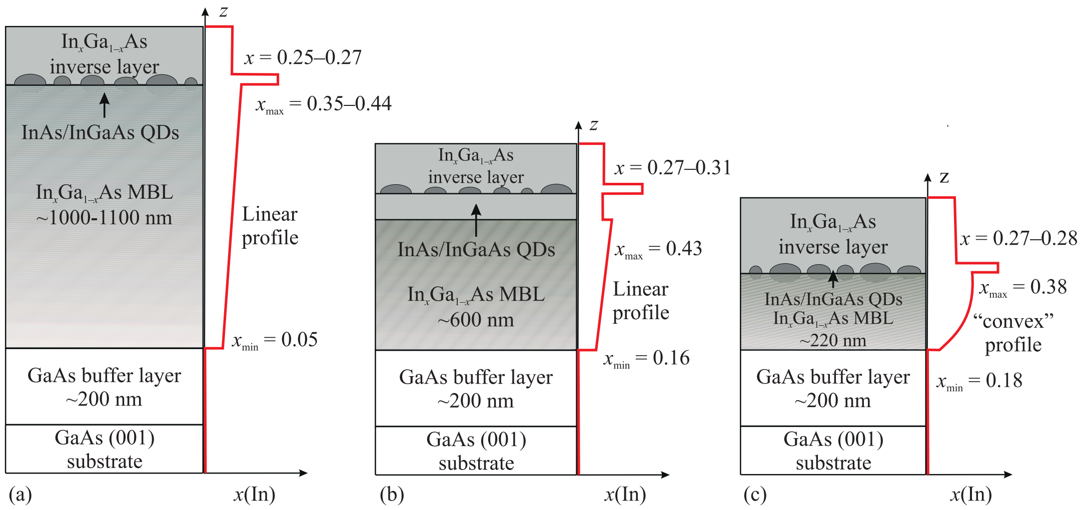

Рис. 1. (Цветной онлайн) Схематическое изображение конструкции исследуемых гетероструктур: (a) – тип A – содержит МБС $In_xGa_{1-x}As$ с линейным профилем изменения содержания In ($x_{min} = 0.05$, $x_{max} = 0.35–0.44$) и толщиной $d_{MBL} \sim 1.0–1.1$ мкм, толщина инверсного слоя составляет $d_{inv} \sim 200$ нм, КТ InAs сформированы непосредственно на поверхности градиентного слоя $In_xGa_{1-x}As$; (b) – тип B – толщина МБС $In_xGa_{1-x}As$ составляет $d_{MBL} \sim 600$ нм ($x = 0.16–0.43$), КТ InAs сформированы в инверсном слое $In_xGa_{1-x}As$ ($d_{inv} \sim 600$ нм и ~ 260 нм для структур B1 и B2 соответственно); (c) – структура C – корневой профиль изменения состава по In ($x = 0.18–0.38$), толщина МБС $In_xGa_{1-x}As$ составляет $d_{MBL} \sim 220$ нм, толщина инверсного слоя – $d_{inv} \sim 200$ нм

рактеризуются меньшей толщиной МБС $In_xGa_{1-x}As$ ($d_{MBL} \sim 600$ нм), при этом достижение того же значения x_{max} в верхней части МБС было обеспечено увеличением начального шага в содержании In до $x_{min} = 0.16$.

Необходимость уменьшения толщины МБС $In_xGa_{1-x}As$, как уже было отмечено выше, определяется тем, что это потенциально позволяет изготовить столбчатые микрорезонаторные структуры с КТ с толщиной полости менее трех длин волн в среде ($3\lambda/n$), т.е. с большим значением фактора Парселла [21]. Толщина и содержание In для инверсного слоя, в котором были сформированы КТ InAs, составили $d_{inv} \sim 600$ нм ($x_{inv} = 0.31$) для структуры B1 и $d_{inv} \sim 260$ нм ($x_{inv} = 0.27$) для структуры B2. Структура типа C (рис. 1c) отличается тем, что в ней толщина МБС $In_xGa_{1-x}As$ была уменьшена до $d_{MBL} \sim 220$ нм, при этом с целью более резкого изменения содержания In в МБС ($x_{min} = 0.18$; $x_{max} = 0.38$) использовали корневой ("convex") профиль изменения состава [5]. Содержание In в инверсном слое $In_xGa_{1-x}As$ в структуре C составило $x_{inv} = 0.27$. Параметры всех исследованных эпитаксиальных гетероструктур приведены в табл. 1.

Измерение спектров отражения и ФО проводилось на базе ИК Фурье-спектрометра Vertex 80 при $T = 300$ К. Для регистрации сигналов использовался фотоприемник на основе InSb, охлаждаемый до температуры кипения жидкого азота. В качестве источника лазерного возмущения в методе ФО использовался высокостабильный твердотельный лазер с длиной волны излучения 405 нм. Спектры ФЛ были измерены при $T = 77$ К при непрерывном надбарьерном возбуждении полупроводниковым лазером, сфокусированным в область на поверхности образца диаметром около 150 мкм. Длина волны возбуждения различалась между измерениями и составляла $\lambda_{exc} = 660$ нм или $\lambda_{exc} = 404$ нм, что в обоих случаях соответствует поглощению лазерного излучения в верхних слоях структуры с генерацией носителей заряда преимущественно в инверсном слое.

Исследования методом ПЭМ проводились с использованием электронных микроскопов JEOL JEM-2100F (Япония) и Philips EM420 (Голландия), работающими при ускоряющих напряжениях 200 и 100 кВ соответственно. Образцы готовились по стандартной методике, включающей механическое утонение до толщины ~ 30 мкм и последующее ионное распыление. Распыление осуществлялось ионами Ar^+ в два этапа: основной этап при ускоряющем напряжении 4 кВ и финальный этап щадящего травления при напряжении 2 кВ. Поперечные сечения были приготовлены для исследования гетероэпитаксиальной структуры вблизи оси зоны $\langle 110 \rangle$.

3. Результаты и обсуждение. Выращенные гетероструктуры всех типов были исследованы методом ПЭМ в геометрии поперечного сечения. Свет-

Таблица 1. Параметры исследуемых гетероструктур. Значения толщин МБС (слоя с градиентом состава) d_{MBL} и верхнего инверсного слоя d_{inv}, минимального ($x_{\min}$) и максимального ($x_{\max}$) содержания In в МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ с линейным (структуры A, B) или корневым (структура C) профилем изменения состава, а также содержание In в инверсном слое (x_{inv}) соответствуют технологически заданным значениям. $x_{\mathrm{inv}}(PR)$ – содержание In в инверсном слое по данным измерений методом ФО (PR – photoreflectance)

Type of structure	d_{MBL}, nm	d_{inv}, nm	$x_{\min}$	$x_{\max}$	x_{inv}	x_{inv} (PR)
A1	1000–1100	200	0.05	0.35	0.25	0.26
A2				0.42	0.27	0.27
A3				0.43–0.44	0.26	0.27
A4		–		0.43	–	–
B1	~ 600	600	0.16	0.43	0.31	0.31
B2		260	0.16	0.43	0.27	0.27
C	~ 220	200	0.18	0.38	0.27–0.28	0.27

лопольные ПЭМ-изображения поперечного сечения для гетероэпитаксиальных структур A3, B2 и C приведены на рис. 2. Сечение на изображении соответствует кристаллографической плоскости типа $\{110\}$. Изображения получены в условиях двухлучевого приближения, при сильном возбуждении отражения типа $\mathbf{g} = 2\bar{2}0$ и слабой интенсивности остальных отражений.

На ПЭМ-изображениях для всех трех структур хорошо различимы интерфейсы между буферным слоем GaAs и градиентным слоем $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$. Для структур A3 (рис. 2a) и B2 (рис. 2b) отчетливо проявляется многоэтажный характер сетки дислокаций несоответствия (ДН) [26], при этом толщина области градиентного слоя с остаточной деформацией, в которой отсутствуют ДН, составляет для этих структур ~ 250 нм и ~ 150–170 нм соответственно. На ПЭМ-изображениях всех трех структур за счет деформационного контраста отчетливо выделяется плоскость КТ InAs/InGaAs. В структурах A3 и C КТ InAs были выращены непосредственно на поверхности градиентного слоя, в то время как в структуре B2 КТ были выращены внутри инверсного слоя. Из-за большого различия в содержании In между градиентным слоем ($x_{\max} = 0.44$) и инверсным слоем ($x_{\mathrm{inv}} = 0.27$) на ПЭМ-изображении для структуры B2 (рис. 2b) отчетливо различима граница между ними. Толщины градиентного слоя и инверсного слоя для структуры B2 в соответствии с данными ПЭМ составили ~ 600 и 260 нм, что хорошо соответствуют технологически заданным параметрам (см. табл. 1). Толщины градиентного и инверсного слоев для структур A3 (~ 1–1.05 мкм и 200 нм соответственно) и C (~ 230 и 200 нм соответственно) также хорошо согласуются с ожидаемыми значениями. Более плотный массив ДН в структуре C смещен в сторону подложки GaAs, что связано с более эффективной релаксацией на начальных этапах роста МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ при использовании корневого профиля изменения состава по индию и большей величине начальной ступени ($x_{\min} = 0.18$). Стоит также отметить, что во всех структурах часть дислокаций из МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ проникает в буферный слой GaAs. Оценка плотности ПД в гетероструктурах A3 и B2 по анализу нескольких ПЭМ изображений составляет $\rho_{\mathrm{TD}} \sim 10^6\,\text{см}^{-2}$, в то время как для структуры C величина ρ_{TD} по крайней мере на порядок величины выше, что согласуется с большей средней скоростью изменения состава по In в последнем случае ($\sim 100\,\%$ In/мкм) [1, 2].

В качестве основного метода оптической диагностики структур в настоящей работе был выбран метод спектроскопии ФО. В этом методе на образец направляется как зондирующее оптическое излучение, так и периодически прерываемый лазерный луч. Фотоиндуцированные в результате лазерного воздействия электрон-дырочные пары разделяются приповерхностным или встроенным электрическим полем и частично спрямляют энергетические зоны, изменяя диэлектрическую функцию кристалла, а следовательно, и коэффициент отражения. На частоте периодического лазерного возмущения синхронно детектируется спектр отраженного от образца зондирующего излучения [27, 28]. Метод ФО зарекомендовал себя как мощный инструмент исследования особенностей зонной структуры объемных полупроводников, полупроводниковых пленок $\mathrm{A}^3\mathrm{B}^5$ и твердых растворов на их основе [28], квантово-размерных структур [27, 29] и т.д. Метод ФО также применялся и для характеризации гетероструктур с МБС. В частности, М. Геддо и др. при помощи метода ФО измерили остаточную деформацию в эпитаксиальных метаморфных слоях $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ постоянного состава [30], в то время как Д. Фирсов и др. при исследовании методом ФО гетероструктур среднего ИК-диапазона с квантовыми ямами InSb/InAs/In(Ga,Al)As/GaAs,

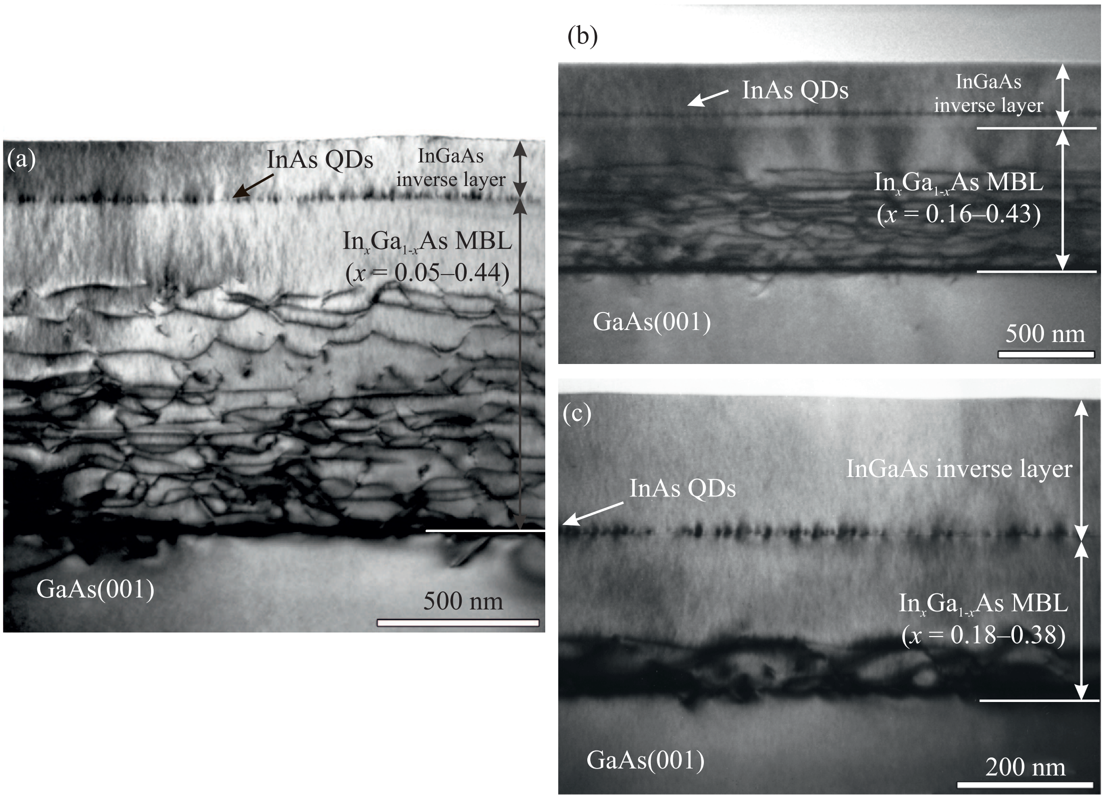

Рис. 2. Светлопольные ПЭМ-изображения поперечного сечения: (a) – для гетероэпитаксиальной структуры A3; (b) – для гетероэпитаксиальной структуры B2; (c) – для гетероэпитаксиальной структуры C. Изображения получены в условиях двухлучевого приближения при действующем отражении $\mathbf{g} = 2\bar{2}0$

выращенными на МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Al}_{1-x}\mathrm{As}$ с корневым профилем изменения состава, основное внимание уделили идентификации оптических переходов в активной области [31]. П. Выборски и др. применили простой трехточечный метод для анализа измеренных при $T = 300\,\mathrm{K}$ спектров ФО, чтобы выполнить оценку ширины запрещенной зоны твердого раствора $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ в верхней части МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As/GaAs(001)}$ с линейным профилем изменения состава [32]. Ху и др. проанализировали спектры ФО для гетероструктур со сверхрешетками AlAs/GaAs с переменным периодом [33].

Измеренные при $T = 300\,\mathrm{K}$ спектры ФО для структур типа A, т.е. структур с линейным профилем изменения состава $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ и толщиной градиентного слоя $d_{\mathrm{MBL}} \sim 1.0{-}1.1$ мкм, представлены на рис. 3a–d. Спектры ФО похожи на спектры, измеренные ранее П. Выборски и др. [32] с тем отличием, что для исследуемых структур мы наблюдаем большее число ярко выраженных спектральных особенностей. Для всех структур типа A в высокоэнергетической области спектров ФО наблюдаются отчетливые осцилляции, по виду похожие на осцилляции Франка–Келдыша (ОФК). Наличие этих осцилляций в спектре ФО структуры A4 (рис. 3d), выращенной без инверсного слоя, прямо указывает на то, что они связаны со слоем с градиентом состава. Однако в последнем случае они имеют меньшую интенсивность и более высокую скорость затухания. Появление этих ОФК-подобных осцилляций, по-видимому, вызвано наличием в структуре встроенного квазиэлектрического поля, индуцированного изменением ширины запрещенной зоны в слое с градиентом состава [33].

При анализе спектров ФО структур с МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ можно предположить, что низкоэнергетическая особенность соответствует краю поглощения в верхней части МБС, т.е. области, где содержание In максимально [32]. Также по спектрам ФО можно определить энергии межзонных переходов, используя известный в литературе метод анализа на основе преобразования Крамерса–Кронига [34]. Однако определенное таким образом по энергии перехода содержание In в верхней части МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ оказывается меньше технологически заданного значения $x_{\max}$ для всех исследованных структур типа A. Мы полагаем, что это несоответствие связано с тем, что энергетическое положение данной спектральной особенности определяется усредненным со-

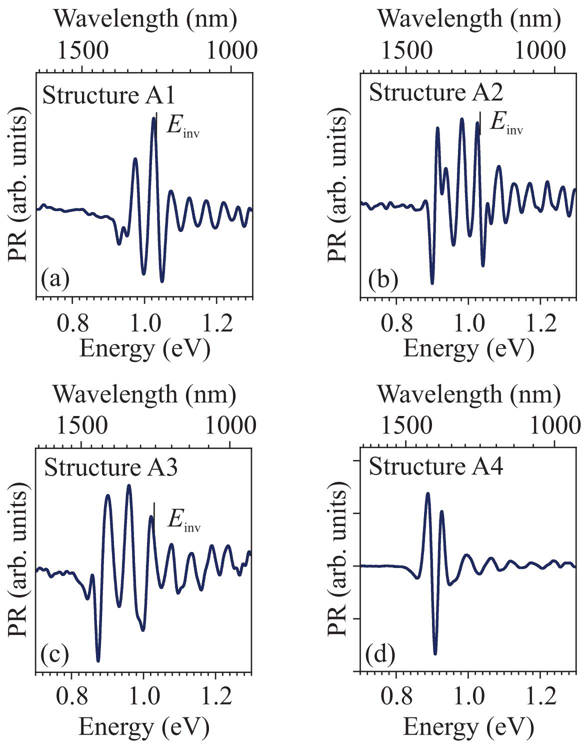

Рис. 3. (Цветной онлайн) Спектры ФО исследуемых гетероструктур A1-A4

держанием In в верхней части градиентного слоя, что вызвано конечной глубиной проникновения модулирующего лазерного излучения при измерении спектров. Прочие сигналы, наблюдаемые при более высоких энергиях в спектрах ФО, очевидно, происходят от градиентного и инверсного слоев. Кроме того, расщепление спектральных линий, наблюдаемое в спектрах ФО (например, для структуры A2, см. рис. 3b) и, вероятно, вызванное существованием остаточных упругих напряжений в МБС [30], дополнительно усложняет интерпретацию.

Спектры ФО для структур B1 и C, характеризуемых меньшей толщиной градиентного слоя $In_xGa_{1-x}As$ (~ 600 и ~ 220 нм), приведены на рис. 4a и b соответственно. Для гетероструктуры B1 в высокоэнергетической области спектра ФО также наблюдаются интенсивные осцилляции (рис. 4a), при этом они затухают быстрее, чем в структурах типа A. В то же время в спектре ФО структуры C со сверхтонким градиентным слоем $In_xGa_{1-x}As$ (~ 220 нм) эти осцилляции едва заметны (рис. 4b). Из рисунка 4b также следует, что спектр ФО структуры C характеризуется наиболее простой формой среди всех исследованных структур, так как в нем наблюдается единственная ярко выраженная S-образная особенность в области энергий вблизи 1 эВ. Наблюдаемый сигнал можно связать с верхним инверсным слоем $In_xGa_{1-x}As$, поскольку значение энергии перехода (показано линиями E_{inv} на рис. 3a–c), определенное с использованием метода анализа на основе преобразования Крамерса–Кронига [34], соответствует ширине запрещенной зоны $In_xGa_{1-x}As$ с мольной долей $x \approx 0.27$ [35], т.е. заданному значению содержания индия x_{inv} в инверсном слое (см. табл. 1). Это позволяет предположить, что и в спектрах ФО структур типа A и B положение наиболее высокоэнергетического сигнала также может отвечать переходу в инверсном слое $In_xGa_{1-x}As$. Действительно, мольная доля In в инверсном слое x_{inv} (PR), определенная с учетом этого предположения из спектров ФО для структур A1–A3, хорошо согласуется с технологически заданными значениями x_{inv} (см. табл. 1). Однако стоит отметить, что для всех гетероструктур типа A наблюдается крайне небольшой разброс в оценке содержания In в инверсном слое. Для структуры B1, в которой толщина как градиентного, так и инверсного слоев составляет ~ 600 нм, т.е. толщина градиентного слоя является промежуточной между структурами A и C, в спектре ФО мы видим две ярко выраженные S-образные особенности. Энергия перехода, определенная на основе анализа верхней по энергии особенности, соответствует мольной доле индия $x = 0.31$, т.е. снова хорошо согласуется с технологически заданным значением (см. табл. 1). Таким образом, на основе анализа спектров ФО всех исследованных метаморфных гетероструктур, можно заключить, что наиболее высокоэнергетическая особенность в спектрах ФО связана с переходами в верхнем инверсном слое.

Дополнительно, в верхней части рис. 4a и b приведены спектры отражения гетероструктур B1 и C. Характерная двугорбая особенность в спектре отражения (красная сплошная кривая на рис. 4b) достаточно хорошо воспроизводится при моделировании спектра отражения (красная пунктирная кривая на рис. 4b) путем решения уравнений Максвелла с применением рекуррентного соотношения Парратта [36] при условии, что толщины и составы слоев гетероструктуры взяты близкими к технологически заданным значениям. При моделировании спектра отражения мы не учитывали мнимую часть комплексного показателя преломления, поскольку значения коэффициента экстинкции для системы $In_xGa_{1-x}As$ хорошо известны только для состава $In_{0.53}Ga_{0.47}As$, согласованного по периоду решетки с подложкой InP [35]. Однако даже с учетом данного упрощения можно показать, что на изменение формы спектра отражения и взаимное смещение положения пиков, обо-

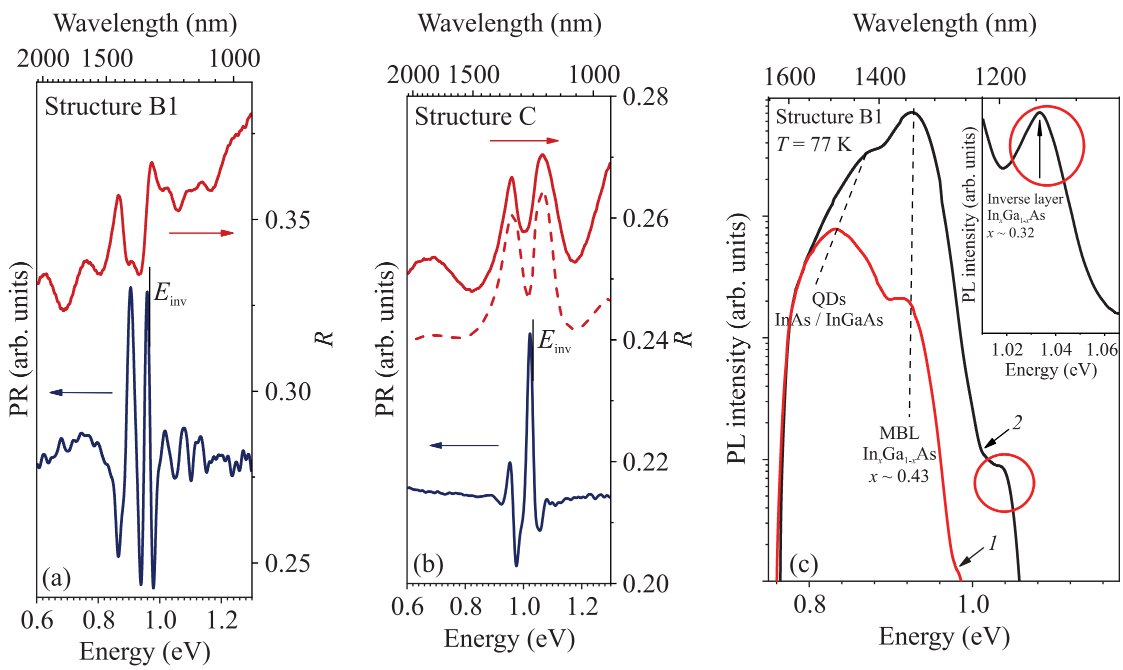

Рис. 4. (Цветной онлайн) (a) – Измеренный спектр отражения (вверху, красная кривая) и ФО (внизу, синяя кривая) структуры B1. (b) – Измеренный спектр отражения (вверху, сплошная красная кривая), моделируемый спектр отражения (вверху, пунктирная красная кривая) и спектр ФО (внизу, синяя кривая) структуры C. (c) – спектры ФЛ структуры B1: *1* – красная кривая – спектр ФЛ при возбуждении лазером с $\lambda_{\rm exc} = 660$ нм и мощностью $P = 10$ мкВт; *2* – черная кривая – спектр ФЛ при возбуждении лазером с $\lambda_{\rm exc} = 404$ нм и мощностью $P = 100$ мкВт. На вставке показано увеличенное изображение высокоэнергетической части спектра при большем времени накопления сигнала

значенных как *1* и *2* на рис. 4b, влияет как изменение толщин градиентного и инверсного слоев, так и изменение значений $x_{\min}$ и $x_{\max}$ в МБС. Соответственно, задача восстановления параметров метаморфной структуры посредством моделирования спектра отражения не имеет однозначного решения.

Спектры ФЛ для структуры B1, измеренные при $T = 77$ К при двух различных мощностях возбуждения, показаны на рис. 4c. Красной кривой (кривая *1* рис. 4c) изображен спектр ФЛ, измеренный при мощности возбуждения $P = 10$ мкВт лазером с длиной волны $\lambda_{\rm exc} = 660$ нм. Спектр содержит два выраженных пика. Широкий пик с максимумом вблизи 0.83 эВ (1490 нм) связан с излучением из ансамбля КТ InAs/InGaAs и перекрывает целевой диапазон длин волн 1.55 мкм. Плечо на коротковолновой стороне этого пика соответствует значению энергии межзонного перехода в $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ с $x \sim 0.43$, т. е. его можно связать с излучением из верхней части градиентного слоя. Несмотря на преимущественное поглощение возбуждающего излучения в инверсном слое, в спектре ФЛ не наблюдается пика, который мог бы соответствовать межзонной рекомбинации, что свидетельствует о хорошем транспорте носителей заряда в КТ и верхнюю часть МБС, где происходит захват носителей за счет меньшей ширины запрещенной зоны. При более высокой мощности возбуждения $P = 100$ мкВт (черная кривая *2* на рис. 4c) пик ФЛ от МБС доминирует в спектре из-за насыщения локализованных состояний в КТ носителями заряда. Кроме того, поскольку коротковолновое лазерное излучение поглощается в основном в приповерхностной области образца, на высокоэнергетической стороне спектра ФЛ проявляется слабый пик, который можно связать с излучением из инверсного слоя. Содержание In в этом слое, определенное по положению максимума ФЛ, соответствует $x \approx 0.32$, что согласуется со значением $x_{\rm inv}$ (PR) ~ 0.31, полученным из анализа спектра ФО. Следует отметить, что данный пик не наблюдается в спектрах ФЛ структур с тонким обратным слоем.

4. Заключение. В работе методами структурной и оптической характеризации исследованы метаморфные гетероструктуры с КТ InAs/InGaAs и МБС $\mathrm{In}_x\mathrm{Ga}_{1-x}\mathrm{As}$ различной конструкции, выращенные методом МПЭ. Приведены данные исследований методом ПЭМ в геометрии поперечного сечения для структур с МБС различной толщины и различным профилем изменения состава. Показано, что многоэтажный характер сетки ДН отчетливо проявляется в структурах с большой толщиной градиентного слоя

(600–1000 нм), при этом можно оценить плотность ПД в них на уровне $\rho_{\rm TD} \sim 10^6$ см$^{-2}$. Для гетероструктуры со сверхтонким МБС $\rm In_xGa_{1-x}As/GaAs$, в котором толщина градиентного слоя при значении $x_{\max} = 0.38$ составляет ~ 220 нм, оценка $\rho_{\rm TD}$ составляет $> 10^7$ см$^{-2}$, что связано с большей средней скоростью изменения состава по In (~ 100 % In/мкм). Для оценки степени релаксации в структуре со сверхтонкими МБС требуется проведение дополнительных исследований методами картирования обратного пространства (Reciprocal Space Mapping – RSM).

Установлена взаимосвязь между наблюдаемыми особенностями в спектрах ФО и ФЛ с параметрами метаморфных гетероструктур. Показано, что в спектрах ФО наблюдается несколько ярко выраженных спектральных особенностей, сопровождаемых ОФК-подобными осцилляциями на коротковолновой стороне. На основе сравнения определенных значений энергий перехода и технологически заданных составов структур сделан вывод, что наиболее высокоэнергетическая особенность в спектре ФО может быть связана с переходами в инверсном слое $\rm In_xGa_{1-x}As$, расположенном вблизи поверхности структуры. При этом во всех исследованных гетероструктурах минимальная толщина инверсного слоя составляла ~ 200 нм. Напротив, энергетическое положение низкоэнергетического сигнала определяется усредненным содержанием In в верхней части слоя переменного состава. Наблюдаемое в спектрах низкотемпературной ФЛ плечо в коротковолновой области широкого пика, связанного с излучением из КТ InAs/InGaAs, позволяет соотнести его с переходами из верхней части МБС. Дополнительно установлено, что для структур с толстым инверсным слоем $\rm In_xGa_{1-x}As$ при высокой мощности возбуждения в спектрах ФЛ может проявляться слабый пик, связанный с инверсным слоем.

Исследования методом ПЭМ выполнены с использованием оборудования федерального ЦКП "Материаловедение и диагностика в передовых технологиях".

Финансирование работы. Данная работа финансировалась за счет средств бюджета федерального государственного бюджетного учреждения науки Физико-технического института имени А. Ф. Иоффе Российской академии наук в рамках Государственного задания # FFUG-2024-0043. Никаких дополнительных грантов на проведение или руководство данным конкретным исследованием получено не было.

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

1. J. E. Ayers, T. Kujofsa, P. Rago, and J. E. Raphael, *Mismatched Heteroepitaxial Growth and Strain Relaxation: II. Graded Layers and Multilayered Structures*, in *Heteroepitaxy of semiconductors: theory, growth, and characterization*, 2nd ed. (CRC Press, Taylor & Francis, Boca Raton, USA, FL, 2017), p. 289; ISBN 978-1-4822-5435-8.
2. K. E. Lee and E. A. Fitzgerald, "High-quality metamorphic compositionally graded InGaAs buffers", J. Cryst. Growth **312**, 250 (2010); https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2009.10.041.
3. D. Wu, H. Wang, B. Wu, H. Ni, S. Huang, Y. Xiong, P. Wang, Q, Han, Z. Niu, I. Tangring, and S. M. Wang, "Low threshold current density 1.3 μm metamorphic InGaAs/GaAs quantum well laser diodes", Electron. Lett. **44**, 474 (2018); https://doi.org/10.1049/el:20080106.
4. I. Tångring, H. Q. Ni, B. P. Wu, D. H. Wu, Y. H. Xiong, S. S. Huang, Z. C. Niu, S. M. Wang, Z. H. Lai, and A. Larsson, "1.58 μm InGaAs quantum well laser on GaAs", Appl. Phys. Lett. **91**, 221101 (2007); https://doi.org/10.1063/1.2803756.
5. M. Y. Chernov, V. A. Solov'ev, O. S. Komkov, D. D. Firsov, A. D. Andreev, A. A. Sitnikova, and S. V. Ivanov, "Effect of design and stress relaxation on structural, electronic, and luminescence properties of metamorphic InAs (Sb)/In (Ga, Al) As/GaAs mid-IR emitters with a superlattice waveguide", J. Appl. Phys. **127**, 125706 (2020); https://doi.org/10.1063/1.5144210.
6. S. Bollaert, Y. Cordier, V. Hoel, M. Zaknoune, H. Happy, S. Lepilliet, and A. Cappy, "Metamorphic In/sub 0.4/Al/sub 0.6/As/In/sub 0.4/Ga/sub 0.6/As HEMTs on GaAs substrate", IEEE Electron Device Lett. **20**, 123 (1999); https://doi.org/10.1109/55.748908.
7. G. I. Ng, K. Radhakrishnan, and H. Wang, "Are we there yet? – a metamorphic HEMT and HBT perspective European Gallium Arsenide and Other Semiconductor Application Symposium, GAAS IEEE 13-19. https://ieeexplore.ieee.org/document/1637141.
8. E. V. Nikitina, A. A. Lazarenko, E. V. Pirogov, M. S. Sobolev, and T. N. Berezovskaya, "The influence of metamorphic-buffer layer design on the retention of characteristics of InGaAs/GaAs metamorphic HEMT", Tech. Phys. Lett. **43**, 863 (2017); https://doi.org/10.1134/S1063785017090243.
9. J. Ajayan, D. Nirmal, P. Mohankumar, D. Kuriyan, A.Ȧ. Fletcher, L. Arivazhagan, and B. S. Kumar, "GaAs metamorphic high electron mobility transistors for future deep space-biomedical-millitary and communication system applications: A review",

Microelectronics J. **92**, 104604 (2019); https://doi.org/10.1016/j.mejo.2019.104604.

10. M. Stan, D. Aiken, B. Cho, A. Cornfeld, V. Ley, P. Patel, P. Sharps, and T. Varghese, "High-efficiency quadruple junction solar cells using OMVPE with inverted metamorphic device structures", J. Cryst. Growth **312**, 1370 (2010); https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2009.10.059.
11. A. A. Toropov, E. A. Evropeytsev, S. V. Sorokin, G. V. Klimko, S. V. Gronin, I. V. Sedova, V. S. Kalinovskii, E. V. Kontrosh, A. A. Usikova, N. D. Il'inskaya, and S. V. Ivanov, "Four-junction heterovalent solar cells based on II-VI/III-V/Ge coherent and metamorphic heterostructures", Phys. Status Solidi (b) **253**, 1503 (2016); https://doi.org/10.1002/pssb.201600064.
12. Z. Bin, H. Qin, Y. Xiao-Hong, N. Hai-Qiao, H. Ji-Fang, N. Zhi-Chuan, W. Xin, W. Xiu-Ping, and W. Jie, "Metamorphic InGaAs p-i-n Photodetectors with 1.75 μm Cut-Off Wavelength Grown on GaAs", Chin. Phys. Lett. **27**, 038504 (2010); https://doi.org/10.1088/0256-307X/27/3/038504.
13. Y. Gu, W. Huang, Y. Liu, Y. Ma, J. Zhang, Q. Gong, Y. Zhang, X. Shao, X. Li, and H. Gong, "Effects of buffer doping on the strain relaxation of metamorphic InGaAs photodetector structures", Mater. Sci. Semicond. Process **120**, 105281 (2020); https://doi.org/10.1016/j.mssp.2020.105281.
14. R. Sittig, C. Nawrath, S. Kolatschek, S. Bauer, R. Schaber, J. Huang, P. Vijayan, P. Pruy, S. L. Portalupi, M. Jetter, and P. Michler, "Thin-film InGaAs metamorphic buffer for telecom C-band InAs quantum dots and optical resonators on GaAs platform", Nanophotonics **11**, 1109 (2022); https://doi.org/10.1515/nanoph-2021-0552.
15. C. Nawrath, R. Joos, S. Kolatschek, S. Bauer, P. Pruy, F. Hornung, J. Fischer, J. Huang, P. Vijayan, R. Sittig, M. Jetter, S. L. Portalupi, and P. Michler, "Bright source of Purcell-enhanced, triggered, single photons in the telecom C-band", Adv. Quantum Technologies **6**, 2300111 (2023); https://doi.org/10.1002/qute.202300111.
16. P. A. Wronski, P. Wyborski, A. Musial, P. Podemski, G. Sęk, S. Höfling, and F. Jabeen, "Metamorphic buffer layer platform for 1550 nm single-photon sources grown by MBE on (100) GaAs substrate", Mater. **14**, 5221 (2021); https://doi.org/10.3390/ma14185221.
17. P. Wyborski, M. Gawelczyk, P. Podemski, P. A. Wronski, M. Pawlyta, S. Gorantla, F. Jabeen, S. Hofling, and G. Sek, "Impact of MBE-grown (In, Ga)As/GaAs metamorphic buffers on excitonic and optical properties of single quantum dots with single-photon emission tuned to the telecom range", Phys. Rev. Appl. **20**, 044009 (2023); https://doi.org/10.1103/PhysRevApplied.20.044009.
18. B. Scaparra, E. Sirotti, A. Ajay, B. Jonas, B. Costa, H. Riedl, P. Avdienko, I. D. Sharp, G. Koblmuller, Z. Zallo, J. J. Finley, and K. Müller, "Broad Range Tuning of InAs Quantum Dot Emission for Nanophotonic Devices in the Telecommunication Bands", ACS Appl. Nano Mater. **7**, 23, 26854 (2024); https://doi.org/10.1021/acsanm.4c04810.
19. S. V. Sorokin, G. V. Klimko, I. V. Sedova, A. I. Galimov, Y. M. Serov, D. A. Kirilenko, N. D. Prasolov, and A. A. Toropov, "Molecular-Beam Epitaxy of Metamorphic InAs/InGaAs Quantum-Dot Heterostructures Emitting in the Telecom Wavelength Range", JETP Lett. **120**, 668 (2024); https://doi.org/10.1134/S0021364024603294 .
20. M. Paul, F. Olbrich, J. Höschele, S. Schreier, J. Kettler, S. L. Portalupi, M. Jetter, and P. Michler, "Single-photon emission at 1.55 μm from MOVPE-grown InAs quantum dots on InGaAs/GaAs metamorphic buffers", Appl. Phys. Lett. **111**, 033102 (2017); https://doi.org/10.1063/1.4993935.
21. S. V. Sorokin, G. V. Klimko, I. V. Sedova, O. E. Lakuntsova, A. I. Galimov, Y. M. Serov, A. I. Veretennikov, L. A. Snigirev, and A. A. Toropov, "Metamorphic InAs/InGaAs Quantum Dot Heterostructures for Single-Photon Generation in the C-Band Spectral Range", JETP Lett. **121**, 35 (2025); https://doi.org/10.1134/S0021364024604743.
22. A. I. Veretennikov, M. V. Rakhlin, Y. M. Serov, A. I. Galimov, G. P. Veyshtort, S. V. Sorokin, G. V. Klimko, I. V. Sedova, N. A. Maleev, M. A. Bobrov, A. P. Vasiliev, A. G. Kuzmenkov, M. M. Kulagina, Y. M. Zadiranov, S. I. Troshkov, Y. A. Salii, D. S. Berezina, E. V. Nikitina, and A. A. Toropov, "Single-photon Emission in the Telecom C-Band in a Micropillar Cavity with an InAs/InGaAs Quantum Dot", JETP Lett. **121**, 170 (2025); https://doi.org/10.1134/S0021364024605116.
23. R. Sittig, *Thin-film InGaAs metamorphic buffer for telecom C-band quantum dots and optical resonators*, Ph.D. Thesis, Universitat Stuttgart, Stuttgart (2023); https://dx.doi.org/10.18419/opus-13273.
24. Y. Song, S. Wang, I. Tångring, Z. Lai, and M. Sadeghi, "Effects of doping and grading slope on surface and structure of metamorphic InGaAs buffers on GaAs substrates", J. Appl. Phys. **106**, 123531 (2009); https://doi.org/10.1063/1.3273492.
25. 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, "Peculiarities of strain relaxation in linearly graded InxGa1-xAs/GaAs (001) metamorphic buffer layers grown by molecular beam epitaxy", J. Cryst. Growth **455**, 83 (2016); https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2016.09.071.

26. J. Tersoff, "Dislocations and strain relief in compositionally graded layers", Appl. Phys. Lett. **62**, 693 (1993); http://dx.doi.org/10.1063/1.108842.
27. J. Misiewicz, P. Sitarek, G. Sek, and R. Kudrawiec, "Semiconductor heterostructures and device structures investigated by photoreflectance spectroscopy", Mater. Sci. **21**(3), 263 (2003).
28. O. S. Komkov, Infrared photoreflectance of III-V semiconductor materials (Review)", Phys. Solid State **63**, 1181 (2021); https://doi.org/10.1134/S1063783421080126.
29. S. A. Khakhulin, M. V. Zakharchenko, A. S. Dashkov, G. F. Glinskii, O. S. Komkov, E. V. Pirogov, M. S. Sobolev, L. I. Goray, and A. D. Bouravleuv, "Detailed varied-parameter characterization of the GaAs/$Al_xGa_{1-x}As$ super-multiperiod superlattices by photoreflectance spectroscopy", Phys. Scr. **100**, 015979 (2024); https://doi.org/10.1088/1402-4896/ad9b29.
30. M. Geddo, G. Guizzetti, M. Patrini, T. Ciabattoni, L. Seravalli, P. Frigeri, and S. Franchi, "Metamorphic buffers and optical measurement of residual strain", Appl. Phys. Lett. **87**, 263120 (2005); https://doi.org/10.1063/1.2159106.
31. D. D. Firsov, A. I. Luferau, D. V. Kolyada, M. Y. Chernov, V. A. Solov'ev, A. D. Andreev, and O. S. Komkov, "Fourier-transform infrared photoreflectance spectroscopy of the InSb/InAs/In(Ga, Al) As/GaAs metamorphic heterostructures with a superlattice waveguide", J. Opt. Soc. Am. B **40**, 381 (2023); https://doi.org/10.1364/JOSAB.480669.
32. P. Wyborski, P. Podemski, P. A. Wronski, F. Jabeen, S. Hofling, and G. Sek, "Electronic and optical properties of InAs QDs grown by MBE on InGaAs metamorphic buffer", Mater. **15**, 1071 (2022); https://doi.org/10.3390/ma15031071.
33. H. Xu, X. Zhou, G. Xu, Q. Du, E. Wang, D. Wang, L. Zhang, and C. Chen, "Photoreflectance study of AlAs/GaAs gradient period superlattice", Appl. Phys. Lett. **61**, 2193 (1992); https://doi.org/10.1063/1.108292.
34. T. J. C. Hosea, "Estimating Critical-Point Parameters of Modulated Reflectance Spectra", Phys. Status Solidi B **189**, 531 (1995); https://doi.org/10.1002/pssb.2221890221.
35. S. Adachi, "Optical dispersion relations for GaP, GaAs, GaSb, InP, InAs, InSb, $Al_xGa_{1-x}As$, and $In_{1-x}Ga_xAs_yP_{1-y}$", J. Appl. Phys. **66**, 6030 (1989); https://doi.org/10.1063/1.343580.
36. J. E. Davis, "Multilayer reflectivity" (2013); http://space.mit.edu/ davis/memos/multilayer.pdf.