

Исследование активных областей на основе многопериодных сверхрешеток GaAsN/InAs

© А.В. Бабичев¹, Е.В. Пирогов², М.С. Соболев², Д.В. Денисов², Н.А. Фоминых^{2,3}, А.И. Баранов², А.С. Гудовских², И.А. Мельниченко^{2,3}, П.А. Юнин⁴, В.Н. Неведомский⁵, М.В. Токарев⁵, Б.Я. Бер⁵, А.Г. Гладышев¹, Л.Я. Карачинский¹, И.И. Новиков¹, А.Ю. Егоров^{2,¶}

¹ Национальный исследовательский университет ИТМО,
197101 Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет им. Ж.И. Алфёрова
Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

³ Национальный исследовательский университет „Высшая школа экономики“,
190121 Санкт-Петербург, Россия

⁴ Институт физики микроструктур Российской академии наук,
03950 Нижний Новгород, Россия

⁵ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

¶ E-mail: egorov@spbau.ru

Поступила в Редакцию 23 августа 2022 г.

В окончательной редакции 26 сентября 2022 г.

Принята к публикации 26 сентября 2022 г.

Представлены результаты исследования азотсодержащих активных областей на основе сверхрешеток, выращенных на подложках GaAs. Активные области на основе чередующихся слоев InAs и GaAsN сформированы методом молекулярно-пучковой эпитаксии с плазменным источником азота. На основе анализа рентгенодифракционных кривых качания проведены оценки толщин и среднего состава слоев сверхрешеток. Исследование темнопольных изображений, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, показало наличие интердиффузии слоев InAs в слои GaAsN. Представлены результаты исследования спектров фотолюминесценции, а также электролюминесценции при различных уровнях накачки. Продемонстрирована эффективная электролюминесценция вблизи 1150 нм с характерной полной шириной линии, измеренной на полувысоте ~ 90 мэВ.

Ключевые слова: сверхрешетки, молекулярно-пучковая эпитаксия, арсенид галлия, разбавленный нитрид, GaAsN, InAs.

DOI: 10.21883/FTP.2022.10.53963.9951

1. Введение

Ввиду малой величины хроматической дисперсии на длине волны излучения 1300 нм в кремниевых волокнах, применение вертикально-излучающих лазеров (ВИЛ) данного спектрального диапазона является наиболее предпочтительным с точки зрения увеличения объема и дальности передачи данных (пропускной способности) в сравнении с линиями связи на основе ВИЛ спектрального диапазона 850–1060 нм.

К настоящему моменту для реализации высокоскоростных ВИЛ спектрального диапазона 1300 нм применяются два основных подхода. Первый подход состоит в использовании активных областей InAlGaAs-InP с формированием захороненного туннельного перехода (ЗТП) для токового и оптического ограничений наряду с использованием высококонтрастных диэлектрических распределенных брэгговских отражателей (РБО) на основе CaF_2/Si [1–3]. Второй подход заключается в использовании технологии двойного спекания пластин [4–8]. В данном случае гетероструктура активной области

In(Al)GaAs-InP с ЗТП спекается с гетероструктурами верхнего и нижнего РБО на подложках GaAs с последующим формированием меза-структур [9].

Создание монолитных (выращенных за один эпитаксиальный процесс) длинноволновых ВИЛ представляет наибольший интерес для практических применений, однако в силу физических и технологических ограничений — параметры данных приборов пока значительно уступают параметрам ВИЛ на основе рассмотренных выше подходов. Последние результаты по метаморфному росту ВИЛ на подложках InP, представленные в работе [10], показали выходную оптическую мощность ~ 1.5 мкВт, что не позволило исследовать модуляционные характеристики лазеров.

В свою очередь монолитные ВИЛ спектрального диапазона 1300 нм на основе азотсодержащих активных областей на подложках GaAs позволили реализовать более высокие выходные характеристики [11–14], а также были представлены результаты по исследованию надежности данного типа ВИЛ [15,16]. В то же время стоит отметить, что с момента первых результатов по азотсо-

держащим ВИЛ не продемонстрировано значительного прогресса. В 2008 году реализована частота малосигнальной модуляции по уровню спада 3 дБ $f_{3\text{дБ}} \sim 10$ ГГц (соответствует 10 Гб/с), выходная оптическая мощность P_{out} составила 4 мВт [11]. В 2020 году показано увеличение скорости передачи данных до 12 Гб/с [17], однако величина P_{out} составила 0.6 мВт [11].

Реализация ВИЛ спектрального диапазона 1550 нм на основе InGaAsN квантовой ямы (КЯ) приводит к необходимости увеличения состава по азоту до 4% и индия до 40%, что приводит к необходимости дальнейшего снижения ростовых температур до 390°C и отрицательно сказывается на выходных характеристиках приборов [18]. Эпитаксия при более высоких температурах возможна за счет перехода от системы материалов InGaAsN к InGaAsNSb соединениям, однако характеристики ВИЛ спектрального диапазона 1550 нм на основе InGaAsNSb квантовых ям (КЯ) остаются весьма низкими (частота $f_{3\text{дБ}} \sim 4$ ГГц $P_{\text{out}} \sim 0.3$ мВт [19]) в сравнении с ВИЛ спектрального диапазона 1300 нм на основе InGaAsNSb КЯ [17].

Основная причина отсутствия прогресса в создании азотсодержащих ВИЛ на подложках GaAs состоит в сложности ростовых условий, необходимых для получения азотсодержащих КЯ высокого структурного качества [20]. Повышение ростовых температур приводит к флуктуации состава КЯ вдоль гетероинтерфейса (эффект диффузии в плоскости слоев) [21]. Несмотря на то что высокотемпературный отжиг образцов позволяет уменьшить число центров безызлучательной рекомбинации, особенно для структур с концентрацией азота $> 1\%$ [22], отжиг приводит к нежелательному коротковолновому сдвигу длины волны излучения [23]. Данный сдвиг длины волны излучения и увеличение интенсивности фотолюминесценции (ФЛ) могут быть обусловлены образованием In-N кластеров при высокотемпературном отжиге [24]. Более того, эффекта выполаживания гетероинтерфейсов (повышения однородности состава вдоль слоя КЯ) не наблюдается [21]. Также после высокотемпературного отжига типичен эффект интердиффузии индия и галлия между слоями КЯ и барьеров [25] наряду с эффектом диффузии в плоскости слоев. Для исключения данного эффекта интердиффузии In-Ga в ряде случаев используются дополнительные слои Ga(N)As, расположенные между и барьерами [26].

В свою очередь использование активных областей на основе короткопериодных квантово-размерных сверхрешеток (СР), состоящих из чередующихся слоев InAs и GaAsN, позволяет минимизировать эффект диффузии азота из КЯ [22]. При этом наличие в сверхрешетке мини-зоны, которая находится как в области квантовых ям, так и в области барьеров, позволяет существенно увеличить интеграл перекрытия стоячей световой волны с областью, усиливающей свет, и тем самым обеспечить существенное увеличение коэффициента модального усиления [5,6,27] по сравнению с гетероструктурами

на основе КЯ. Как следствие, стоит ожидать, что создание ВИЛ на основе квантово-размерных СР, состоящих из чередующихся слоев InAs и GaAsN, позволит повысить не только выходную оптическую мощность, но также и быстродействие азотсодержащих ВИЛ за счет потенциально большего модального усиления.

В настоящей работе представлены результаты исследования азотсодержащих активных областей на основе квантово-размерных сверхрешеток, выращенных методом молекулярно-пучковой эпитаксии.

2. Экспериментальные образцы

В ходе эксперимента методом молекулярно-пучковой эпитаксии были сформированы активные области на основе квантово-размерных СР, состоящих из чередующихся слоев InAs и GaAsN. Исследованы четыре типа гетероструктур (далее структур 1–4), которые были выращены на подложках GaAs (100). Для всех структур температура во время эпитаксии слоев СР составляла 540°C (по данным термопары), а мощность плазмы радиочастотного источника азота фиксирована на уровне 400 Вт, что соответствовало потоку азота 0.25 стандартных кубических сантиметров. Структура 1 была предназначена для оптических измерений и включала буферный слой GaAs толщиной 200 нм, нелегированные слои СР и покрывающий слой нелегированного GaAs толщиной 50 нм. СР сформирована на основе 54 чередующихся слоев GaAsN(2.1%)/InAs толщиной 7 нм/0.303 нм (1 монослой, ML). Непосредственно после осаждения покрывающего слоя был проведен высокотемпературный отжиг образца в эпитаксиальной камере при температуре 700°C длительностью 3 мин при избыточном давлении мышьяка.

Структуры 2–4 были предназначены для исследования электролюминесценции (ЭЛ), в связи с чем эпитаксия проводилась на легированных подложках GaAs(100) с концентрацией легирующей примеси Si $(0.8\text{--}4.0) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Структуры 2–4 отличались конструкцией слоев активной области. Структура 2 включала легированный кремнием (концентрация примеси составила $3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$) нижний контактный слой GaAs толщиной 200 нм, нелегированные слои СР и покрывающий слой нелегированного GaAs толщиной 30 нм, а также верхний контактный слой GaAs с суммарной толщиной 200 нм и легированный бериллием по градиенту с концентрацией легирующей примеси в диапазоне $(1\text{--}50) \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Активная область сформирована на основе двух типов СР: 50 чередующихся слоев GaAsN(1.9%)/InAs толщиной 8 нм/0.303 нм и 50 чередующихся слоев GaAsN(1.5%)/InAs толщиной 10 нм/0.303 нм. Непосредственно после осаждения покрывающего слоя GaAs толщиной 30 нм был проведен высокотемпературный отжиг образца в эпитаксиальной камере при температуре 700°C длительностью 3 мин, после чего проведено осаждение контактного

Таблица 1. Описание слоев гетероструктуры 4. Слои, формирующие СР, выделены жирным шрифтом

Материал	Число повторений слоев	Толщина, Å
GaAs	1	2000
GaAs	1	300
InAs GaAsN(1.25%)	32	3.03 120
InAs GaAsN(1.5%)	38	3.03 100
InAs GaAsN(1.9%)	48	3.03 80
InAs GaAsN(2.1%)	54	3.03 70
GaAs	1	2000
Подложка GaAs	1	350 мкм

слоя GaAs. Конструкция структуры 3 идентична структуре 2 с учетом отличия по слоям активной области, включающей три типа СР: 54 чередующихся слоя GaAsN(2.1%)/InAs толщиной 7 нм/0.303 нм, 48 чередующихся слоев GaAsN(1.9%)/InAs толщиной 8 нм/0.303 нм и 38 чередующихся слоев GaAsN(1.5%)/InAs толщиной 10 нм/0.303 нм. Конструкция структуры 4 идентична структуре 2 с учетом отличия по слоям активной области, включающей четыре типа СР. Детальное описание структуры 4 приведено в табл. 1.

Для оценки структурного качества гетероструктур использовались методы рентгенодифракционного анализа и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Измерения рентгенодифракционных кривых качания были проведены вблизи симметричного рефлекса (004) GaAs на дифрактометре в параллельной геометрии пучка рентгеновского излучения. Источником рентгеновского излучения мощностью 6 кВт является трубка с вращающимся медным анодом ($\lambda = 0.15406$ нм). Анализ рентгенодифракционных кривых проведен с использованием программного пакета DiffraC.Leptos (Bruker).

ПЭМ-исследования проводились для структуры 4 на просвечивающем электронном микроскопе JEM2100F (Jeol), расположенном в федеральном ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ ФТИ им. А.Ф. Иоффе. Использовалась общепринятая методика подготовки образцов для исследований в геометрии поперечного сечения: утончение с помощью прецизионной шлифовки и распыление ионами аргона на конечном этапе до перфорации.

Количественный анализ определения глубинного профиля содержания матричных элементов азота и индия, а также примесей бериллия и кремния проводился для структуры 4 с использованием микронзондового

вторично-ионного масс-спектрометра (ВИМС) с масс-анализатором магнитно-секторного типа с двойной фокусировкой IMS 7f (Самеса).

Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) при температуре 300 К проводились с использованием Nd:YLF-лазера, работающего в непрерывном режиме для возбуждения ФЛ. Длина волны лазера составила 527 нм, мощность варьировалась в диапазоне (0.3–3.7) мВт, что соответствует плотности мощности накачки 40–490 кВт/см². Сигнал ФЛ направлялся на входные щели монохроматора MS5204i (Sol Instruments). Детектирование спектров ФЛ выполнялось с помощью охлаждаемого InGaAs-детектора (Andor).

Для измерения электролюминесценции (ЭЛ) образцов были сформированы мезы диаметром 250 мкм методом жидкостного травления через маску на основе слоев верхней металлизации (Au-Zn) с последующим нанесением нижней металлизации на подложку (Au-Ge). Токковая накачка осуществлялась с использованием источника питания 2401 (Keithley) в диапазоне токов 10–100 мА. Сбор излучения ЭЛ осуществлялся с боковой стенки мезы при помощи объектива 20× M Plan Apo NIR (Mitutoyo). Для детектирования спектров ЭЛ при комнатной температуре были использованы монохроматор FHR1000 (Horiba) и InGaAs ПЗС-матрица Symphony (Horiba).

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены экспериментальные рентгенодифракционные кривые качания наряду с модельными данными для структуры 1, включающей один тип СР, и структуры 4, включающей четыре типа СР. Для структуры 1 на кривой качания наблюдается пик от подложки (максимальная интенсивность), а также набор пиков-сателлитов, характерных для периодической структуры СР.

Полная ширина, измеренная на полувысоте (FWHM) пиков-сателлитов, составила 87–96". Согласно проведенному численному моделированию, средний период СР составил 7.34 нм. В силу того что индий и азот вносят механические деформации разного знака, определить их индивидуальные составы является весьма сложной задачей [28]. В связи с этим более достоверным видится определение „среднего“ состава слоев твердых растворов по СР, который по результатам моделирования составил $\text{In}_{0.073}\text{Ga}_{0.927}\text{As}_{0.981}\text{N}_{0.019}$.

Для структуры 4, включающей четыре типа СР на кривой качания, наблюдается пик от подложки, а также набор пиков-сателлитов, характерных для различных типов СР. Величина FWHM пиков-сателлитов составила 96–106". Согласно проведенному численному моделированию, средний период четырех типов СР составил 7.38, 7.90, 9.92 и 11.78 нм соответственно. „Средний“ состав слоев твердых растворов в четырех типах СР, соста-

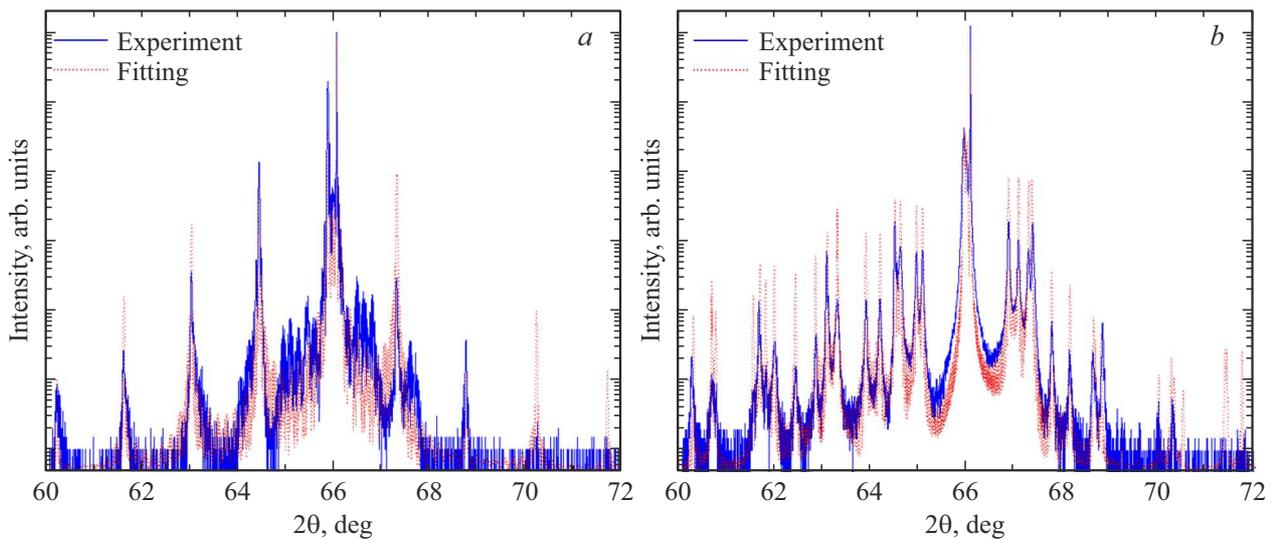


Рис. 1. Рентгенодифракционные кривые исследованных гетероструктур. *a* и *b* — экспериментальная (сплошная линия) и модельная (пунктирная линия) кривые для структуры 1 и структуры 4 соответственно.

вил $\text{In}_{0.057}\text{Ga}_{0.943}\text{As}_{0.985}\text{N}_{0.015}$, $\text{In}_{0.053}\text{Ga}_{0.946}\text{As}_{0.986}\text{N}_{0.014}$, $\text{In}_{0.042}\text{Ga}_{0.958}\text{As}_{0.988}\text{N}_{0.012}$, $\text{In}_{0.036}\text{Ga}_{0.964}\text{As}_{0.991}\text{N}_{0.009}$.

Результаты исследований структуры 4 методом просвечивающей электронной микроскопии приведены на рис. 2. На изображениях хорошо видна планарность гетерограниц слоев GaAsN/InAs как внутри каждого типа CP (рис. 2, *c*), так и с подложкой (рис. 2, *a*), а также с прикрывающими (рис. 2, *b*) слоями. Однако можно заметить, что в некоторых местах слои GaAsN, соответствующие более темному контрасту на изображениях, имеют незначительные утолщения. Можно предположить, что данные утолщения возникли вследствие неоднородности диффузии индия в окружающий GaAsN во время высокотемпературного отжига на финальном этапе изготовления структуры. Ранее показано, что длина диффузии индия для случая эпитаксии методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) составляет в InGaAs/InAlAs 1.2 нм [29], в InGaAs/GaAs-структурах 2.9 нм [30]. Таким образом, после высокотемпературного отжига наблюдается эффект диффузии индия [31] в барьерные слои, приводящий к размытию InAs, т. е. к увеличению толщины InAs с одновременным уменьшением содержания индия. Во всех областях, доступных для просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) исследования, не было обнаружено протяженных дефектов, что подтверждает тот факт, что их концентрация меньше предела обнаружения, т. е. $< 1 \cdot 10^6$ шт./см².

Измерение толщины слоев производилось по ПЭМ-изображениям, полученным вблизи оси зоны [1–10]. Основная сложность при измерении толщин тонких слоев с плавными границами заключалась в определении положения данных границ. Поэтому статистическая погрешность таких измерений оказывается больше инструментальной погрешности микроскопа (5%) и цены деления „линейки“. Для измерения толщины слоев GaAsN

и InAs строился профиль интенсивности изображения вдоль направления роста (перпендикулярный слоям) с шириной усреднения 10 нм. Границы слоев определялись по середине перехода интенсивности от одного слоя к соседнему. Измерялась толщина всех слоев на одном изображении, затем усреднялась и определялось среднее значение. Результаты измерений толщины слоев приведены в табл. 2.

Толщина периода CP вычислялась по измерению толщины максимального числа периодов на одном снимке (10–13) с последующим делением на их число. Таким образом, ошибка определения границ слоев уменьшается на порядок и основной погрешностью являлась инструментальная погрешность микроскопа.

Оценка состава слоев InGaAs была проведена по темнопольным ПЭМ-изображениям (рис. 2, *d*), полученным в двулучевых условиях с действующим вектором дифракции $g = (002)$. В этих условиях интенсивность изображения пропорциональна квадрату разности атомных факторов рассеяния элементов в III и V подрешетках и, таким образом, отражает изменения химического состава. Известно, что контраст от слоя $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ при увеличении „ x “ меняется нелинейно. В работе [32] показано, что он имеет минимум при $x \approx 0.18$. Имея эту реперную точку, проведена оценка „ x “ в КЯ, которая находится в диапазоне (0.20–0.35). В то же время определение профиля распределения индия по темнопольным изображениям невозможно, в силу малой толщины КЯ.

Результаты измерений толщины КЯ позволяют сделать вывод о том, что средняя толщина КЯ уменьшается от поверхности к подложке. Данный факт может наблюдаться, если длина диффузии индия оказалась меньше для более глубоких слоев. Обычно при МПЭ-росте нагревание происходит от подложки/подложкодержателя,

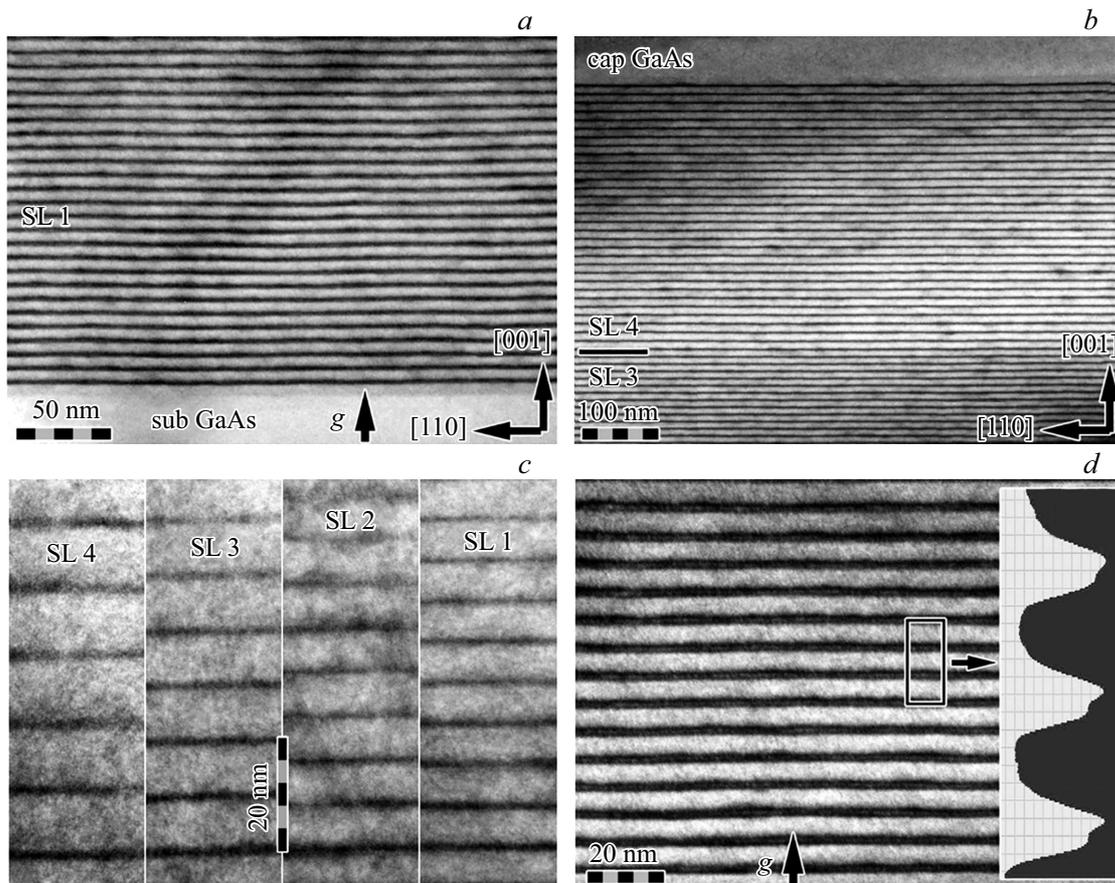


Рис. 2. Изображения поперечного сечения (1–10) структуры 4, полученные с различных участков: *a* — вблизи границы с подложкой; *b* — вблизи границы с верхним прикрывающим слоем; *c* — коллаж изображений с участков СР всех 4-х типов; *d* — темнопольное изображение в двулучевых условиях с действующим вектором дифракции $g = (002)$, чувствительным к изменениям химического состава.

Таблица 2. Результаты оценки средних толщин в четырех типах СР для структуры 4

Тип свёрхрешетки	Толщина КЯ, нм	Толщина барьера, нм	Толщина периода СР, нм	Средний состав КЯ	Средний состав слоя
1	1.3 ± 0.2	6.1 ± 0.31	7.31 ± 0.37	0.32	0.057
2	1.4 ± 0.3	6.6 ± 0.40	7.93 ± 0.40	0.30	0.053
3	1.6 ± 0.3	8.3 ± 0.42	9.84 ± 0.50	0.26	0.042
4	1.7 ± 0.2	10.0 ± 0.50	11.71 ± 0.60	0.25	0.036

поэтому неправильно предполагать, что температура глубоких слоев была меньше во время финального отжига 800°C из-за невыравнивания температурного градиента. Скорее наоборот, она могла оказаться немного больше. В итоге для глубоких слоев возросла энергия активации диффузии индия вследствие изменения свойств окружающих слоев GaAsN, например, из-за уменьшения концентрации точечных дефектов. Так как толщина InAs КЯ оказалась разной, содержание индия в них должно оказаться больше для тонких слоев СР 1 по сравнению с СР 4. Используя значения толщин слоев GaAsN/InAs из ПЭМ-исследований и значения средних составов СР, по-

лученных при моделировании рентгенодифракционных кривых, можно еще раз оценить содержание индия в КЯ. Результаты оценки приведены в табл. 2.

Результаты исследования методом вторично-ионной масс-спектрометрии (ВИМС)-профилирования распределения по глубине эпитаксиальной структуры 4 содержания матричных элементов азота и индия, а также примесей бериллия и кремния представлены на рис. 3. На зависимостях от глубины ионного травления содержания элементов III группы и азота модуляции этих величин, характерных для многослойных гетероструктур, не обнаружено. Причиной данного поведения может

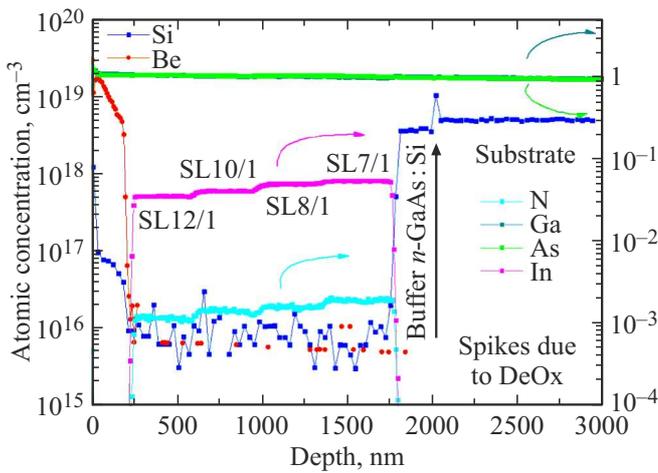


Рис. 3. ВМС профиль распределения по глубине эпитаксиальной структуры 4 содержания матричных элементов азота и индия и примесей бериллия и кремния.

быть как наследуемая дном кратера ионного травления шероховатость исходной поверхности структуры, сравнимая по величине с толщиной узкозонного слоя сверхрешетки (InAs), так и диффузия индия из ультратонких узкозонных слоев сверхрешетки в ее широкозонные слои в процессе эпитаксиального роста и (или) при отжиге структуры, обсуждаемая выше. Ранее эффект интердиффузии In-Ga в GaInNAs КЯ, а также интердиффузии N-As в барьерных слоях был подтвержден методом ВМС для структур на основе КЯ GaInNAs/GaAs, разделенных толстыми барьерами [33,34] в сравнении с текущими структурами на основе СР GaAsN/InAs.

На рис. 4, *a* представлены спектры ФЛ исследуемых структур, полученные при температуре 300 К (плот-

ность мощности накачки 76.5 кВт/см^2). Линия, соответствующая ФЛ СР, наблюдается в диапазоне длин волн 950–1200 нм. Максимум интенсивности ФЛ структуры 1 располагается на длине волны 1114 нм. Добавление в гетероструктуру дополнительных типов СР в структурах 2–4 с увеличением толщины барьерных слоев GaAsN и одновременным уменьшением в них доли азота приводит к коротковолновому сдвигу положения максимума ФЛ. Линия в диапазоне длин волн 800–950 нм соответствует излучению контактного слоя p^+ GaAs. Величина полуширины (FWHM) линии ФЛ СР структур 1–4 находится в пределах 64–75 мЭВ. Ранее для азотсодержащих активных областей продемонстрированы меньшие значения полуширины пика ФЛ (30–37 мЭВ [35] для набора GaInNAs КЯ и 18–20 мЭВ для одиночных КЯ [36–39]). Данные значения FWHM менее величины теплового уширения в объемном материале ($1.8 \times kT$, где k — постоянная Больцмана [40], T — температура), что обусловлено видом функции плотности состояний в КЯ. Наличие флуктуации состава в азотсодержащих активных областях приводит к увеличению в 2–3 раза полуширины линии ФЛ в GaInNAs КЯ в сравнении с InGaAs КЯ [41]. Более того, увеличение числа КЯ в активной области приводит к дополнительному росту флуктуации состава и уширению пика ФЛ в структурах на основе нескольких КЯ. В случае набора КЯ [42] суммарная толщина активной области может составлять $\sim 0.2 \text{ мкм}$. Переход же к многопериодным СР приводит к дальнейшему росту суммарной толщины активной области, как минимум, до 0.4 мкм и, как следствие, к дополнительному уширению линии ФЛ кластеров.

С ростом мощности накачки от 0.3 до 3.7 мВт для каждой из структур наблюдается линейное увеличение интенсивности ФЛ без каких-либо признаков насыщения

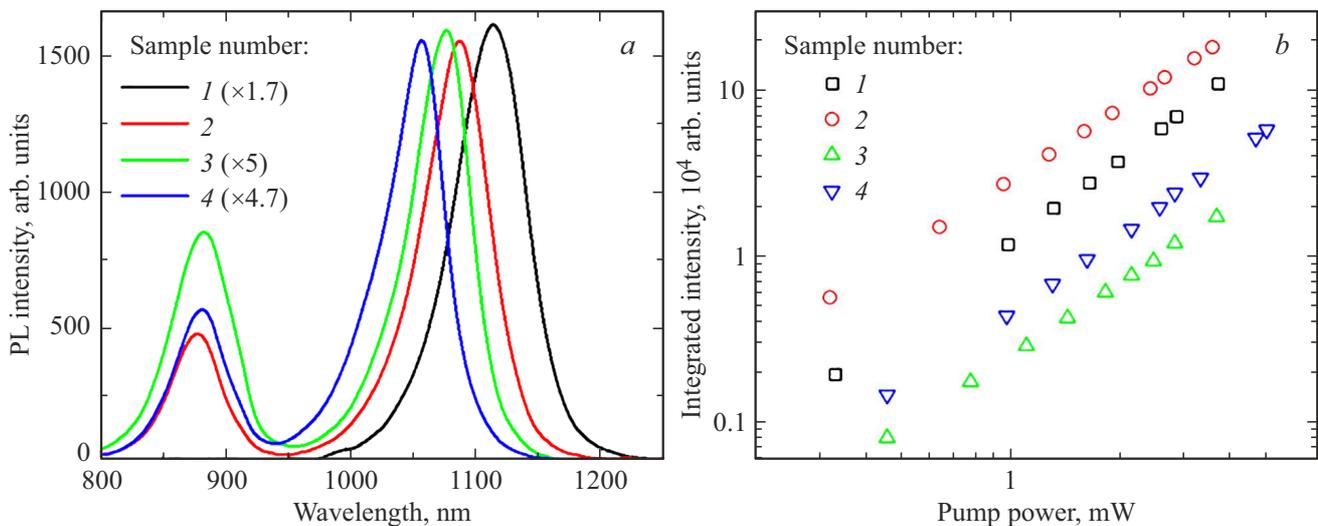


Рис. 4. *a* — спектры ФЛ структуры 1–4, измеренные при температуре 300 К и мощности накачки 2.4 мВт; интенсивность спектров умножена на коэффициент, приведенный на графике, для удобства восприятия; *b* — зависимость интегральной интенсивности от мощности накачки.

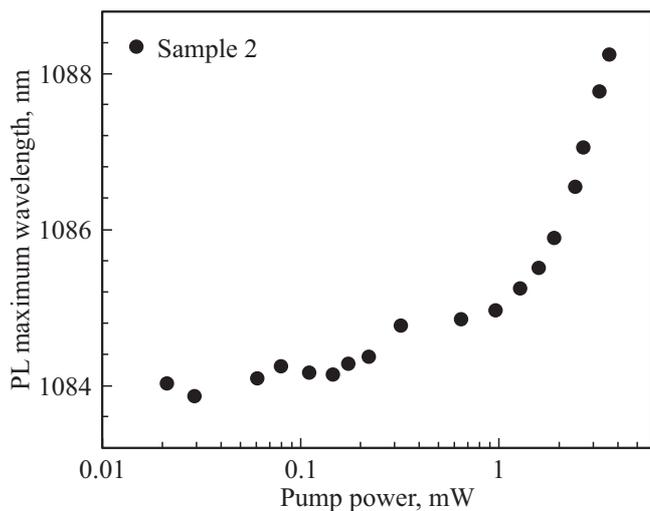


Рис. 5. Зависимость положения максимума интенсивности линии ФЛ от мощности накачки для структуры 2.

интенсивности (рис. 4, *b*). Одинаковый характер наклона полученных зависимостей говорит об отсутствии дополнительных источников безызлучательной рекомбинации в структурах 2–4 при использовании других типов СР. Кроме того, исследована зависимость положения максимума ФЛ структур от мощности оптической накачки (полученная зависимость на примере структуры 2 представлена на рис. 5). При уровне оптической накачки в диапазоне 0.02–0.4 мВт положение максимума спектра ФЛ практически не изменяется. Как показано ранее [43], отсутствие сдвига длины волны излучения в коротковолновую область спектра с увеличением уровня оптической накачки наряду с сохранением полуширины линии ФЛ может свидетельствовать о низком уровне локализации носителей заряда в исследуемых образцах,

которой можно пренебречь при комнатной температуре. Дальнейшее увеличение мощности накачки приводит к сдвигу длины волны излучения в длинноволновую область, связанному с перегревом структуры под действием лазерного излучения.

На рис. 6, *a* приведены нормированные спектры ЭЛ структур 2–4 при токе накачки 100 мА (соответствует плотности тока 204 А/см²). Длина волны положения максимума спектра ЭЛ и его полуширина для каждого из образцов с увеличением тока накачки от 10 до 100 мА не изменялась. На рис. 6, *b* приведена зависимость интенсивности ЭЛ от тока накачки для структуры 2. Линейный характер данной зависимости также наблюдается и для других структур.

4. Заключение

Проведены исследования созданных методом молекулярно-пучковой эпитаксии гетероструктур азотсодержащих активных областей на основе многопериодных сверхрешеток GaAsN/InAs. Данные рентгеноструктурного анализа, а также данные ПЭМ-исследований подтверждают высокое структурное совершенство и однородность толщин и состава слоев в различных частях сверхрешеток. В то же время стоит отметить наличие эффекта интердиффузии индия из слоев InAs после высокотемпературного отжига образцов. Выполнено исследование распределения по глубине эпитаксиальной структуры содержания матричных элементов азота и индия, а также примесей бериллия и кремния.

Активные области на основе сверхрешеток GaAsN/InAs демонстрируют фотолюминесценцию вблизи 1100 нм с характерной полушириной линии ~ 70 мэВ. Продемонстрирована эффективная электролюминесценция исследованных структур вблизи 1150 нм. Дальнейшие эксперименты будут направлены

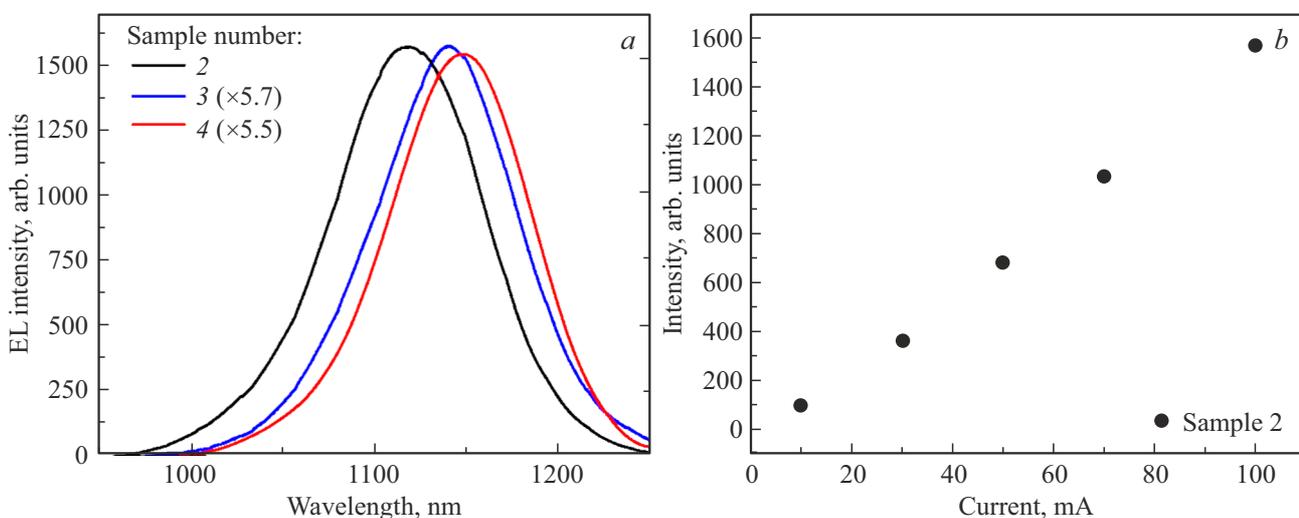


Рис. 6. *a* — спектры ЭЛ для образцов 2–4 при токе накачки 100 мА, интенсивность спектров умножена на коэффициент, приведенный на графике, для удобства восприятия; *b* — зависимости интенсивности излучения от тока накачки для образца 2.

на реализацию азотсодержащих активных областей на основе сверхрешеток, излучающих в спектральном диапазоне 1250–1300 нм за счет планомерного изменения соотношения толщин слоев GaAsN и InAs в составе сверхрешетки.

Финансирование работы

Работа авторов из Академического университета им. Ж.И. Алфёрова выполнена за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-19-00718) в части разработки конструкции, эпитаксии гетероструктур, ПЭМ и ВИМС исследований, исследования электролюминесцентных свойств. Работа авторов из Университета ИТМО выполнена при финансовой поддержке программы „Приоритет 2030“ в части исследования рентгенодифракционных кривых. И.А. Мельниченко и Н.А. Фоминых благодарят за поддержку Программу фундаментальных исследований Национального исследовательского университета „Высшая школа экономики“ в части анализа спектров фотолюминесценции.

Благодарности

Исследования методом ВИМС выполнены с использованием оборудования IMS 7f (САМЕСА), расположенного в федеральном ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ ФТИ им. А.Ф. Иоффе.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R.M. von Wurttemberg, P. Sundgren, J. Berggren, M. Hammar, M. Ghisoni, V. Oscarsson, E. Odling, J. Malmquist. Proc. SPIE (Strasbourg, France, 2004) v. 5453. <https://doi.org/10.1117/12.547272>
- [2] A. Malacarne, C. Neumeier, W. Soenen, F. Falconi, C. Porzi, T. Aalto, J. Roskopf, J. Bauwelinckx, A. Bogoni. J. Lightwave Technol., **36** (9), 1527 (2018).
- [3] C. Grasse, M. Mueller, T. Gruendl, G. Boehm, E. Roenneberg, P. Wiecha, J. Roskopf, M. Ortsiefer, R. Meyer, M.C. Amann. J. Cryst. Growth, **370**, 217 (2013).
- [4] P. Wolf, H. Li, A. Caliman, A. Mereuta, V. Iakovlev, A. Sirbu, E. Kapon, D. Bimberg. ACS Photonics, **4** (8), 2018 (2017).
- [5] S. Blokhin, A. Babichev, A. Gladyshev, L. Karachinsky, I. Novikov, A. Blokhin, S. Rochas, D. Denisov, K. Voropaev, A. Ionov, N. Ledentsov, A. Egorov. Electron. Lett., **57** (18), 697 (2021).
- [6] S.A. Blokhin, A.V. Babichev, A.G. Gladyshev, L.Ya. Karachinsky, I.I. Novikov, A. A. Blokhin, M.A. Bobrov, N.A. Maleev, V.V. Andryushkin, D.V. Denisov, K.O. Voropaev, I.O. Zhumaeva, V.M. Ustinov, A.Yu. Egorov, N.N. Ledentsov. IEEE J. Quant. Electron., **58** (2), 1 (2022).
- [7] S.A. Blokhin, N. Ledentsov, jr., S.S. Rochas, A.V. Babichev, A.G. Gladyshev, L. Chorchos, O.Yu. Makarov, L.Ya. Karachinsky, I.I. Novikov, A.A. Blokhin, M.A. Bobrov, N.A. Maleev, V.V. Andryushkin, K.O. Voropaev, I.O. Zhumaeva, V.M. Ustinov, A.Yu. Egorov, N.N. Ledentsov. In Proc. SPIE (San Francisco, CA, United States, 2022) v. 12020, p. 12020K. <https://doi.org/10.1117/12.2605451>
- [8] S.A. Blokhin, A.V. Babichev, A.G. Gladyshev, I.I. Novikov, A.A. Blokhin, M.A. Bobrov, N.A. Maleev, V.V. Andryushkin, D.V. Denisov, K.O. Voropaev, V.M. Ustinov, V.E. Bougrov, A.Y. Egorov, L.Y. Karachinsky. Opt. Eng., **61** (9), 096109 (2022).
- [9] A.V. Babichev, L.Ya. Karachinsky, I.I. Novikov, A.G. Gladyshev, S.A. Blokhin, S. Mikhailov, V. Iakovlev, A. Sirbu, G. Stepniak, L. Chorchos, J.P. Turkiewicz, K.O. Voropaev, A.S. Ionov, M. Agustin, N.N. Ledentsov, A.Yu. Egorov. IEEE J. Quant. Electron., **53** (6), 1 (2017).
- [10] Y. Ohiso, T. Sato, T. Shindo, H. Matsuzaki. Electron. Lett., **56** (2), 95 (2020).
- [11] Y. Onishi, N. Saga, K. Koyama, H. Doi, T. Ishizuka, T. Yamada, K. Fujii, H. Mori, J.-I. Hashimoto, M. Shimazu, A. Yamaguchi, T. Katsuyama. IEEE J. Select. Top. Quant. Electron., **15** (3), 838 (2009).
- [12] J. Vukusic, P. Modh, A. Larsson, M. Hammar, S. Mogg, U. Christiansson, V. Oscarsson, E. Ödling, J. Malmquist, M. Ghisoni, P. Gong, E. Griffiths, A. Joel. Electron. Lett., **39** (8), 662 (2003).
- [13] H. Riechert, A. Ramakrishnan, G. Steinle. Semicond. Sci. Technol., **17** (8), 892 (2002).
- [14] G. Steinle, H. Riechert, A. Y. Egorov. Electron. Lett., **37** (2), 93 (2001).
- [15] D.W. Kisker, L.M.F. Chirovsky, R.L. Naone, J.M. Van Hove, J.M. Rossler, M. Adamczyk, N. Wasinger, J.G. Beltran, D. Galt. In Proc. SPIE (San Jose, CA, United States, 2004) v. 5364. <https://doi.org/10.1117/12.539285>
- [16] S.R. Prakash, L.M.F. Chirovsky, R.L. Naone, D. Galt, D.W. Kisker, A.W. Jackson. In Proc. SPIE (San Jose, CA, United States, 2003) v. 4994. <https://doi.org/10.1117/12.482853>
- [17] M. G[c]bski, D. Dontsova, N. Haghghi, K. Nunna, R. Yanka, A. Johnson, R. Pelzel, J.A. Lott. OSA Continuum, **3** (7), 1952 (2020).
- [18] J.S. Harris, H. Bae, T. Sarmiento. GaInNAs(Sb) *Long-Wavelength VCSELs, VCSELs: Fundamentals, Technology and Applications of Vertical-Cavity Surface-Emitting Lasers*, ed. by R. Michalzik (Berlin–Heidelberg, Springer Verlag, 2013) p. 353–377.
- [19] T. Sarmiento, L. Zhao, P. Moser, T. Li, Y. Huo, J.S. Harris. IEEE Phot. Technol. Lett., **31** (20), 1607 (2019).
- [20] R. Fehse, S. Tomic, A.R. Adams, S.J. Sweeney, E.P. O'Reilly, A. Andreev, H. Riechert. IEEE J. Select. Top. Quant. Electron., **8** (4), 801 (2002).
- [21] L. Geelhaar, M. Galluppi, G. Jaschke, R. Averbeck, H. Riechert, T. Remmele, M. Albrecht, M. Dworzak, R. Hildebrandt, A. Hoffmann. Appl. Phys. Lett., **88** (1), 011903 (2006).
- [22] M. Albrecht, V. Grillo, T. Remmele, H.P. Strunk, A.Yu. Egorov, Gh. Dumitras, H. Riechert, A. Kaschner, R. Heitz, A. Hoffmann. Appl. Phys. Lett., **81** (15), 2719 (2002).
- [23] L. Geelhaar, M. Galluppi, R. Averbeck, G. Jaschke, H. Riechert. Appl. Phys. Lett., **90** (7), 071913 (2007).

- [24] M. Albrecht, T. Remmele, V. Grillo, H.P. Strunk, A. Kaschner, A. Hoffmann, A. Egorov, H. Riechert. In 2003 Int. Symp. on Compound Semiconductors (San Diego, CA, USA, 2003). <https://doi.org/10.1109/ISCS.2003.1239907>
- [25] H.D. Sun, R. Macaluso, M.D. Dawson, F. Robert, A.C. Bryce, J.H. Marsh, H. Riechert. *J. Appl. Phys.*, **94** (3), 1550 (2003).
- [26] S. Govindaraju, J.M. Reifsnider, M.M. Oye, A.L. Holmes. *J. Electron. Mater.*, **33** (8), 851 (2004).
- [27] N.V. Kryzhanovskaya, A.I. Likhachev, S.A. Blokhin, A.A. Blokhin, E.V. Pirogov, M.S. Sobolev, A.V. Babichev, A.G. Gladyshev, L.Ya. Karachinsky, I.I. Novikov, V.V. Andryushkin. *Laser Phys. Lett.*, **19** (7), 075801 (2022).
- [28] V. Grillo, M. Albrecht, T. Remmele, H.P. Strunk, A.Yu. Egorov, H. Riechert. *J. Appl. Phys.*, **90** (8), 3792 (2001).
- [29] K. Muraki, S. Fukatsu, Y. Shiraki, R. Ito. *Appl. Phys. Lett.*, **61** (5), 557 (1992).
- [30] P. Offermans, P.M. Koenraad, J.H. Wolter, M. Beck, T. Aellen, J. Faist. *Appl. Phys. Lett.*, **83** (20), 4131 (2003).
- [31] C.A. Wang, B. Schwarz, D.F. Siriani, L.J. Missaggia, M.K. Connors, T.S. Mansuripur, D.R. Calawa, D. McNulty, M. Nickerson, J.P. Donnelly, K. Creedon, F. Capasso. *IEEE J. Select. Top. Quant. Electron.*, **23** (6), 1 (2017).
- [32] A. Lemaitre, G. Patriarche, F. Glas. *Appl. Phys. Lett.*, **85** (17), 3717 (2004).
- [33] R. Macaluso, H.D. Sun, M.D. Dawson, F. Robert, A.C. Bryce, J.H. Marsh, H. Riechert. *Appl. Phys. Lett.*, **82** (24), 4259 (2003).
- [34] H.D. Sun, R. Macaluso, S. Calvez, M.D. Dawson, F. Robert, A.C. Bryce, J.H. Marsh, P. Gilet, L. Grenouillet, A. Million, K.B. Nam, J.Y. Lin, H.X. Jiang. *J. Appl. Phys.*, **94** (12), 7581 (2003).
- [35] A. Kaschner, T. Lüttgert, H. Born, A. Hoffmann, A.Yu. Egorov, H. Riechert. *Appl. Phys. Lett.*, **78** (10), 1391 (2001).
- [36] S. Shirakata, M. Kondow, T. Kitatani. *Appl. Phys. Lett.*, **80** (12), 2087 (2002).
- [37] S. Shirakata, M. Kondow, T. Kitatani. *Appl. Phys. Lett.*, **79** (1), 54 (2001).
- [38] T. Kitatani, M. Kondow, T. Tanaka. *J. Cryst. Growth*, **227–228**, 521 (2001).
- [39] S. Zhang, Z. Niu, H. Ni, D. Wu, Z. He, Z. Sun, Q. Han, R. Wu. *Appl. Phys. Lett.*, **87** (16), 161911 (2005).
- [40] E. Fred Schubert. *Light-Emitting Diodes* (Cambridge, England, Cambridge University Press, 2006) p. 217. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511790546>
- [41] G. Dumitras, H. Riechert, H. Porteanu, F. Koch. *Phys. Rev. B*, **66** (20), 205324 (2002)
- [42] A.Yu. Egorov, D. Bernklau, D. Livshits, V. Ustinov, Zh.I. Alferov, H. Riechert. *Electron. Lett.*, **35** (19), 1643 (1999).
- [43] G. Jaschke, R. Averbek, L. Geelhaar, H. Riechert. *J. Cryst. Growth*, **278** (1–4) 224 (2005).

Редактор Г.А. Оганесян

Study of active regions based on multiperiod GaAsN/InAs superlattice

A.V. Babichev¹, E.V. Pirogov², M.S. Sobolev²,
D.V. Denisov², N.A. Fominykh^{2,3}, A.I. Baranov²,
A.S. Gudovskikh², I.A. Melnichenko^{2,3}, P.A. Yunin⁴,
V.N. Nevedomskiy⁵, M.V. Tokarev⁵, B.Ya. Ber⁵,
A.G. Gladyshev¹, L.Ya. Karachinsky⁵,
I.I. Novikov¹, A.Yu. Egorov²

¹ ITMO University,
197101 St. Petersburg, Russia

² Alferov University,
194021 St. Petersburg, Russia

³ National Research University Higher School
of Economics,
190008 St. Petersburg, Russia

⁴ Institute for Physics of Microstructures,
Russian Academy of Sciences,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

⁵ Ioffe Institute,
194021 St. Petersburg, Russia

Abstract The results of a study of nitrogen-containing active regions based on superlattices grown on GaAs substrates are presented. Active regions based on alternating InAs and GaAsN layers were fabricated by molecular–beam epitaxy using a nitrogen plasma source. Based on the XRD analysis, the thicknesses and average composition of superlattice layers are estimated. The study of dark-field images obtained by transmission electron microscopy showed the presence of interdiffusion of InAs into GaAsN. The results of a study of the photoluminescence and electroluminescence spectra at different pump levels are presented. Efficient electroluminescence is demonstrated near 1150 nm with a full width at half-maximum of about 90 meV.