

Применение спектроскопии фотолюминесценции для исследования метаморфных наногетероструктур $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}/\text{GaAs}$

© Г.Б. Галиев[¶], И.С. Васильевский*, Е.А. Климов, А.Н. Клочков, Д.В. Лаврухин,
С.С. Пушкарев, П.П. Мальцев

Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники
Российской академии наук,
117105 Москва, Россия

* Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“,
115409 Москва, Россия

(Получена 17 сентября 2013 г. Принята к печати 27 сентября 2013 г.)

Представлены результаты исследования морфологии поверхности, электрофизических параметров и фотолюминесцентных свойств метаморфных наногетероструктур $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}$ на подложках GaAs. На поверхности некоторых гетероструктур обнаружены дефекты микронных размеров, ориентированные вдоль направлений $[011]$ и $[0\bar{1}1]$ и представляющие собой области выхода на поверхность дефектов упаковки. Холловская подвижность и оптические свойства образцов коррелируют с поверхностной плотностью дефектов. В спектрах фотолюминесценции обнаружены четыре полосы излучения, соответствующие рекомбинации носителей заряда в квантовой яме (1.0–1.2 эВ) InGaAs, в метаморфном буфере InAlAs (1.8–1.9 эВ), в сверхрешетке GaAs/AlGaAs на границе буфер/подложка и в подложке GaAs. На основе измеренных спектров с помощью самосогласованного расчета зонной диаграммы структур были определены составы твердых растворов, составляющих исследованные гетероструктуры, и определены технологические вариации состава в серии гетероструктур.

1. Введение

В настоящее время МНЕМТ (metamorphic high electron mobility transistor) наногетероструктуры, выращенные на подложках GaAs, являются одними из самых перспективных структур для СВЧ электроники миллиметрового диапазона. На таких наногетероструктурах получены транзисторы с рекордно высокими значениями частоты отсечки f_T до 700 ГГц [1], и они успешно конкурируют с НЕМТ наногетероструктурами на подложках InP, благодаря большим размерам и механической прочности, а также низкой цене подложек GaAs. С использованием метаморфного буфера (МБ) на подложках GaAs возможно выращивать наногетероструктуры $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ с заданным высоким содержанием $x > 0.3$ индия в активной области [2,3]. Увеличение мольной доли In приводит к снижению эффективной массы, увеличению подвижности и максимальной дрейфовой скорости электронов в $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ и, следовательно, к ускорению СВЧ транзисторов, изготовленных на МНЕМТ гетероструктурах [4,5].

Метаморфный буфер (МБ) представляет собой переходный слой InAlGaAs толщиной 0.5–2 мкм с изменяющимся по глубине химическим составом. Этот слой обеспечивает согласование параметра решетки подложки (в данном случае GaAs) со слоями активной области наногетероструктуры требуемого состава ценой образования дислокаций несоответствия, прорастающих дислокаций и других дефектов кристаллической решетки. В настоящее время наиболее часто используются МБ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$, в которых содержание In x увеличивается

линейно с ростом толщины буфера [5–8], или скачкообразно каждые 50–200 нм с шагом $\Delta x = 0.04–0.10$ (ступенчатый МБ) [9,10].

При исследовании НЕМТ наногетероструктур на подложках GaAs и InP оптические исследования дополняют электрофизические измерения основных параметров НЕМТ гетероструктур — подвижности μ_e и концентрации n_s двумерного электронного газа. Спектроскопия фотолюминесценции (ФЛ) является оперативным и неразрушающим методом анализа зонной структуры полупроводниковых материалов. Она позволяет характеризовать энергетическое положение и заселенность электронных состояний в квантовой яме (КЯ), исследовать кооперативные взаимодействия носителей заряда и другие фундаментальные свойства двумерного электронного газа. Спектроскопия ФЛ широко применяется для характеристики псевдоморфных НЕМТ (РНЕМТ) наногетероструктур AlGaAs/ $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ /GaAs и контроля основных параметров канала гетероструктуры (мольной доли индия x и толщины $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$) [11,12]. Обсуждалась возможность применения спектроскопии ФЛ для оценки двумерной концентрации электронов [13–17] по форме, ширине и положению полос люминесценции, соответствующих рекомбинации двумерных носителей заряда в квантовой яме. При исследовании метаморфных МНЕМТ гетероструктур применение спектроскопии ФЛ позволяет анализировать не только узкозонную область КЯ, но и широкозонную барьерную область метаморфного буфера [18–21]. Высокая чувствительность ФЛ к энергетической структуре и дефектности гетероструктур позволяет успешно использовать этот метод для характеристики образцов с вариацией состава [22] либо упругих напряжений [23] в активной области, после

[¶] E-mail: galiev_galib@mail.ru

технологических обработок образцов [24] и для оценки плотности прорастающих дислокаций [25].

Особенностью МНЕМТ гетероструктур по сравнению с псевдоморфными и изоморфными гетероструктурами является сильная зависимость электрофизических параметров и структурного совершенства активной области от конструкции (толщины и профиля состава) метаморфного буфера [26–28], а также от технологических режимов эпитаксиального роста МБ [29–31]. К наиболее критическим технологическим режимам относятся температура роста метаморфного буфера, а также скорости роста эпитаксиальных слоев, составляющих МНЕМТ наногетероструктуру и соотношение потоков элементов III группы и молекул мышьяка As.

Цель данной работы — исследование электрофизических параметров и фотолюминесцентных свойств МНЕМТ наногетероструктур $In_{0.38}Al_{0.62}As/In_{0.38}Ga_{0.62}As/GaAs$, имеющих одинаковую активную область, но разную конструкцию метаморфного буфера, и выращенных при различных значениях давления мышьяка.

2. Образцы и методы исследования

Исследуемые односторонне δ -легированные кремнием МНЕМТ наногетероструктуры $In_{0.38}Al_{0.62}As/In_{0.38}Ga_{0.62}As/GaAs$ были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на подложках GaAs с ориентацией $(100) \pm 0.1^\circ$ фирмы Wafer Technology Ltd. На рис. 1 представлено схематическое изображение поперечного сечения исследуемых образцов с указанием толщин и температуры роста соответствующих

$n^+-In_{0.38}Ga_{0.62}As$ ("cap"-layer)	500°C	12 nm or 16 nm
$In_{0.38}Al_{0.62}As$ (barrier)	500°C	20 nm
$\delta-Si$	500°C	—
$In_{0.38}Al_{0.62}As$ (spacer)	500°C	6.7 nm
$In_{0.38}Ga_{0.62}As$ (channel)	500°C	22 nm
$In_{0.38}Al_{0.62}As$ (barrier)	500°C	185 nm
$In_{0.38}Al_{0.62}As$ (smoothing layer)	400°C	95 nm
$In_{0.42}Al_{0.58}As \rightarrow In_{0.38}Al_{0.62}As$ (inversion step)	400°C	90 nm
$In_xAl_{1-x}As$ (metamorphic buffer) ($x = 0.05 \rightarrow 0.42$)	400°C	1200 nm
$\{AlGaAs/GaAs\} \times 5$ (superlattice)	590°C	19 nm
GaAs (buffer)	590°C	34 nm
GaAs (substrate)	—	—

Рис. 1. Схематическое изображение конструкции исследуемых МНЕМТ наногетероструктур.

Таблица 1. Давление мышьяка при МЛЭ росте, электрофизические параметры, среднеквадратичная шероховатость поверхности R_q по площади $20 \times 20 \text{ мкм}^2$ и плотность дефектов ρ на поверхности образцов

№	$P_{As}, 10^{-6} \text{ Топр}$	$\mu_e, \text{ см}^2(\text{В} \cdot \text{с})^{-1}$		$n_s, 10^{12} \text{ см}^{-2}$		$R_q, \text{ нм}$	$\rho, 10^5 \text{ см}^{-2}$
		300 К	77 К	300 К	77 К		
821	5.2	6800	19800	3.54	3.19	4.5	5
822	5.4	7100	20200	3.24	2.96	4.7	0
849	5.4–6.0	4100	11000	5.5	4.00	7.4	45
841	7.8–8.0	6000	15500	3.33	2.80	4.2	86
844	8.1	5500	14700	5.12	3.86	4.0	1
838	8.2	4700	11100	3.23	2.98	21	150

слоев. Конструкция и состав активной области — КЯ и барьеров — для всех образцов были одинаковы, а толщина верхнего контактного n^+ -слоя $In_{0.38}Ga_{0.62}As$ отличалась. Так, для образцов 821, 822, 838 и 841 она составляла 12 нм, а для образцов 844 и 849 — 16 нм. Концентрация кремния N_{Si} в δ -слое составляла $8.1 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$, а в n^+ -слое — $6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$.

Метаморфный буфер всех исследуемых образцов был выращен при линейном изменении мольной доли индия x в $In_xAl_{1-x}As$ от 0.05 до 0.42 со следующими за ним инверсной ступенью и заглаживающим слоем. Особенность конструкции МБ образца 838 заключалась в том, что в МБ образца были вставлены две 5-периодные напряженные сверхрешетки $\{In_{0.27}Al_{0.73}As/In_{0.18}Ga_{0.82}As\} \times 5$ и $\{In_{0.41}Al_{0.59}As/In_{0.31}Ga_{0.69}As\} \times 5$ на расстоянии от подложки 530 и 990 нм соответственно, симметрично расогласованные на $\Delta x = 0.05$ относительно текущего состава МБ в данных точках глубины. При выращивании образца 841 была использована 10-периодная сверхрешетка GaAs/AlGaAs вместо 5-периодной для остальных образцов.

Температуры роста эпитаксиальных слоев и молекулярные потоки In, Ga и Al во время МЛЭ сохранялись одинаковыми для всех образцов, использовались только различные парциальные давления мышьяка (см. табл. 1). Рост структур начинался при одинаковых значениях парциальных давлений Al, Ga и In. Поскольку время роста метаморфных структур довольно велико (~ 4 часов), давление молекулярных потоков элементов III группы проверялось и в конце процесса эпитаксии после выключения источника мышьяка. Для некоторых образцов отмечался некоторый уход значений давлений Al, Ga, In, влияние которых будет обсуждаться далее.

Электрофизические параметры образцов μ_e и n_s были получены с помощью измерений эффекта Холла в геометрии Ван дер Пау при температурах 300 и 77 К. Образцы представляли собой квадраты размером $6 \times 6 \text{ мм}^2$ с нанесенными точечными контактами из In на краях квадрата. Спектры фотолюминесценции (ФЛ) регистрировались при 77 К. Для возбуждения

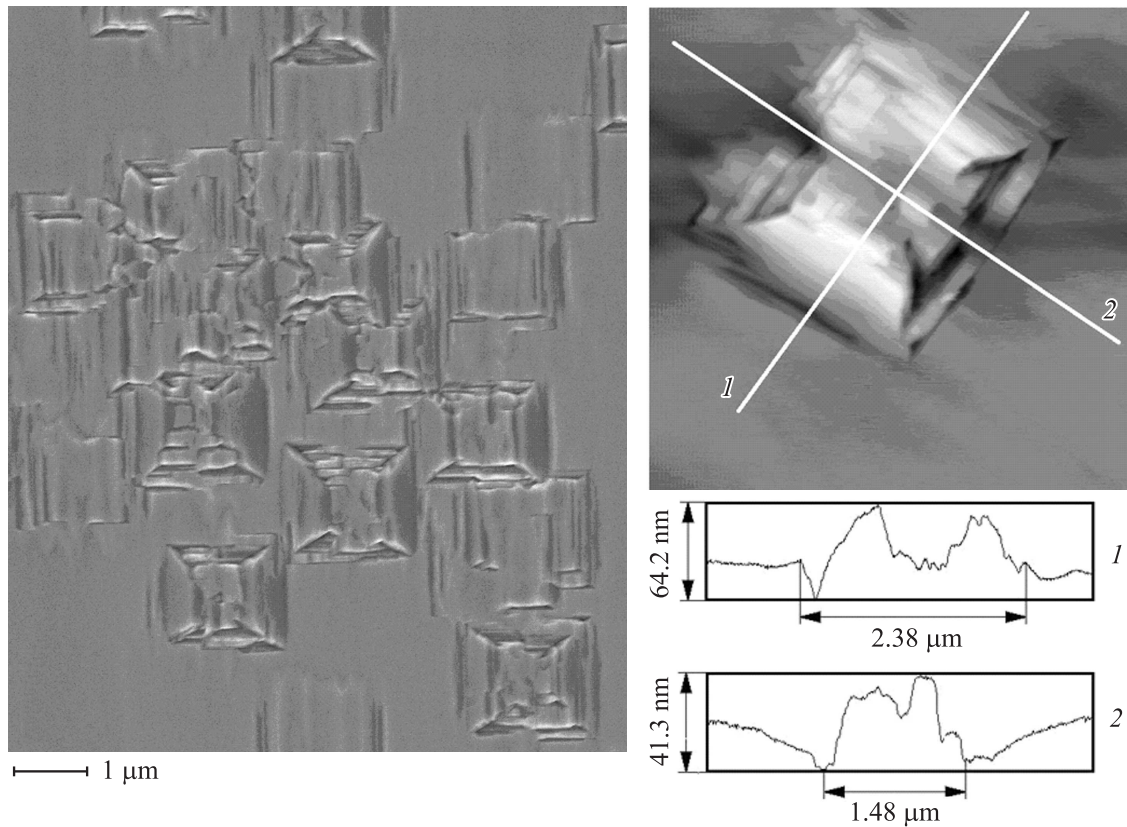


Рис. 2. РЭМ изображение поверхности образца 838. На вставке — АСМ изображение одиночного прямоугольного дефекта на поверхности образца 821.

использовался гелий-неоновый лазер с длиной волны $\lambda = 632.8$ нм с мощностью $I \sim 50$ мВт, а для регистрации спектров ФЛ использовались InGaAs *pin*-диод (диапазон энергий фотонов 0.6–1.2 эВ) и охлаждаемый фотоэлектронный умножитель ФЭУ-62 (диапазон 1.2–2.0 эВ). Спектральное сканирование осуществлялось монохроматором МДР-23У, разрешение используемой установки ФЛ составляло около 5 мэВ. Морфология поверхности образцов была исследована методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе СММ-2000 (Протон-МИЭТ) и методом растровой электронной микроскопии на установке Raith-150 two (Raith GmbH).

Для сопоставления энергий переходов, обнаруженных в спектрах ФЛ, было проведено расчетное моделирование зонной структуры с помощью решения самосогласованной системы уравнений Шредингера и Пуассона в приближении эффективной массы [32]. Для этого были использованы следующие значения параметров: эффективные массы электронов $m_e^* = 0.049m_0$ для $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ и $m_e^* = 0.091m_0$ для $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}$ [33], разрыв края зоны проводимости $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ принимался равным 0.63 эВ (рассчитывался по формуле $\Delta E_c = 0.7 \cdot \Delta E_g$ [34]), значение поверхностного потенциала относительно уровня Ферми $\phi_S = 0.35$ эВ [34], температура 77 К.

3. Результаты и обсуждение

Исследование морфологии образцов проводилось методами АСМ и РЭМ. На рис. 2 представлено РЭМ изображение поверхности образца 838. На поверхности образца присутствуют дефекты характерной прямоугольной формы, ориентированные строго по кристаллографическим направлениям $[011]$ и $[0\bar{1}1]$. Они представляют собой складчатые возвышенности прямоугольной формы, их характерные размеры составляют 1.5–2.0 мкм и одинаковы для всех образцов, в которых они наблюдаются (образцы 821, 838, 844 и 849), но плотность дефектов p изменяется от образца к образцу. На вставке рис. 2 представлено АСМ изображение одного из одиночных прямоугольных дефектов на поверхности образца 821. Как видно из рис. 2, поверхностные дефекты имеют достаточно сложную геометрическую форму. По-видимому, они образовались в результате выхода вдоль определенных кристаллографических направлений на поверхность образца сгруппировавшихся дефектов упаковки. На поверхности образцов 822 и 841 не обнаружено рассмотренных выше прямоугольных дефектов. В частности, на поверхности образца 841 видны ориентированные вдоль $\langle 011 \rangle$ бороздки длиной до 1 мкм и шириной ~ 0.1 мкм (рис. 3, а), представляющие собой выходы на поверхность одиночных дефектов упаковки.

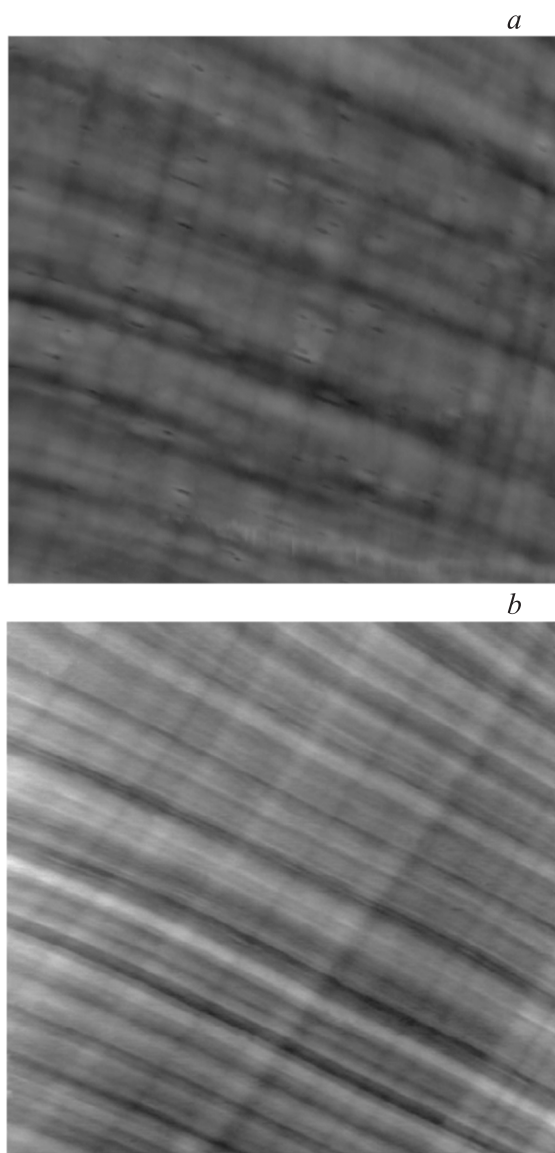


Рис. 3. АСМ изображения поверхности образцов 841 (а) и 822 (b). Размер изображения 20×20 мкм.

А поверхность образца 822 (рис. 3, b) лишена дефектов и демонстрирует характерный для метаморфных гетероструктур волнообразный поперечно-полосатый рельеф (cross-hatch) [26,30]. Исходя из наших результатов нельзя сделать однозначный вывод о влиянии давления мышьяка при МЛЭ росте на плотность обнаруженных дефектов.

Электрофизические параметры исследованных образцов (холловская подвижность μ_e и концентрация n_S) при температурах 300 и 77 К, а также измеренные с помощью АСМ величины среднеквадратичной шероховатости поверхности R_q по площади 20×20 мкм приведены в табл. 1. В образцах 849 и 844 с увеличенной толщиной n^+ контактной области двумерная холловская концентрация электронов существенно выше, чем в остальных

исследованных образцах, а подвижность существенно ниже. К тому же n_S в образцах 849 и 844 существенно уменьшается при снижении температуры, что не характерно для вырожденного двумерного электронного газа в квантовой яме. В этих образцах, очевидно, наблюдается параллельная проводимость по n^+ -In_{0.38}Ga_{0.62}As слою, а снижение двумерной концентрации носителей при азотной температуре объясняется вымораживанием электронов n^+ -слоя на мелкие примесные состояния атомов кремния.

В нашем случае электрофизические параметры не удается однозначно соотнести со значением P_{As} во время МЛЭ роста. Гораздо лучшее соответствие прослеживается между подвижностью μ_e и такими параметрами морфологии поверхности, как плотность дефектов ρ на поверхности и связанная с ней среднеквадратичная шероховатость R_q ; μ_e уменьшается при увеличении плотности квадратных дефектов и шероховатости, особенно это заметно при температуре $T = 77$ К (рис. 4). Это объясняется рассеянием носителей заряда на прорастающих дислокациях и других структурных дефектах в активной области гетероструктуры, которое становится больше фоновой вклада в рассеяние при снижении температуры. Таким образом, помимо релаксации упругих напряжений при аккомодации параметров решетки подложки и активных слоев гетероструктуры важной функцией метаморфного буфера является предотвращение проникновения структурных дефектов в активную область, что может неблагоприятно повлиять на электрофизические характеристики структур.

На рис. 5 представлены результаты численного расчета зонной структуры и волновых функций электронов для исследованных наногетероструктур. Электроны n^+ -слоя экранируют поверхностный потенциал

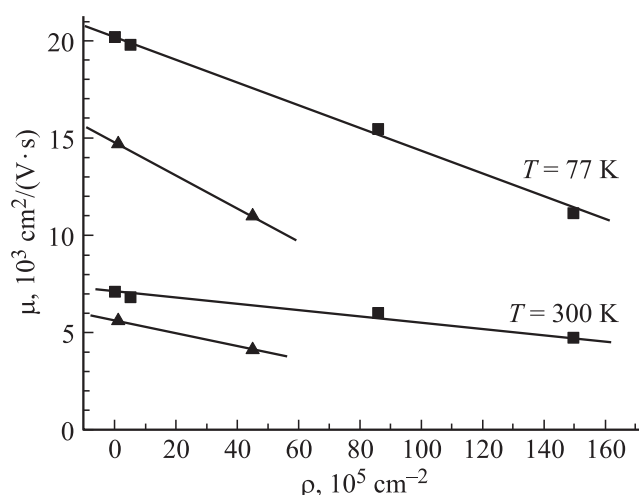


Рис. 4. Корреляционная зависимость электронной холловской подвижности для исследованных образцов от плотности дефектов на их поверхности: образцы 844 и 849 с повышенной толщиной n^+ -слоя — треугольники, образцы 821, 822, 838 и 841 с меньшей толщиной n^+ -слоя — квадраты (прямые линии проведены для наглядности).

$\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ полупроводника. Поэтому для обоих типов гетероструктур с толщиной n^+ -области 12 и 16 нм электронные состояния в первой и второй подзонах размерного квантования ямы $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}$, т.е. волновые функции и положение уровней энергии относительно уровня Ферми, практически совпадают. Согласно расчету, двумерная концентрация электронов в яме $3.2 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$, при этом заполнены две подзоны размерного квантования, поэтому в спектрах ФЛ аналогично псевдоморфным InGaAs НЕМТ гетероструктурам можно ожидать две линии излучения $1e-1h$ и $2e-1h$, расстояние между которыми определяется разностью энергий подзон размерного квантования и составляет 75 мэВ. Однако волновая функция электронов первой подзоны (рис. 5) локализована вблизи верхней гетерограницы КЯ вследствие притяжения положительно заряженных доноров δ -слоя. Она слабо перекрывается с дырочной волновой функцией, которая, напротив, локализуется вблизи нижней гетерограницы КЯ. Электронная волновая функция второй подзоны локализована значительно слабее и распространяется на всю область квантовой ямы. Вследствие пространственного разделения носителей заряда интенсивность полосы ФЛ $2e-1h$, соответствующей рекомбинации электронов второй подзоны КЯ и дырок, может превзойти интенсивность перехода $1e-1h$, несмотря на существенно различную заселенность первой и второй электронной подзон.

Большая часть линейного МБ исследованных гетероструктур $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$ прозрачна для света гелий-неонового лазера (1.96 эВ). Лазерное излучение поглощается в тонкой активной области гетероструктуры — квантовой яме и окружающих барьерах, а также в заглаживающем и барьерном слое InAlAs , инверсной

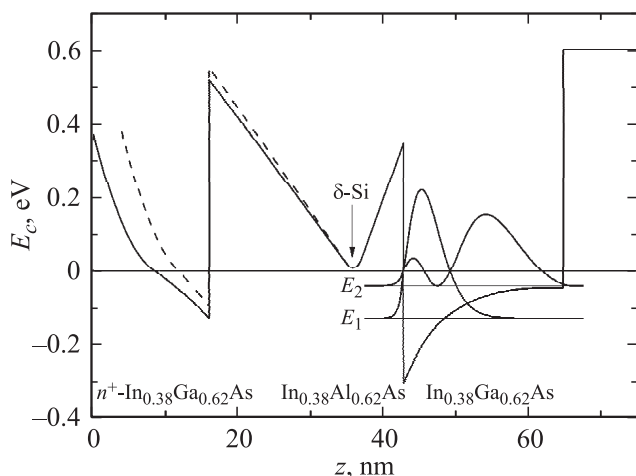


Рис. 5. Рассчитанные пространственные профили зоны проводимости и квадратов электронных волновых функций Ψ_i^2 , а также уровни размерного квантования E_i в метаморфных гетероструктурах $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}$ с различной толщиной контактной n^+ области: 16 нм (сплошная) и 12 нм (штриховая). Отсчет энергии от уровня Ферми.

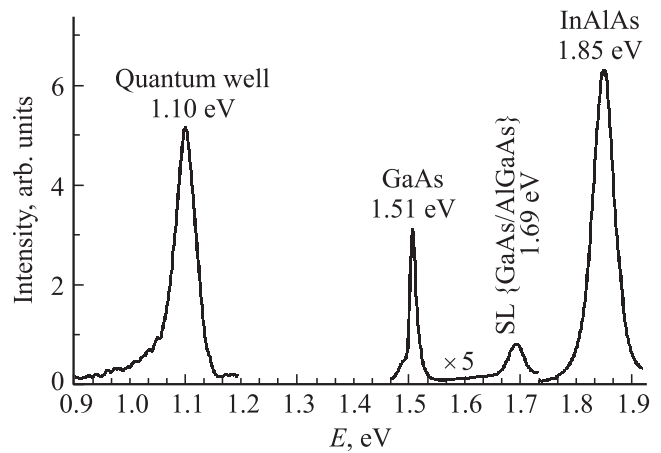


Рис. 6. Обзорный спектр фотолюминесценции образца 841 во всем исследованном диапазоне длин волн с указанием областей наногетероструктуры, в которых происходит рекомбинация носителей заряда, и соответствующих энергий переходов.

ступени и верхней части МБ, мольная доля индия в которой выше $x > 0.36$. Основная часть метаморфного буфера с $x < 0.36$ и толщиной порядка 1 мкм имеет оптическую ширину запрещенной зоны больше энергии фотона лазера, поэтому возбуждающее излучение, в отличие от псевдоморфных НЕМТ гетероструктур, достигало подложки GaAs. На рис. 6 представлен спектр фотолюминесценции при $T = 77 \text{ К}$ одного из исследованных образцов (841). В спектре присутствуют четыре линии излучения, соответствующие рекомбинации носителей заряда в квантовой яме, барьерной области InAlAs , подложке GaAs и короткопериодной сверхрешетке GaAs/AlGaAs. Особенность конструкции 841 образца заключается в увеличенной толщине GaAs/AlGaAs-сверхрешетки (10 периодов по 3.8 нм) по сравнению с остальными исследованными образцами, в спектрах ФЛ которых наблюдались только 3 линии излучения и отсутствовала полоса ФЛ сверхрешетки GaAs/AlGaAs.

На рис. 7,а представлены спектры фотолюминесценции исследованных образцов в диапазоне энергий фотонов $\hbar\omega$ от 0.9 до 1.2 эВ, соответствующем рекомбинации носителей заряда, расположенных в КЯ $\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}$. Как видно из табл. 2, положение E_{max} изменяется от значения 1.076 эВ для образца 821 до 1.115 эВ (образец 838). Полуширина Δ основного пика, так же как и подвижность электронов, коррелирует с плотностью ρ поверхностных дефектов: полуширина Δ увеличивается с ростом ρ .

В сторону меньших на 65 мэВ энергий от основного пика наблюдается слабая и широкая полоса люминесценции, которая наиболее отчетливо проявляется для 838 и 822 образцов. В работе [35] были измерены спектры ФЛ односторонне легированных метаморфных НЕМТ гетероструктур с различной шириной квантовой ямы. При малой ширине КЯ в спектрах ФЛ присут-

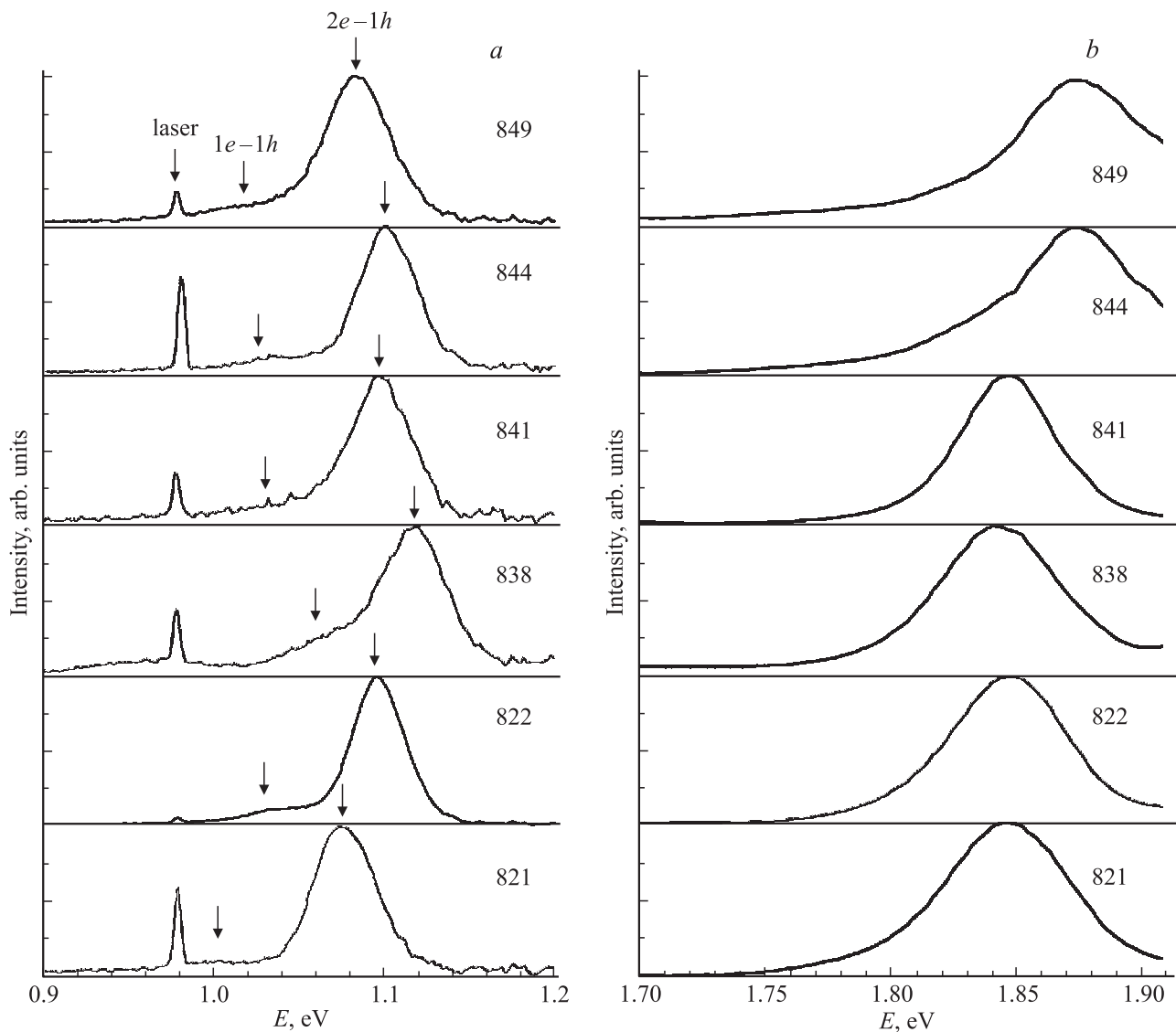


Рис. 7. Спектры фотолюминесценции исследованных образцов в различных диапазонах энергий: *a* — излучение квантовых ям $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}$; *b* — излучение барьеров $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$.

ствовали линии излучения от двух подзон размерного квантования, а при увеличении толщины ямы интенсивность полосы $1e-1h$ по сравнению с $2e-1h$ снижалась, при толщине КЯ > 20 нм пик ФЛ $1e-1h$ превратился в

Таблица 2. Энергетическое положение пиков фотолюминесценции и значения ширины пиков на полувысоте Δ

N_s	Квантовая яма		Барьер	
	$\hbar\omega$, эВ	Δ , эВ	$\hbar\omega$, эВ	Δ , эВ
821	1.076	0.042	1.848	0.065
822	1.096	0.038	1.846	0.060
849	1.083	0.048	1.878	0.070
841	1.097	0.044	1.849	0.048
844	1.101	0.040	1.875	0.072
838	1.115	0.050	1.845	0.059

слабое плечо, а при толщине КЯ 40 нм он полностью исчез. Аналогично, наблюдаемые в данной работе основные пики ФЛ мы приписываем рекомбинации носителей заряда $2e-1h$, а более слабое из-за пространственного разделения электронов и дырок плечо при меньших энергиях — переходам $1e-1h$.

Как видно из результатов, представленных в табл. 2, и из рис. 7, *a*, наблюдается разброс положений пиков ФЛ от КЯ, который достигает значения 0.039 эВ. Наблюдаемый разброс не может быть объяснен погрешностью и случайной ошибкой измерения спектров. Если допустить, что смещение пиков определяется только вариацией ширины запрещенной зоны $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ за счет изменения мольной доли индия в КЯ (и пренебречь сложной самосогласованной энергетической структурой состояний в КЯ), то разброс значений x не превышает 0.03. Технологические режимы роста активных слоев

исследуемых структур, а именно температура подложки во время формирования активных слоев, парциальные давления P_{Al} , P_{Ga} , P_{In} , поддерживались постоянными и одинаковыми для всех образцов, насколько позволяла точность эпитаксиальной установки. Перед началом каждого процесса роста P_{Al} , P_{Ga} , P_{In} и P_{As} выставлялись одинаковыми для всех образцов. Также выдерживалось одинаковым время для стабилизации молекулярных потоков для заданной рабочей температуры. Активная область гетероструктуры выращивается в самом конце после очень толстого МБ, поэтому за время роста возможен уход парциальных давлений In, Ga, Al и, особенно, As. Для оценки возможного отклонения парциальных давлений молекулярных источников проводились контрольные измерения давлений после каждого процесса роста. Максимальный разброс давлений галлия P_{Ga} по образцам составлял $\sim 2\%$, для индия $P_{In} \sim 7\%$, для алюминия $P_{Al} \sim 4\%$, а давления мышьяка в конце роста образцов показаны в табл. 1. Наименьшее значение P_{In} после роста оказалось для образца 838, а наибольшие значения — для образцов 821 и 849. В результате обнаруженной нестабильности молекулярного потока In изменяется не только состав $In_xGa_{1-x}As$ КЯ, но изменяется ширина КЯ, а также толщина спейсера, что также может привести к изменению положения основного пика ФЛ. Эти данные показывают, что спектроскопия ФЛ является очень чувствительным и информативным методом МНЕМТ гетероструктур. Она оказывается очень полезным неразрушающим методом при отработке и оптимизации технологических режимов роста новых полупроводниковых структур. Как видно из представленных данных, ФЛ крайне чувствительна даже к малым изменениям технологических режимов роста.

На рис. 7, b представлены спектры ФЛ, измеренные при 77 К для диапазона энергий фотонов от 1.7 до 1.92 эВ. Данная полоса соответствует рекомбинации носителей в барьерной области $In_{0.38}Al_{0.62}As$, заглаживающем слое $In_{0.38}Al_{0.62}As$, который выращивается при пониженной температуре, инверсной ступени с максимальной мольной долей индия $In_{0.42}Al_{0.58}As$ и верхней части МБ. Поэтому суммарный пик ФЛ (энергии см. в табл. 2) имеет довольно большую полуширину ~ 0.07 эВ, однако позволяет оценить средний состав твердого раствора $In_xAl_{1-x}As$ по концентрационной зависимости оптической ширины запрещенной зоны, что дает $x \approx 0.40$ для образцов 821, 822, 838 и 841, а для образцов 844 и 849 $x \approx 0.39$. Как и в случае спектров от КЯ, разброс энергий пиков ФЛ в рассматриваемом диапазоне энергий фотонов мы объясняем отклонением молекулярных потоков In и Al от заданных значений во время эпитаксиального роста барьерного и заглаживающего слоев InAlAs. Так, значение P_{Al} в конце процессов оказалось для образцов 844 и 849 больше, чем для других образцов. Это привело к сдвигу пика в спектрах ФЛ для этих образцов в сторону больших энергий.

4. Заключение

Исследована взаимосвязь морфологии поверхности, электрофизических параметров и спектров фотолюминесценции метаморфных наногетероструктур $In_{0.38}Al_{0.62}As/In_{0.38}Ga_{0.62}As$ на подложках GaAs. На поверхности некоторых гетероструктур обнаружены дефекты микронных размеров, ориентированные вдоль направлений [011] и [0 $\bar{1}$ 1] и представляющие собой области выхода на поверхность дефектов упаковки. Холловская подвижность образцов существенно снижается с увеличением плотности поверхностных дефектов, что вызвано рассеянием электронов в квантовой яме на дефектах упаковки. В спектрах фотолюминесценции обнаружены четыре полосы излучения, соответствующие рекомбинации носителей заряда в квантовой яме (1–1.2 эВ) InGaAs, в метаморфном буфере InAlAs (1.8–1.9 эВ), в сверхрешетке GaAs/AlGaAs на границе буфер-подложка и в подложке GaAs. Показано, что спектроскопия фотолюминесценции является очень чувствительным и информативным методом исследования новых МНЕМТ гетероструктур, позволяющая по оптической ширине запрещенной зоны оценить состав барьерных слоев InAlAs и квантовой ямы InGaAs, а также отследить технологические вариации этих параметров при отработке и оптимизации режимов эпитаксиального роста.

Работа выполнена при частичном финансировании в рамках гранта РФФИ 14-07-3110814 от 19.02.2014 и при поддержке Фонда поддержки образования и науки им. чл.-кор. РАН В.Г. Мокерова.

Выражаем благодарность А.Л. Кванину (НИЯУ „МИ-ФИ“) за АСМ измерения.

Список литературы

- [1] D.-H. Kim, B. Brar, J.A. del Alamo. *IEEE International Electron Device Meeting: Conference Publications* (Washington DC, 2011) p. 13.6.1.
- [2] W.E. Hoke, T.D. Kennedy, A. Toraby, C.S. Whelan et al. *J. Cryst. Growth*, **251**, 804 (2003).
- [3] S. Bollaert, Y. Cordier, M. Zaknoute et al. *Sol. St. Electron.*, **44**, 1021 (2000).
- [4] M.-S. Son, B.-H. Lee, M.-R. Kim, S.-D. Kim et al. *J. Korean Phys. Soc.*, **44** (2), 408 (2004).
- [5] W.E. Hoke, T.D. Kennedy, A. Toraby, C.S. Whelan, P.F. Marsh, R.E. Leoni, C. Xu, K.C. Hsien. *J. Cryst. Growth*, **251**, 827 (2003).
- [6] J.H. Kim, H.-S. Yoon, J.-H. Lee et al. *Sol. St. Electron.*, **46**, 69 (2002).
- [7] S.-J. Yu, W.-C. Hsu, Y.-J. Chen, C.-L. Wu. *Sol. St. Electron.*, **50**, 291 (2006).
- [8] D. Lee, M.S. Park, Z. Tang, H. Luo, R. Beresford et al. *J. Appl. Phys.*, **101**, 063 523 (2007).
- [9] S. Mendach, C.M. Hu, Ch. Heyn et al. *Physica E*, **13**, 1204 (2002).

- [10] Y. Jeong, H. Choi, T. Suzuki. *J. Cryst. Growth*, **301–302**, 235 (2007).
- [11] J.M. Gilperez, J.L. Sanchez Rojas, E. Munoz et al. *J. Appl. Phys.*, **76**, 5931 (1994).
- [12] S.K. Brierley, A. Torabi, P.S. Lyman. *J. Appl. Phys.*, **85**, 914 (1999).
- [13] D.Y. Lin, M.C. Wu, H. J. Lin, J.S. Wu. *Physica E*, **40**, 1757 (2008).
- [14] G. L. Zhou, W. Liu, M.E. Lin. *J. Cryst. Growth*, **227–228**, 218 (2001).
- [15] H. Brugger, H. Mussig, C. Wolk et al. *Appl. Phys. Lett.*, **59**, 2739 (1991).
- [16] A. Dodabalapur, V.P. Kesan, D.R. Hinson et al. *Appl. Phys. Lett.*, **54**, 1675 (1989).
- [17] Н.Г. Яременко, Г.Б. Галиев, И.С. Васильевский, Е.А. Климов, М.В. Карачевцева, В.А. Страхов. *РЭ*, **58** (3), 276 (2013).
- [18] X.Z. Shang, J. Wu, W.C. Wang, W.X. Wang, Q. Huang, J.M. Zhou. *Sol. St. Electron.*, **51**, 85 (2007).
- [19] T. Mishima, M. Kudo, J. Kasai, K. Higuchi, T. Nakamura. *J. Cryst. Growth*, **201/202**, 271 (1999).
- [20] X.Z. Shang, S.D. Wu, C. Liu, W.X. Wang, L.W. Guo, Q. Huang, J.M. Zhou. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **39**, 1800 (2006).
- [21] H. Choi, J. Cho, M. Jeon. *J. Korean Phys. Soc.*, **54** (2), 643 (2009).
- [22] K.E. Lee, E.A. Fitzgerald. *J. Cryst. Growth*, **312**, 250 (2010).
- [23] C.-H. Chan, C.-H. Ho, M.-K. Chen, Y.-S. Lin et al. *Thin Sol. Films*, **529**, 217 (2013).
- [24] J.S. Wu, C.C. Hung, C.T. Lu, D.Y. Lin. *Physica E*, **42**, 1212, (2010).
- [25] Y. Song, S. Wang, X. Cao, Z. Lai, M. Sadeghi. *J. Cryst. Growth*, **323**, 21 (2011).
- [26] G.B. Galiev, I.S. Vasil'evskii, S.S. Pushkarev, E.A. Klimov, R.M. Imamov, P.A. Buffat, B. Dwir, E.I. Suvorova. *J. Cryst. Growth*, **366**, 55 (2013).
- [27] H. Choi, Y. Jeong, J. Cho, M.H. Jeon. *J. Cryst. Growth*, **311**, 1091 (2009).
- [28] F. Romanato, E. Napolitani, A. Carnera, A.V. Drigo, L. Lazzarini et al. *J. Appl. Phys.*, **86**, 4748 (1999).
- [29] Y. Cordier, P. Lorenzini, J.-V. Chauveau, D. Ferre, Y. Androussi, J. Di Persio, D. Vignaud, J.-L. Codron. *J. Cryst. Growth*, **251**, 822 (2003).
- [30] M. Haupt, K. Köhler, P. Ganser, S. Emminger, S. Muller. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 412 (1996).
- [31] H.-L. Gao, Y.-P. Zeng, B.-Q. Wang, Z.-P. Zhu, Z.-G. Wang. *Chinese Physics B*, **17**, 1119 (2008).
- [32] Г.Б. Галиев, И.С. Васильевский, Е.А. Климов, В.Г. Мокеров, А.А. Черечукин. *ФТП*, **40** (12), 1479 (2006).
- [33] I. Vurgaftman, J.R. Meyer, L.R. Ram-Mohan. *J. Appl. Phys.*, **89**, 5815 (2001).
- [34] S. Adachi. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III–V and II–VI Semiconductors* (John Wiley & Sons, 2009) p. 157.
- [35] В.Г. Мокеров, Ю.В. Федоров, А.В. Гук, Н.Г. Яременко, В.А. Страхов. *ДАН*, **362** (2), 194 (1998).

Редактор Т.А. Полянская

Photoluminescence spectroscopy investigation of metamorphic nanoheterostructures

$\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}/\text{GaAs}$

G.B. Galiev, I.S. Vasil'evskii*, E.A. Klimov, A.N. Klochkov, D.V. Lavrukhin, S.S. Pushkarev, P.P. Maltsev

Institute of Ultrahigh Frequency Semiconductor Electronics, Russian Academy of Sciences, 117105 Moscow, Russia

* National Nuclear Research University „MEPHI“, 115409 Moscow, Russia

Abstract The surface morphology, electrophysical parameters and photoluminescence spectra measurements of metamorphic nanoheterostructures $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Ga}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}$ on GaAs substrates are presented. On the surface of some samples there were observed defects of various shapes oriented along [011] and $[0\bar{1}1]$ crystallographic directions, with the size of some micrometers. These defects arose as the result of generated in the metamorphic buffer stacking faults crossing sample surface. The Hall mobilities and sample optical properties deteriorate with increasing defect density. There were observed four bands in the photoluminescence spectra corresponding to the recombination of charge carriers inside quantum well InGaAs (1–1.2 eV), metamorphic buffer layers InAlAs (1.8–1.9 eV), GaAs/AlGaAs superlattice at the substrate-buffer interface and GaAs substrate. Using the measured spectra with the help of self-consistent Schrodinger-Poisson calculations the InGaAs and InAlAs compound compositions were determined as well as technological composition variations between investigated samples.