

# Влияние разориентации подложки (100) GaAs на электрофизические параметры и морфологию поверхности метаморфных HEMT наногетероструктур $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$

© Г.Б. Галиев\*<sup>¶</sup>, С.С. Пушкарёв\*<sup>+</sup>, И.С. Васильевский<sup>+</sup>, Е.А. Климов\*, А.Н. Клочков\*, П.П. Мальцев\*

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

<sup>+</sup> Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“, 115409 Москва, Россия

(Получена 10 апреля 2013 г. Принята к печати 16 апреля 2013 г.)

Представлены результаты исследования влияния разориентации подложек (100) GaAs на электрофизические параметры и морфологию поверхности наногетероструктур  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{GaAs}$  с высокой подвижностью электронов. Методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены две одинаковые структуры со ступенчатым профилем состава метаморфного буфера  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  ( $\Delta x = 0.05$ ) на двух типах подложек: на сингулярной подложке GaAs с ориентацией (100)  $\pm 0.5^\circ$  и разориентированной на  $2 \pm 0.5^\circ$  в направлении  $[0\bar{1}\bar{1}]$  подложке (100) GaAs. Обнаружено увеличение концентрации двумерного электронного газа на  $\sim 40\%$  в случае использования разориентированной подложки. Выявленное уширение спектров фотолюминесценции и сдвиг пиков в сторону меньших энергий фотонов для случая разориентированной подложки связывается с увеличением шероховатости гетерограниц и флуктуаций ширины квантовой ямы.

## 1. Введение

Метаморфные HEMT (*metamorphic high electron mobility transistor*) наногетероструктуры InGaAs/InAlAs на подложках GaAs являются одними из наиболее перспективных материалов для СВЧ электроники. На сегодняшний день самые быстродействующие СВЧ транзисторы с частотой отсечки  $f_T$  и максимальной частотой генерации  $f_{\max}$  до 640 ГГц изготовлены на основе псевдоморфных гетероструктур InGaAs/InAlAs на подложках InP [1], что обеспечивается за счет высокого содержания индия  $x \geq 0.7$  в канале  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  транзистора. Так как увеличение содержания InAs приводит к уменьшению электронной эффективной массы в InGaAs, гетероструктуры с высокой мольной долей индия обеспечивают большую подвижность и дрейфовую скорость электронов в квантовой яме (КЯ) и, следовательно, могут быть использованы для изготовления более быстрых СВЧ устройств [2]. Несмотря на то что по быстродействию метаморфные гетероструктуры InGaAs/InAlAs/GaAs несколько уступают PHEMT наногетероструктурам на подложках InP, но благодаря большей технологичности (большой диаметр подложек GaAs, большая прочность и меньшая стоимость) они успешно с ними конкурируют [2,3].

Важнейшим элементом конструкции метаморфной гетероструктуры является метаморфный буфер (МБ), который обеспечивает согласование параметров решетки подложки GaAs и активной области MHEMT гетероструктур [4]. Релаксация упругих напряжений в МБ происходит за счет образования прорастающих дислокаций, дислокаций несоответствия, дефектов упаковки и других нарушений кристаллической решетки. Наиболее часто используемые конструкции МБ InAlAs вы-

ращиваются с линейным или ступенчатым профилем состава [5,6] толщиной 0.5–1 мкм. Для минимизации остаточных упругих деформаций в активной области гетероструктуры  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  в вершине МБ обычно выращивается инверсная ступень — область  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  с плавно уменьшающимся содержанием InAs на 0.04–0.08 [7]. Для уменьшения концентрации дефектов в активной области и фильтрации прорастающих дислокаций в процессе эпитаксиального роста внутри МБ могут быть внедрены сверхрешетки или инверсные ступени [8].

Для выращивания MHEMT наногетероструктур чаще всего используются либо сингулярные подложки GaAs с точной ориентацией (100) [3,9,10] (далее как (100) подложки), либо разориентированные на  $2^\circ$  подложки (100) GaAs (далее как (100) +  $2^\circ$ ) [2,11]. Поверхность разориентированной подложки является вицинальной и состоит из гладких террас с малыми индексами Миллера, разделенных моноатомными или мономолекулярными ступенями [12]. От направления и угла разориентации подложки зависят размеры и форма террас, а также конфигурация атомов на ступенях. В литературе нет данных по исследованию влияния разориентации подложки на особенности релаксации метаморфного буфера в MHEMT гетероструктурах InGaAs/InAlAs. Однако известно, что разориентация подложек GaAs и InP может влиять на кристаллическую структуру решеточно согласованных и напряженных эпитаксиальных слоев InGaAs и InAlAs, на релаксацию напряжений и на плотность дислокаций в них [13–17].

Структурное совершенство решеточно согласованных и напряженных эпитаксиальных слоев InGaAs, InAlAs, а также гетероструктур на основе этих соединений, выращенных на подложке InP (100), сильно зависит [13] от угла разориентации подложки в направлениях [110]

<sup>¶</sup> E-mail: galiev\_galib@mail.ru

и  $[1\bar{1}0]$ . Согласно дифракционным исследованиям и измерениям спектров фотолюминесценции, наблюдается ухудшение структуры эпитаксиальных слоев InGaAs, InAlAs и гетерограниц в случае угла разориентации  $2^\circ$ , тогда как на сингулярных подложках и разориентированных на  $4^\circ$  были получены более совершенные полупроводники. К такой сложной зависимости приводят взаимодействие ступеней вицинальной поверхности с адсорбированными на поверхность роста атомами III группы и влияние ступеней на поверхностную диффузию адатомов в процессе МЛЭ (молекулярно-лучевой эпитаксии).

В случае эпитаксиального роста напряженных слоев  $\text{In}_{0.2}\text{Ga}_{0.8}\text{As}$  на подложках GaAs (100) плотность дислокаций, возникающих при релаксации напряжений, возрастает при увеличении угла разориентации подложки [14]. При этом разориентация подложки влияет как на механизм эпитаксиального роста (взаимодействие адатомов со ступенями вицинальной поверхности), так и на механизм релаксации напряжений (генерация различного числа перпендикулярных дислокаций  $\alpha$ - и  $\beta$ -типа в зависимости от направления разориентации). При релаксации напряженных слоев  $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$  ( $x < 0.2$ ) на разориентированных подложках GaAs (100) возникает анизотропия релаксации напряжений [15], которая приводит к анизотропии оптических и электронных свойств слоев [16]. При этом в зависимости от направления разориентации и температуры подложки изменяется тот тип дислокаций, которому энергетически более выгодно прорасти в данных условиях роста [17].

При выращивании МНЕМТ наногетероструктур важнейшую роль играет релаксация напряжений и локализация дислокаций в буферном слое, поэтому можно ожидать изменения морфологии поверхности и структурного совершенства активной области гетероструктуры при использовании разориентированных подложек. Так как на электрофизические параметры и структурные характеристики наногетероструктур влияют дизайн МБ и технологические режимы эпитаксиального роста, сопоставить данные разных авторов, использующих либо сингулярные подложки GaAs (100), либо разориентированные  $(100) + 2^\circ$  подложки, бывает затруднительно.

Цель данной работы — исследования влияния разориентации подложки на электрофизические параметры и морфологию поверхности МНЕМТ наногетероструктур с высоким содержанием In в активной области ( $\sim 70\%$ ). Для этого были исследованы гетероструктуры, имеющие одинаковый состав и выращенные при одинаковых технологических условиях. Единственное отличие состояло в используемых подложках: первый образец был выращен на сингулярной (100) GaAs, а второй — на разориентированной  $(100) + 2^\circ$  подложке.

## 2. Образцы и методы исследования

Исследуемые метаморфные гетероструктуры  $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  выращены методом МЛЭ на

двухдюймовых подложках GaAs. В качестве подложек были использованы полуизолирующие двухсторонне полированные подложки GaAs: для образца 889 — с ориентацией  $(100) \pm 0.5^\circ$  (фирма „Wafer Technology Ltd.“); для образца 895 — подложка GaAs (100), разориентированная на  $2 \pm 0.5^\circ$  в направлении  $[0\bar{1}\bar{1}]$  (фирма „АХТ“). Удельное сопротивление  $\rho$  и холловская подвижность носителей  $\mu_H$  в подложках составляли  $\rho \approx 6 \cdot 10^7 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ ,  $\mu_H \approx 6000 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  и  $\rho \approx 6 \cdot 10^8 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ ,  $\mu_H \approx 6000 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  соответственно.

Была использована ступенчатая конструкция метаморфного буфера  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ , который содержал 14 слоев толщиной 70 нм с изменяющимся на 0.05 содержанием индия  $x$  от 0.05 до 0.70 и верхний слой толщиной 30 нм с мольной долей индия  $x = 0.74$ . МБ заканчивается инверсной ступенью с постепенно уменьшающимся содержанием индия  $x = 0.74-0.70$ . Следующие слои — заглаживающий слой  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ , КЯ  $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$  толщиной 17 нм, барьерный слой  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  и нелегированный защитный слой  $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ . Давление мышьяка ( $\text{As}_4$ ) в зоне роста установки МЛЭ на протяжении всего процесса сохранялось постоянным  $P_{\text{As}} = 6 \cdot 10^{-6} \text{ Торр}$ . Давления индия и алюминия, контролируемые по показаниям датчика Альперта–Баярда, при выращивании МБ варьировались в диапазоне  $P_{\text{In}} = 1.43 \cdot 10^{-8} - 2.0 \cdot 10^{-7} \text{ Торр}$  и  $P_{\text{Al}} = 1.8 \cdot 10^{-8} - 5.4 \cdot 10^{-8} \text{ Торр}$ . Скорости роста слоев активной области  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  и  $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$  равнялись  $\sim 120$  и  $\sim 109 \text{ \AA/мин}$  соответственно. Активная область включала планарно легированный слой кремния ( $\delta\text{-Si}$ ) с концентрацией  $2.5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

Схематическое изображение конструкции исследуемых образцов представлено на рис. 1. Образцы выращивались при одинаковых технологических режимах и имели одинаковую толщину соответствующих слоев. Единственное отличие исследуемых образцов, как уже отмечалось, состояло в ориентации подложек GaAs.

Электрофизические параметры образцов (подвижность электронов  $\mu_e$ , слоиная концентрация  $n_s$ ) определялись с помощью эффекта Холла при температурах 300 и 77 К. Для определения анизотропии электрофизических параметров образцов на них была вытравлена мезаструктура в виде двух взаимно перпендикулярных холловских мостиков, ориентированных вдоль направленный (110).

Морфология поверхности образцов была исследована на атомно-силовом микроскопе (АСМ) Solver P47-PRO в контактном режиме с использованием высокоразрешающего контактного кремниевоего кантилевера CSG-01 (производитель „NT-MTD“).

Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) проводились при  $T = 77 \text{ К}$  методом синхронного детектирования с помощью InGaAs-фотодиода. Для возбуждения ФЛ использовался He–Ne-лазер с длиной волны  $\lambda = 632.8 \text{ нм}$  и мощностью излучения до 50 мВ. Спектральное разрешение установки измерения составляло порядка 5 мЭВ.

In <sub>0.75</sub> Ga <sub>0.25</sub> As (protection layer)	7.3 nm	
In <sub>0.70</sub> Al <sub>0.30</sub> As (barrier)	22 nm	
δ-Si	–	
In <sub>0.70</sub> Al <sub>0.30</sub> As (spacer)	6.4 nm	
In <sub>0.75</sub> Ga <sub>0.25</sub> As (channel)	17 nm	
In <sub>0.70</sub> Al <sub>0.30</sub> As (smoothing layer)	160 nm	
In <sub>0.74</sub> Al <sub>0.26</sub> As → In <sub>0.70</sub> Al <sub>0.30</sub> As (inverse step)	30 nm	(МБ) 1 μm
In <sub>0.74</sub> Al <sub>0.26</sub> As	30 nm	
In <sub>0.70</sub> Al <sub>0.30</sub> As	70 nm	
...	...	
In <sub>0.10</sub> Al <sub>0.90</sub> As	70 nm	
In <sub>0.05</sub> Al <sub>0.95</sub> As	70 nm	
SL{Al <sub>0.52</sub> Ga <sub>0.48</sub> As/GaAs} × 5	{2.4 nm/1.4 nm}	
GaAs	34 nm	
GaAs (substrate)	–	

Рис. 1. Схематическое изображение конструкции исследуемых МНЕМТ наногетероструктур.

### 3. Электрофизические исследования и морфология поверхности

В табл. 1 представлены результаты измерений холловской подвижности  $\mu_e$  и двумерной концентрации  $n_s$  электронов в КЯ In<sub>0.75</sub>Ga<sub>0.25</sub>As при температурах 300 и 77 К, а также измеренные с помощью АСМ величины среднеквадратичной шероховатости поверхности  $R_q$  по площади 40 × 40 мкм<sup>2</sup>.

Как видно из табл. 1 для образца 895, выращенного на разориентированной подложке, концентрация двумерного электронного газа  $n_s$  оказалась больше на 40% по сравнению с образцом, полученным на подложке (100). Заметим, что концентрация внедренного кремния была одинаковой. Такое поведение атомов Si может быть связано с несколькими факторами. Во-первых, ступени вицинальной поверхности могут оказывать влияние на встраивание атомов Si в кристаллическую решетку во время формирования δ-слоя. Авторы [18] в случае роста МЛЭ GaAs наблюдали упорядоченное встраивание ато-

Таблица 1. Электрофизические параметры исследуемых образцов и среднеквадратичная шероховатость их поверхности

№	Подложка GaAs	$\mu_e, \text{cm}^2(\text{V} \cdot \text{c})^{-1}$		$n_s, 10^{12} \text{cm}^{-2}$		$R_q, \text{nm}$
		300 К	77 К	300 К	77 К	
889	(100)	11600	44200	1.53	1.45	6.0 ± 0.5
895	(100) + 2°	11400	38700	2.16	2.11	10.6 ± 0.5

мов Si в узлы Ga, расположенные вдоль краев ступеней, благодаря чему они смогли вырастить δ-легированные слои Si с чрезвычайно высокой концентрацией электронов  $\sim 8 \cdot 10^{13} \text{cm}^{-2}$  на (100) + 2° подложке GaAs. Это объясняется увеличенной плотностью свободных связей для атомов Ga, а также увеличенной энергией связи адатомов Si в узлах Ga на краях ступеней вицинальной поверхности по сравнению с плоскими террасами. В случае газофазной эпитаксии [19] атомные ступени каталитически ускоряют разложение молекул SiH<sub>4</sub>. Авторы [19] наблюдали увеличение концентрации электронов в двумерном δ-легированном слое Si GaAs при увеличении угла разориентации подложки, хотя время легирования кремнием во всех образцах сохранялось одинаковым. Во-вторых, при нанесении атомов Si на вицинальную поверхность GaAs в зависимости от коэффициента покрытия атомами Si (от 0.2 до 0.8 монослоев) наблюдаются изменения пространственной конфигурации атомных ступеней и реконструкции поверхности, которые зависят от разориентации подложки и технологических режимов роста. Такая способность к самоорганизации поверхности роста при покрытии ее кремнием может привести к изменению электрофизических свойств наноструктур, выращенных на вицинальных подложках.

Рассмотренные примеры относились к δ-легированным структурам GaAs, выращенным на подложках GaAs без метаморфного буфера. Аналогичных результатов, относящихся к НЕМТ гетероструктурам, в литературе не обнаружено. По нашему мнению, наблюдаемое увеличение  $n_s$  в квантовой яме In<sub>0.75</sub>Ga<sub>0.25</sub>As/In<sub>0.7</sub>Al<sub>0.3</sub>As для образца 895 по сравнению с образцом 899 связано с увеличением доли примесных атомов Si, занимающих узлы кристаллической решетки элементов III группы.

Холловская подвижность электронов  $\mu_e$  исследованных образцов при  $T = 300 \text{K}$  практически совпадает, а при  $T = 77 \text{K}$   $\mu_e$  для образца 889 больше на ~ 14%, чем для образца 895. При комнатной температуре доминирующим механизмом рассеяния является рассеяние на оптических фонах, а при понижении температуры заметный вклад в рассеяние носителей заряда начинают вносить дефекты и неупорядоченности кристаллической решетки: прорастающие дислокации, шероховатости границ раздела КЯ и барьерных слоев, а также флуктуации состава твердых растворов InGaAs и InAlAs. Большее значение среднеквадратичной шероховатости  $R_q$  для образца 895 ( $R_q \approx 10 \text{nm}$ ) по сравнению с образцом 889 ( $R_q \approx 6 \text{nm}$ ) свидетельствует об этом. Значение среднеквадратичной шероховатости поверхности  $R_q$  связано с поперечно-полосатым рельефом, характерным для метаморфных наногетероструктур. Волнообразный рельеф поверхности возникает вследствие влияния упругих напряжений верхних областей метаморфного буфера и прямоугольной сетки дислокаций МБ.

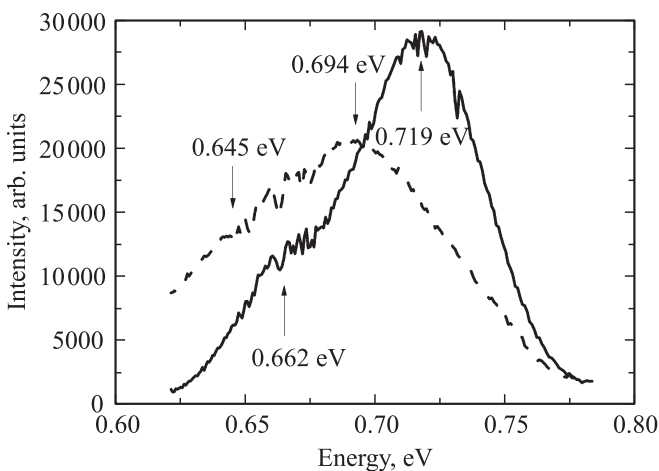
Средняя анизотропия подвижности, определяемая как  $\mu_{[01\bar{1}]} / \mu_{[011]}$ , усредненная по нескольким точкам пластины, для образцов 889 и 895 оказалась равной 1.10 и

1.08 соответственно при  $T = 300$  К, 1.37 и 1.23 соответственно при  $T = 77$  К. Так как в метаморфных наногетероструктурах анизотропия электрофизических свойств обычно связана с анизотропной релаксацией упругих напряжений, отношение подвижностей  $\mu_{[01\bar{1}]} / \mu_{[011]}$  увеличивается при азотной температуре, когда рассеяния на дефектах решетки усиливаются. Использование вращенной подложки практически не повлияло на анизотропию электрофизических свойств МНЕМТ наногетероструктуры.

#### 4. Спектроскопия фотолюминесценции и расчет зонной структуры

На рис. 2 представлены измеренные при  $T = 77$  К спектры фотолюминесценции (ФЛ) для исследуемых образцов в диапазоне энергий фотонов 0.6–0.8 эВ. Эта область соответствует энергиям переходов электронов между уровнями размерного квантования в КЯ  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ , положение основного пика согласуется с литературными данными [21,22]. Интенсивности сигнала ФЛ от КЯ для образца 895 слабее, шире и сдвинуты в сторону меньших энергий по сравнению с образцом 889. В спектрах наблюдаются две полосы люминесценции, соответствующие излучательной рекомбинации электронов первой и второй подзоны размерного квантования и тяжелых дырок. В табл. 2 представлены энергии максимумов этих полос, определенные при помощи математической подгонки спектра двумя гауссовыми кривыми.

Для оценки профиля зоны проводимости и положения подзон размерного квантования проводилось численное решение самосогласованной системы уравнений Шредингера и Пуассона в приближении эф-



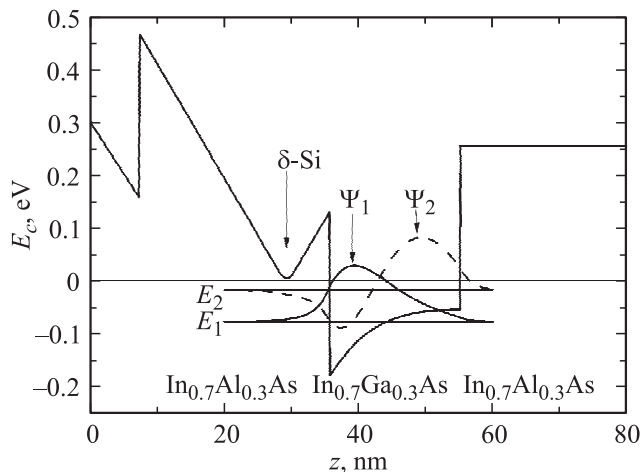
**Рис. 2.** Спектры фотолюминесценции гетероструктур  $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ . Образец 889 (сплошная кривая) — выращен на сингулярной подложке, 895 (пунктирная) — на разориентированной.

**Таблица 2.** Положение пиков фотолюминесценции при 77 К гетероструктур  $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ , соответствующих переходам  $e1-hh1$  и  $e2-hh1$ , а также расстояние между пиками

№	$\hbar\omega_{11}$ , эВ	$\hbar\omega_{21}$ , эВ	$\Delta\hbar\omega$ , эВ
889	0.662	0.719	0.057
895	0.645	0.694	0.049

фективной массы [23]. При расчетах были использованы следующие значения параметров полупроводников: эффективная масса электронов  $m_e^* = 0.036m_0$  для  $\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}$  и  $m_e^* = 0.052m_0$  для  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  [24], величина разрыва зоны проводимости на гетерогранице  $\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  принималась 0.31 эВ и рассчитывалась согласно правилу  $\Delta E_c = 0.7\Delta E_g$  [24], значение поверхностного потенциала принималось  $\varphi_s = 0.3$  эВ. При моделировании донорный  $\delta$ -слой вводился как однородно легированный слой  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  толщиной 2 нм с суммарной двумерной концентрацией кремния  $3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-3}$ . Расчеты проводились для температуры 77 К. При моделировании не учитывались явление непараболичности зоны проводимости  $\text{InGaAs}$  и эффект перенормировки ширины запрещенной зоны полупроводника при высокой концентрации носителей. Также не учитывалось влияние упругих напряжений на зонную структуру полупроводников, так как в метаморфных гетероструктурах материалы КЯ и барьера решеточно согласованы и большая часть упругих деформаций сосредоточена в буферной области. В результате расчета определялись пространственный профиль потенциала зоны проводимости, квантово-размерные уровни энергии электронов  $E_i$ , огибающие волновых функций электронов  $\Psi_i$ , концентрации электронов в подзонах. Расчет также позволяет моделировать изменение зонного профиля при вариации толщины квантовой ямы, концентрации легирования кремнием.

На рис. 3 представлены результаты расчета зонного профиля метаморфной гетероструктуры  $\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  в области квантовой ямы. Уровень Ферми принят за нуль энергии. Наилучшее согласие с экспериментальными результатами (концентрация электронов и энергетическое расстояние между краями подзон размерного квантования) получено при толщине ямы 18.5 нм, что больше технологической на 1.5 нм. Этот факт можно объяснить уширением и сдвигом спектров фотолюминесценции, вызванных шероховатостью гетерограниц квантовой ямы и барьерных слоев, а также неоднородностью толщины квантовой ямы, которые характерны для метаморфных наногетероструктур с большой шероховатостью поверхности [8]. Наиболее широкие области квантовой ямы, в которых энергия носителей заряда (электронов и дырок) минимальна, определяют положение края спектра фотолюминесценции. Поэтому в образце 895 с большей среднеквадра-



**Рис. 3.** Пространственные профили зоны проводимости и электронных волновых функций  $\Psi_i$ , уровни размерного квантования  $E_i$  в метаморфной гетероструктуре  $\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ .

точной шероховатостью поверхности явно наблюдается смещение пиков в сторону меньших энергий, а также уширение спектральных полос (рис. 2).

Рассчитанная концентрация электронов в квантовой яме равна  $1.45 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Расстояние между уровнями размерного квантования составляет  $E_{21} = 0.060 \text{ эВ}$ , что близко к расстоянию между пиками люминесценции переходов  $e1-hh1$  и  $e2-hh1$  обоих исследованных образцов (табл. 2). Интенсивность рекомбинации с участием электронов второй подзоны размерного квантования больше, чем с участием электронов первой подзоны, что объясняется характером перекрытия электронных и дырочных волновых функций в квантовой яме (рис. 3). Вследствие притягивающего электрического поля ионизованных доноров электроны первой подзоны размерного квантования и фотогенерированные дырки локализуются на различных гетерограницах квантовой ямы, и соответствующий межзонный переход является пространственно непрямым. Электронная волновая функция второй подзоны сильнее перекрывается с дырочной волновой функцией, что отражается на большем матричном элементе межзонного оптического перехода и большей интенсивности рекомбинации.

## 5. Заключение

В работе исследованы и сопоставлены электрофизические параметры одинаковых  $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  МНЕМТ наногетероструктур, выращенных на сингулярной (100) и разориентированной на  $2^\circ$  в направлении  $[01\bar{1}]$  подложках GaAs. В случае использования разориентированных подложек обнаружено увеличение двумерной концентрации электронов в квантовой яме на  $\sim 40\%$ . Это объясняется увеличением доли примесных атомов Si, занимающих при  $\delta$ -легировании узлы кри-

сталлической решетки элементов III группы. При этом значения подвижности при комнатной температуре оказались практически одинаковыми, а при  $T = 77 \text{ К}$  для образца на разориентированной подложке наблюдается меньшая подвижность ( $38\,700 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ ) по сравнению с  $44\,200 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ ). Это уменьшение сопровождается большей среднеквадратичной шероховатостью поверхности образцов. Полученные результаты подтверждаются особенностями спектров фотолюминесценции и самосогласованным расчетом зонных диаграмм гетероструктур.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 12-07-31100 мол-а), а также Фонда поддержки образования и науки им. члена-корреспондента РАН В.Г. Можева.

## Список литературы

- [1] D.-H. Kim, J.A. del Alamo. IEEE Electron Dev. Lett., **31** (8), 806 (2010).
- [2] 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).
- [3] D.-H. Kim, B. Brar, J.A. del Alamo. IEEE International Electron Devices Meeting (Washington DC, December 5–7, 2011) p. 13.6.1.
- [4] А.С. Бугаев, Г.Б. Галиев, П.П. Мальцев, С.С. Пушкарев, Ю.В. Федоров. Нано- и микросистемная техника, **10** (147), 14 (2012).
- [5] Y. Song, S. Wang, I. Tangring, Z. Lai, M. Sadeghi. J. Appl. Phys., **106**, 123 531 (2009).
- [6] S.-G. Ihn, S.J. Jo, J.-I. Song. Appl. Phys. Lett., **88**, 132 108 (2006).
- [7] F. Capotondi, G. Biasiol, D. Ercolani, V. Grillo, E. Carlino, F. Romanato, L. Sorba. Thin Sol. Films, **484**, 400 (2005).
- [8] 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).
- [9] S.-J. Yu, W.-C. Hsu, Y.-J. Chen, C.-L. Wu. Sol. St. Electron., **50**, 291 (2006).
- [10] Y. Cordier, P. Lorenzini, J.-V. Chauveau, D. Ferre, Y. Androussi, J. DiPersio, D. Vignaud, J.-L. Codron. J. Cryst. Growth, **251**, 822 (2003).
- [11] W.E. Hoke, P.J. Lemonias, J.J. Mosca, P.S. Lyman, A. Torabi, P.F. Marsh. J. Vac. Sci. Technol. B, **17** (3), 1131 (1999).
- [12] B.A. Joyce, J.H. Neave, J. Zhang, D.D. Vvedensky et al. Semicond. Sci. Technol., **5**, 1147 (1990).
- [13] A.S. Brown, U.K. Mishra, J.A. Henige, M.J. Delaney. J. Appl. Phys., **64**, 3476 (1988).
- [14] P. Werner, N.D. Zakharov, Y. Chen, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, J.F. Klem, J.Y. Tsao. Appl. Phys. Lett., **62**, 2798 (1993).
- [15] R.S. Goldman, H.H. Wieder, K.L. Kavanagh, K. Rammohan, D.H. Rich. Appl. Phys. Lett., **65**, 1424 (1994).
- [16] Q. Sun, C. Lacelle, D. Morris, M. Buchanan, P. Marshall et al. Appl. Phys. Lett., **59**, 1359 (1991).
- [17] R.S. Goldman, K.L. Kavanagh, H.H. Wieder, K. Rammohan, S.N. Ehrlich, R.M. Feenstra. J. Appl. Phys., **83**, 5137 (1998).

- [18] L. Daweritz, C. Muggelberg, R. Hey, H. Kostian, M. Horick. *Sol. St. Electron.*, **37**, 783 (1994).
- [19] J. Motohisa, C. Tazaki, M. Akabori, T. Fukui. *J. Cryst. Growth*, **221**, 47 (2000).
- [20] Z.M. Wang, L. Daweritz, P. Schutzendube, K.H. Ploog. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **18** (4), 2204 (2000).
- [21] W.E. Hoke, T.D. Kennedy, A. Toraby, C.S. Whelan et. al. *J. Cryst. Growth*, **251**, 804 (2003).
- [22] X. Wallart, B. Pinsard, F. Mollot. *J. Appl. Phys.*, **97**, 053 706 (2005).
- [23] Г.Б. Галиев, И.С. Васильевский, Е.А. Климов, В.Г. Моке-ров, А.А. Черечукин. *ФТП*, **40** (12), 1479 (2006).
- [24] S. Adachi. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III–V and II–VI Semiconductors* (John Wiley & Sons, 2009) p. 157.

Редактор Т.А. Полянская

**Effect of (100) GaAs substrate  
misorientation on electrophysical  
parameters and surface morphology  
of metamorphic HEMT  
nanoheterostructures  
 $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$**

G.B. Galiev\*, S.S. Pushkarev\*+, I.S. Vasil'evskii<sup>+</sup>,  
E.A. Klimov\*, A.N. Klochkov\*, P.P. Maltsev\*

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

<sup>+</sup> National Nuclear Research University „МЭФИ“,  
115409 Moscow, Russia

**Abstract** The effect of GaAs (100) substrate misorientation on electrophysical parameters and surface morphology of metamorphic  $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$  nanoheterostructures is studied. Two identical structures with step-graded metamorphic buffer  $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$  ( $\Delta x = 0.05$ ) are grown by MBE on (100) GaAs substrates exactly oriented and  $2 \pm 0.5^\circ$  misoriented towards  $[0\bar{1}\bar{1}]$  direction. The increase of two-dimensional electron gas concentration by  $\sim 40\%$  for the heterostructure grown on misoriented substrate is revealed. The photoluminescence spectra width increased and peak energy red shifted for misoriented substrates, which was induced by the increased heterointerface roughness and quantum well thickness fluctuations.