

Влияние конструкции буфера и ориентации подложки на подвижности электронов в метаморфных структурах $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}/\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ на подложках GaAs

© В.А. Кульбачинский^{*+•¶}, Л.Н. Овешников^{*}, Р.А. Лунин^{*}, Н.А. Юзева[♦],
Г.Б. Галиев[♦], Е.А. Климов[♦], С.С. Пушкарёв[♦], П.П. Мальцев[♦]

* Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова,
119991 Москва, Россия

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

• НИЦ „Курчатовский институт“,
123182 Москва, Россия

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

(Получена 16 декабря 2014 г. Принята к печати 25 декабря 2014 г.)

Исследовано влияние конструкции буфера и разориентации подложки на электрофизические свойства квантовых ям $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}/\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ на подложке GaAs. Измерены температурные (в интервале температур $4.2 < T < 300$ К) и полевые (в магнитных полях до 6 Тл) зависимости сопротивлений образцов. Выявлено наличие анизотропии сопротивлений в разных кристаллографических направлениях в зависимости от ориентации подложки и конструкции метаморфного буферного слоя. Кроме этого исследован эффект Холла и эффект Шубникова–де Гааза. Из эффекта Шубникова–де Гааза были определены электронные подвижности раздельно в нескольких заполненных подзонах размерного квантования в разных кристаллографических направлениях. Расчетная анизотропия подвижностей соответствует экспериментальным данным анизотропии сопротивлений.

1. Введение

В настоящее время для сверхвысокочастотной (СВЧ) электроники миллиметрового диапазона одними из наиболее перспективных материалов являются метаморфные НЕМТ (high electron mobility transistor — транзистор с высокой подвижностью электронов) наногетероструктуры $\text{InGaAs}/\text{InAlAs}$, выращенные на подложках GaAs. Самые быстродействующие на сегодняшний день СВЧ транзисторы с частотой отсечки $f_T = 644$ ГГц и максимальной частотой генерации $f_{\max} = 681$ ГГц изготовлены на основе псевдоморфных НЕМТ наногетероструктур (ПНЕМТ) с составной квантовой ямой (КЯ) $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}/\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{InAs}/\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ на подложках InP [1], что обеспечивается за счет высокого содержания индия в канале InGaAs транзистора. В работе [2] приведены зависимости подвижности электронов в метаморфных (МНЕМТ) наногетероструктурах, выращенных на подложках GaAs при комнатной температуре, от состава активного слоя (канала) и показано, что увеличение содержания индия приводит к уменьшению электронной эффективной массы в канале, обеспечивая тем самым увеличение подвижности и дрейфовой скорости электронов в КЯ, что в свою очередь отражается на увеличении быстродействия СВЧ устройств. В работе [3] было показано, что МНЕМТ на подложке GaAs обладает почти такими же характеристиками, что и ее аналог на подложке InP. Таким образом, несмотря на

то что по быстродействию псевдоморфные наногетероструктуры на InP немного лучше МНЕМТ структур $\text{InGaAs}/\text{InAlAs}/\text{GaAs}$, но их меньшая технологичность (большая стоимость, хрупкость и небольшой диаметр подложек InP по сравнению с подложками GaAs) делает МНЕМТ структуры на подложках GaAs более привлекательными и конкурентоспособными.

Метаморфный буфер (МБ) представляет собой толстый переходный слой InAl(Ga)As с изменяющимся по толщине химическим составом, который выращивается между подложкой и активной областью МНЕМТ наногетероструктуры, и предназначенный для согласования параметров решетки подложки с параметрами решетки активных слоев за счет постепенной релаксации возникающих механических напряжений. Релаксация упругих напряжений в МБ происходит за счет образования прорастающих дислокаций, дислокаций несоответствия, дефектов упаковки и других нарушений кристаллической решетки, вследствие которых, поверхность выращенной МНЕМТ наногетероструктуры характеризуется волнообразным поперечно-полосатым рельефом (cross-hatch). Такой рельеф возникает из-за полей механического напряжения, создаваемых сетью образующихся дислокаций несоответствия [4]. Для уменьшения концентрации дефектов в активной области и фильтрации прорастающих дислокаций в процессе эпитаксиального роста внутрь МБ могут быть внедрены сверхрешетки или дополнительные инверсные ступени [5]. Так, сверхрешетки, выращенные после релаксированного эпитаксиального слоя, насыщенного дислокациями, способны

¶ E-mail: kulb@mig.phys.msu.ru

препятствовать проникновению прорастающих дислокаций в вышележащие слои, заставляя их изгибаться и распространяться в боковом направлении [6,7].

Как правило, при росте МНЕМТ структур выращивается МБ InAlAs с линейным или ступенчатым профилем состава [8,9] толщиной до 1 мкм. Для минимизации остаточных упругих деформаций в активной области гетероструктуры $In_xGa_{1-x}As/In_xAl_{1-x}As$ в вершине МБ обычно выращивается инверсная ступень — область $In_xAl_{1-x}As$ с плавно уменьшающимся содержанием InAs на 0.04–0.08 [10,11]. Инверсная ступень, так же как и активная область, расположенная выше, оказывается ненапряженной. После инверсной ступени выращивается толстый заглаживающий слой, позволяющий дополнительно ослабить остаточное напряжение.

Для выращивания МНЕМТ наногетероструктур часто используют либо сингулярные подложки GaAs с ориентацией $(100) \pm 0.5^\circ$, либо разориентированные на $(2 \pm 0.5)^\circ$ подложки (100) GaAs [2,3]. 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.

На подложках GaAs с ориентацией (100) при эпитаксиальном росте напряженных слоев $In_{0.2}Ga_{0.8}As$ плотность дислокаций возрастает при увеличении угла разориентации подложки [13]. При релаксации напряженных слоев $In_xGa_{1-x}As$ ($x < 0.2$) на разориентированных подложках GaAs (100) усиливается анизотропия релаксации напряжений [14], которая приводит к анизотропии оптических и электронных свойств слоев [15]. При этом в зависимости от направления разориентации и температуры подложки изменяется тот тип дислокаций, которому энергетически более выгодно формироваться в данных условиях роста [16]. Разориентация подложки в свою очередь влияет как на механизм эпитаксиального роста (взаимодействие адатомов со ступенями вицинальной поверхности), так и на механизм релаксации напряжений (генерация различного числа ортогональных дислокаций α - и β -типа в зависимости от направления разориентации).

Разориентация подложек GaAs и InP может влиять на кристаллическую структуру изоморфных и псевдоморфных эпитаксиальных слоев InGaAs и InAlAs, на релаксацию напряжений и на плотность дислокаций в них [10]. Таким образом, разориентация подложки влияет на: а) начальный механизм роста, б) морфологию слоя, в) плотность и тип дислокаций несоответствия. Все эти эффекты сильно анизотропны.

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния конструкции буфера и разориентации подложки на электрофизические свойства квантовых ям $In_{0.70}Al_{0.30}As/In_{0.76}Ga_{0.24}As/In_{0.70}Al_{0.30}As$ на подложке GaAs. Для определения подвижностей в подзонах раз-

мерного квантования и их анизотропии использовался эффект Шубникова–де Гааза (ШдГ).

2. Образцы и методики измерений

Исследуемые в настоящей работе МНЕМТ наногетероструктуры были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на полуизолирующих двухсторонне полированных подложках GaAs диаметром два дюйма с ориентацией $(100) \pm 0.5^\circ$ (образцы 1, 2) фирмы „Wafer Technology LTD“ и подложках GaAs (100) , разориентированных на $2 \pm 0.5^\circ$ в направлении $[0 \bar{1} \bar{1}]$ (образцы 3, 4) фирмы „АХТ“. Удельное сопротивление (ρ) подложек составляло при комнатной температуре $\approx 6 \cdot 10^7$ и $\approx 6 \cdot 10^8$ Ом · см соответственно.

<i>a</i>	
$In_{0.76}Ga_{0.24}As$	6.7 nm
$In_{0.70}Al_{0.30}As$	18.5 nm
δ -Si	–
$In_{0.70}Al_{0.30}As$	6.4 nm
$In_{0.76}Ga_{0.24}As$ (QW)	16.4 nm
$In_{0.70}Al_{0.30}As$	141 nm
$In_{0.75}Al_{0.25}As \rightarrow In_{0.70}Al_{0.30}As$ (inverse step)	40 nm
$In_{0.70}Al_{0.30}As \rightarrow In_{0.75}Al_{0.25}As$ (metamorphic buffer)	80 nm
SL3 $\{In_{0.76}Ga_{0.24}As/In_{0.70}Al_{0.30}As\} \times 30.5$	{3.4 nm/5.6 nm}
$In_{0.45}Al_{0.55}As \rightarrow In_{0.70}Al_{0.30}As$ (metamorphic buffer)	0.43 μm
SL2 $\{In_{0.40}Ga_{0.60}As/In_{0.50}Al_{0.50}As\} \times 30.5$	{3.2 nm/3.6 nm}
$In_{0.05}Al_{0.95}As \rightarrow In_{0.45}Al_{0.55}As$ (metamorphic buffer)	0.68 μm
SL1 $\{Al_{0.42}Ga_{0.58}As/GaAs\} \times 5$	{2.4 nm/1.4 nm}
GaAs	34 nm
GaAs(1 0 0) (substrate)	–
<i>b</i>	
$In_{0.76}Ga_{0.24}As$	6.7 nm
$In_{0.70}Al_{0.30}As$	18.5 nm
δ -Si	–
$In_{0.70}Al_{0.30}As$	6.4 nm
$In_{0.76}Ga_{0.24}As$ (QW)	16.4 nm
$In_{0.70}Al_{0.30}As$	141 nm
$In_{0.75}Al_{0.25}As \rightarrow In_{0.70}Al_{0.30}As$ (inverse step)	40 nm
$In_{0.75}Al_{0.25}As$	30 nm
$In_{0.70}Al_{0.30}As$	70 nm
$In_{0.65}Al_{0.35}As$	70 nm
.....
$In_{0.10}Al_{0.90}As$	70 nm
$In_{0.05}Al_{0.95}As$	70 nm
SL1 $\{Al_{0.42}Ga_{0.58}As/GaAs\} \times 5$	{2.4 nm/1.4 nm}
GaAs	34 nm
GaAs(1 0 0) (substrate)	–

Рис. 1. Структура образцов с линейным (а) и ступенчатым (б) метаморфным буфером. Серым цветом выделена квантовая яма.

Таблица 1. Сопротивление ρ_{xx} , холловские концентрации n_H и подвижности μ_H при $T = 4.2$ К.

Образец	ρ_{xx} , Ом/□		n_H , 10^{12} см $^{-2}$		μ_H , см 2 /В · с	
	R	L	R	L	R	L
1	89.07	73.44	1.67	1.64	42800	53100
2	79.06	67.05	1.66	1.70	47600	54900
3	68.36	65.74	2.20	2.18	41400	43600
4	55.62	49.65	2.70	2.75	40800	45800

Образцы выращивались при одинаковых технологических условиях. Отношение потоков элементов V и III групп во время роста канала $\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}$ составляло $\gamma_1 = P_{\text{As}}/(P_{\text{In}} + P_{\text{Ga}}) \approx 30$, а во время роста заглаживающего и барьерного слоев $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ составляло $\gamma_2 = P_{\text{As}}/(P_{\text{In}} + P_{\text{Al}}) \approx 38$. Парциальные давления P_{As} , P_{Al} , P_{Ga} и P_{In} молекулярных источников измерялись в зоне роста установки МЛЭ датчиком Альперта–Байярда. Давление мышьяка (As_4) в зоне роста на время проведения всех процессов сохранялось постоянным и составляло $P_{\text{As}} = 6 \cdot 10^{-6}$ Торр.

На рис. 1 представлено схематическое изображение поперечного сечения исследуемых образцов с различной конструкцией МБ. Для образца 1 была использована конструкция МБ с линейным профилем x и с двумя 30-периодными напряженными сбалансировано-рассогласованными сверхрешетками SL2 и SL3 {InAlAs/InGaAs} внутри МБ, призванными блокировать прорастающие дислокации и не допускать их проникновение в активную область [5,17]. Для образцов 2, 3 и 4 была использована конструкция МБ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ со ступенчатым профилем распределения индия (x), состоящая из 15 ступеней, содержание индия в нем повышалось от $x = 0.05$ до 0.75. С целью минимизации упругого напряжения в вышележащей активной области наногетероструктуры во всех образцах МБ заканчивается инверсной ступенью с постепенно уменьшающимся содержанием индия от $x = 0.75$ до 0.70. Активная область всех образцов состоит из следующих слоев: заглаживающий слой $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$, КЯ $\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}$ толщиной 16.4 нм, планарно-легированный слой кремния ($\delta\text{-Si}$), барьерный слой $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ и нелегированный защитный слой $\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}$. Кроме того, для препятствия сегрегации фоновых примесей из подложки в вышележащие слои во всех структурах присутствует пятипериодная сверхрешетка SL1 {AlGaAs/GaAs}. Образцы были легированы кремнием с одинаковой концентрацией примеси порядка $2.5 \cdot 10^{12}$ см $^{-2}$, за исключением образца 4, концентрация легирующей примеси в δ -слое которого на 30% больше.

С помощью фотолитографии на поверхности образцов были сформированы контактные площадки и канал. Для определения анизотропии электрофизических свойств образцов на них были вытравлены мезоструктуры в

виде двух взаимно перпендикулярных холловских мостиков, ориентированных вдоль направлений [011] и [01 $\bar{1}$]. Мостики, ориентированные вдоль [011], обозначены как R плечи, а вдоль [01 $\bar{1}$] — как L плечи. Некоторые параметры образцов при $T = 4.2$ К приведены в табл. 1.

В работе исследовались зависимости электрического сопротивления от температуры для обоих плеч образцов в диапазоне от комнатной до температуры жидкого гелия 4.2 К. Точно так же при температуре 4.2 К изучались эффект Холла и эффект ШдГ в магнитных полях до 6 Тл.

3. Результаты и их обсуждение

Для всех образцов измерены температурные зависимости сопротивления и его анизотропия. На рис. 2 приведены температурные зависимости сопротивления для всех образцов. Характер зависимости является типичным для вырожденных полупроводников, т.е. отражает уменьшение сопротивления при понижении температуры.

Величины сопротивлений вдоль разных плеч приведены в табл. 1. Для образца 2 анизотропия сопротивлений существенно меньше, чем в образце 1. Причиной этому, скорее всего, является наличие в образце 1 сверхрешеток, которые изменяют направление распространения дислокаций. Так что гетероструктура может быть почти изотропна по отношению к распределению напряжений и формированию дислокаций, однако обладать заметной анизотропией латерального распространения дислокаций. Одно из направлений в кристалле имеет большую концентрацию дислокаций за счет смены направления распространения дислокаций, формируемых в процессе роста. Однако нельзя однозначно сказать, что более низкое значение сопротивления L плеча свидетельствует о меньшей концентрации дислокаций в направлении [01 $\bar{1}$], так как неизвестно, что оказывает большее влияние на рассеяние — дислокации или поле остаточных напряжений. Наблюдаемая в образцах 3 и 4 анизотропия может быть связана с тем, что в данном случае использовались разориентированные подложки.

Так как в метаморфных наногетероструктурах анизотропия электрофизических свойств обычно связана с анизотропной релаксацией упругих напряжений, отношение сопротивлений (а значит, и подвижностей) увеличивается при понижении температуры, когда рассеяния на дефектах решетки усиливаются.

В настоящей работе для определения электронных подвижностей в каждой подзоне размерного квантования и в разных плечах холловских мостиков (анизотропии подвижностей) мы использовали эффект ШдГ при 4.2 К. Образцы обладали высокой электронной подвижностью и во всех из них наблюдались осцилляции магнетосопротивления ρ_{xx} , начиная с достаточно низких магнитных полей. Зависимости ρ_{xx} от магнитного поля B приведены на рис. 3. Расчет концентраций из осцилляций ШдГ про-

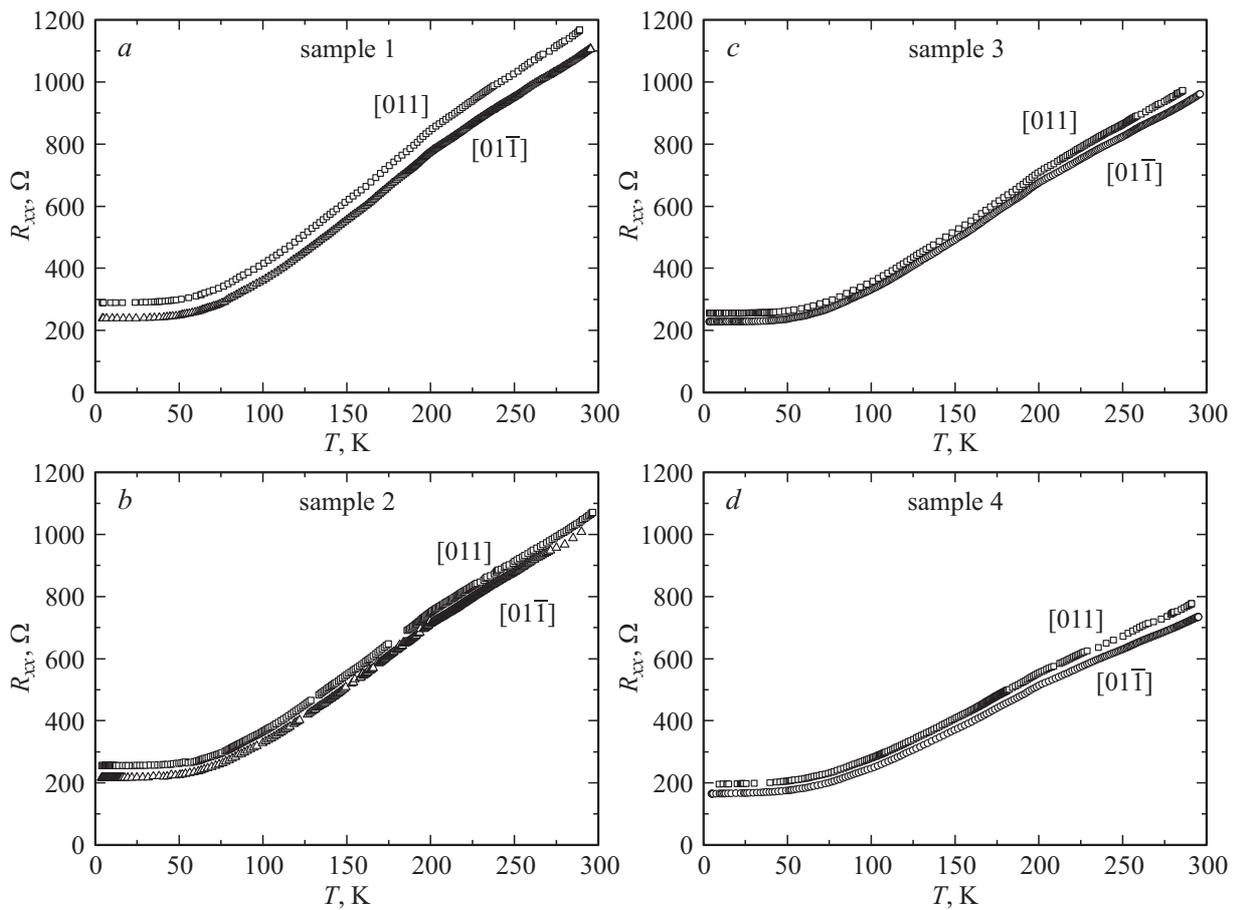


Рис. 2. Температурные зависимости сопротивления образцов в двух взаимно перпендикулярных направлениях.

Таблица 2. Концентрации и подвижности электронов в исследованных образцах в двух плечах

Образец	$N_{\text{sdH}}, 10^{12} \text{ cm}^{-2}$		$\sum N_{\text{sdH}}, 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$N_{\text{Hall}}, 10^{12} \text{ cm}^{-2}$	$\mu_q, \text{ cm}^2/(\text{B} \cdot \text{c})$	$\mu_t, \text{ cm}^2/(\text{B} \cdot \text{c})$	$\mu_H, \text{ cm}^2/(\text{B} \cdot \text{c})$
1R	1	1.44	1.44	1.67	2760	41800	42800
1L	1	1.42	1.42	1.64	2630	53100	53100
2R	2	0.40	1.77	1.66	4860	46600	47600
	1	1.37			3220	48900	
2L	2	0.35	1.75	1.70	4670	53900	54900
	1	1.40			2700	54700	
3R	2	0.54	2.21	2.21	4590	40000	41400
	1	1.67			2590	43400	
3L	2	0.58	2.19	2.18	3830	42100	43600
	1	1.62			3260	45300	
4R	2	0.80	2.72	2.71	5490	36300	40800
	1	1.92			2970	41000	
4L	2	0.83	2.76	2.75	5240	44400	45800
	1	1.93			3510	45400	

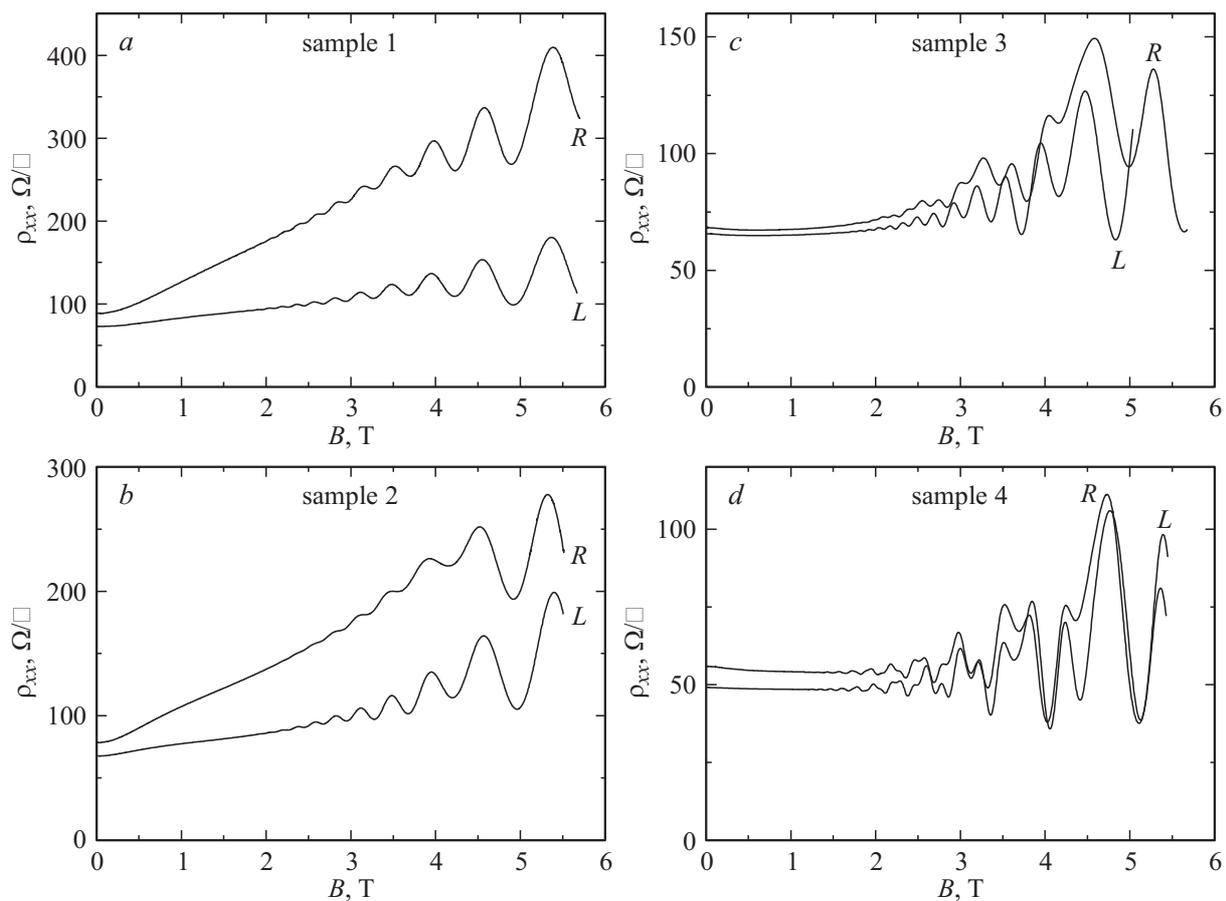


Рис. 3. Осцилляции ШдГ при $T = 4.2$ К для всех образцов с правого и левого плеча холловского мостика.

водился с помощью фурье-преобразования осцилляций (рис. 4).

Проведенные расчеты зонной структуры показывают наличие двух уровней энергии в квантовых ямах. Из рис. 4 видно, что в образце 1 наблюдается один пик, т.е. осцилляции от второй подзоны размерного квантования не проявляются, что может быть связано с их небольшой амплитудой. Для образцов 2, 3 и 4 две частоты хорошо различаются. Как видно из рисунков, частоты осцилляций в правом и левом плечах совпадают, т.е. концентрации электронов практически одинаковы в обоих плечах мостиков (табл. 2). Однако подвижности электронов в них разные, так как в Фурье-спектре осцилляций ШдГ величины пиков и их полуширины различаются.

Профиль дна зоны проводимости, уровни энергии и волновые функции электронов были найдены в однозонном приближении методом самосогласованного численного решения уравнения Шредингера методом матрицы переноса и уравнения Пуассона [18–20]. В качестве примера на рис. 5 приведены рассчитанные профили дна зоны проводимости, волновые функции и уровни энергии (их два) в образцах 3 и 4.

При расчете не учитывались явление непараболичности дна зоны проводимости InGaAs и эффект перенорми-

ровки 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. Из зонной диаграммы видно, что волновые функции электронов в обеих подзонах заходят в барьеры по обе стороны КЯ, а значит, присутствует рассеяние как на кулоновском потенциале примеси, так и на шероховатостях гетерограниц.

Для образца 3, выращенного на разориентированной подложке, концентрация двумерного электронного газа оказалась больше на 25% по сравнению с образцом, полученным на незориентированной подложке (100), при том 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. В работе [21], в случае роста методом МЛЭ, наблюдалось упорядоченное встраивание атомов Si в узлы Ga, расположенные вдоль краев ступеней, благодаря чему они смогли вырастить δ -легированные слои Si с чрезвычайно высокой концен-

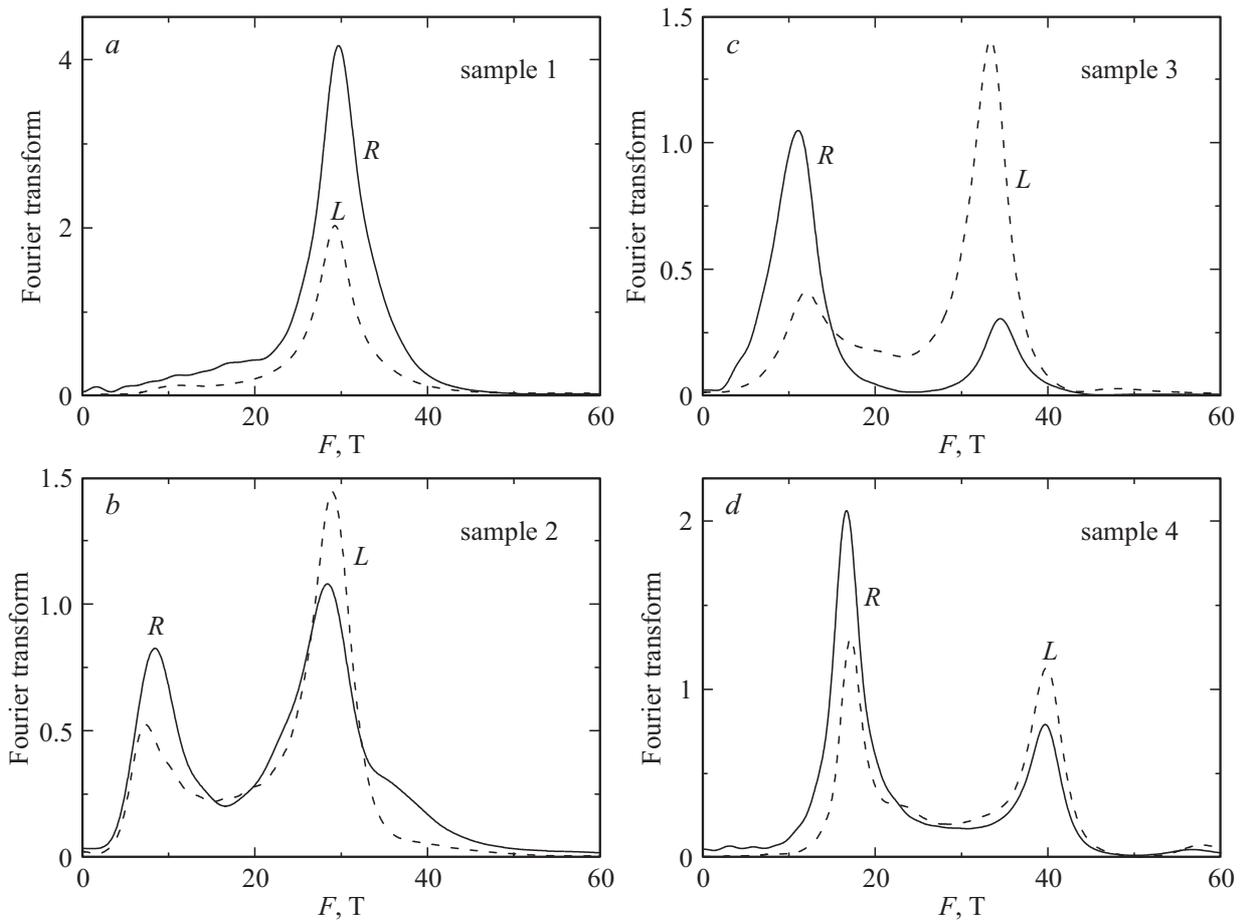


Рис. 4. Фурье спектры осцилляций ШдГ.

трацией электронов на разориентированной 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. Во-вторых, при нанесении атомов Si на вицинальную поверхность GaAs в зависимости от коэффициента покрытия атомами наблюдаются изменения пространственной конфигурации атомных ступеней и реконструкции поверхности, которые зависят от разориентации подложки и технологических режимов роста. Так, при малой доле атомов кремния на границах террас формируются нити, наличие которых почти не влияет на структуру следующего слоя. Такая способность к самоорганизации поверхности роста при покрытии ее кремнием приводит к изменению электрофизических свойств наноструктур, выращенных на вицинальных подложках. Таким образом, наблюдаемое увеличение концентрации электронов в квантовой яме $\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ для образца 3 по сравнению с образцом 2 связано именно с увеличением доли примесных атомов Si, занимающих узлы кристаллической решетки элементов III группы. Также следует отметить, что дополнительные 30% примеси

пропорционально увеличили концентрацию электронов в яме.

Квантовые и транспортные подвижности электронов из осцилляций ШдГ находились из подгонки экспериментального спектра фурье-преобразования теоретическим. При такой процедуре подвижности являются подгоночными величинами [20,22]. Осциллирующая в магнитном поле B часть плотности состояний электронов $\Delta g(E_F)$, нормированная на плотность состояний g_0 в нулевом магнитном поле, выражается формулой [20,22]:

$$\frac{\Delta g(E_F)}{g_0} = 2 \sum_{n=1}^{\infty} e^{-\frac{\pi n}{\mu_q B}} \cos\left(\frac{2\pi n(E_F - E_n)}{\hbar\omega_c} - \pi n\right) \times \frac{(2\pi^2 n k_B T / \hbar\omega_c)}{\text{sh}(2\pi^2 n k_B T / \hbar\omega_c)},$$

где e — заряд электрона,

$$\mu_q = \frac{e\tau_q}{m^*} = \frac{e}{m^* \int_0^\pi P(\theta) d\theta}$$

— квантовая подвижность электрона, учитывающая все акты рассеяния электрона, $P(\theta)$ — величина, пропорциональная вероятности рассеяния в единицу времени

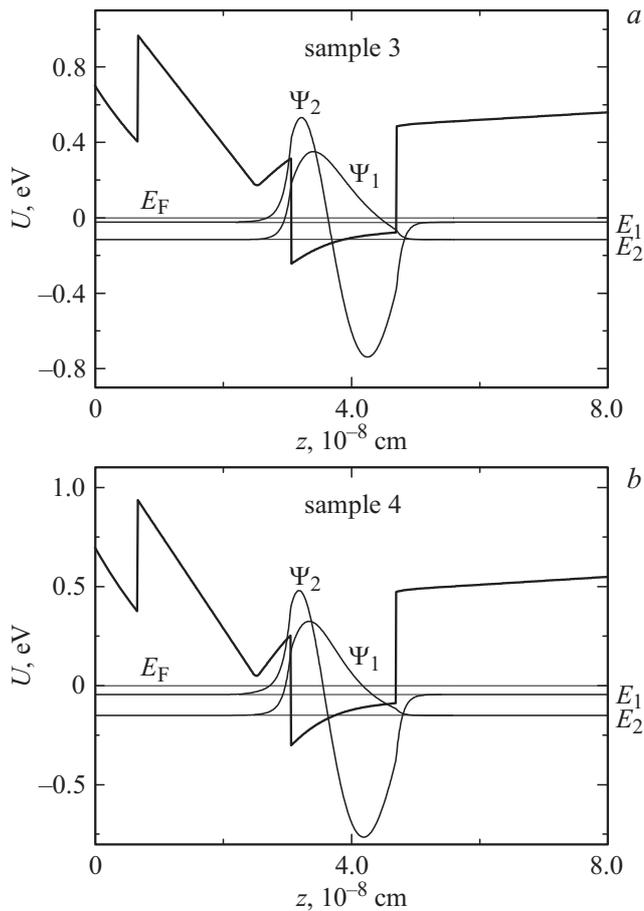


Рис. 5. Зонные диаграммы образцов 3 (a) и 4 (b). Энергия отсчитывается от уровня Ферми.

на угол θ . Теоретический расчет приводит к следующим выражениям для компонент тензора проводимости:

$$\sigma_{xx} = \frac{eN_{\text{sdH}}\mu_t}{1 + \mu_t^2 B^2} \left(1 + \frac{2\mu_t^2 B^2}{1 + \mu_t^2 B^2} \frac{\Delta g(E_F)}{g_0} \right),$$

$$\sigma_{xy} = -\frac{eN_{\text{sdH}}\mu_t^2 B}{1 + \mu_t^2 B^2} \left(1 - \frac{3\mu_t^2 B^2 + 1}{\mu_t^2 B^2 (1 + \mu_t^2 B^2)} \frac{\Delta g(E_F)}{g_0} \right),$$

где $\mu_t = e\tau_t/m^* = e/m^* \int_0^\pi P(\theta)(1 - \cos\theta)d\theta$ — транспортная подвижность электронов при $B = 0$, учитывающая рассеяние только на большие углы, N_{sdH} — концентрация двумерных электронов. Подзоны размерного квантования имеют различные концентрации носителей заряда, и обычно количество частот осцилляций ШдГ совпадает с количеством подзон размерного квантования, заполненных электронами. Значения μ_q и μ_t находятся как подгоночные параметры при минимизации среднеквадратичного отклонения экспериментального фурье-преобразования осцилляций ШдГ от рассчитанного фурье-преобразования осциллирующей части сопротивления $\rho_{xx} = \sigma_{xx}/\sigma_{xx}^2 + \sigma_{xy}^2$. Квантовая подвижность μ_q меньше или равна транспортной подвижности μ_t , так как акты рассеяния электронов на малые углы

электронов вносят небольшой вклад в транспортную подвижность. В качестве примера на рис. 6 приведены фурье-преобразования (экспериментальные кривые показаны кружками) и теоретически подогнанные кривые (сплошные линии) для двух плеч образца 4.

В табл. 2 приведены полученные подгонкой значения транспортной μ_t и квантовой μ_q подвижностей электронов в каждой подзоне размерного квантования. Из табл. 2 видно, что отношение μ_t/μ_q для всех образцов составляет порядка десяти, что коррелирует со значениями, приводимыми в литературе для других структур [23,24]. Это свидетельствует о преобладании малоуглового рассеяния электронов, характерного для рассеяния на ионизированных примесях. Кроме того, для всех образцов значение транспортной подвижности в нижней подзоне больше, чем в верхней, что связано как с большим проникновением электронной волновой функции в верхнюю подзону в легирующие δ -слои и большим рассеянием, так и лучшей экранировкой примесного потенциала при большей концентрации электронов в первой подзоне. Рассчитанные и холловские подвижности электронов находятся в хорошем согласии.

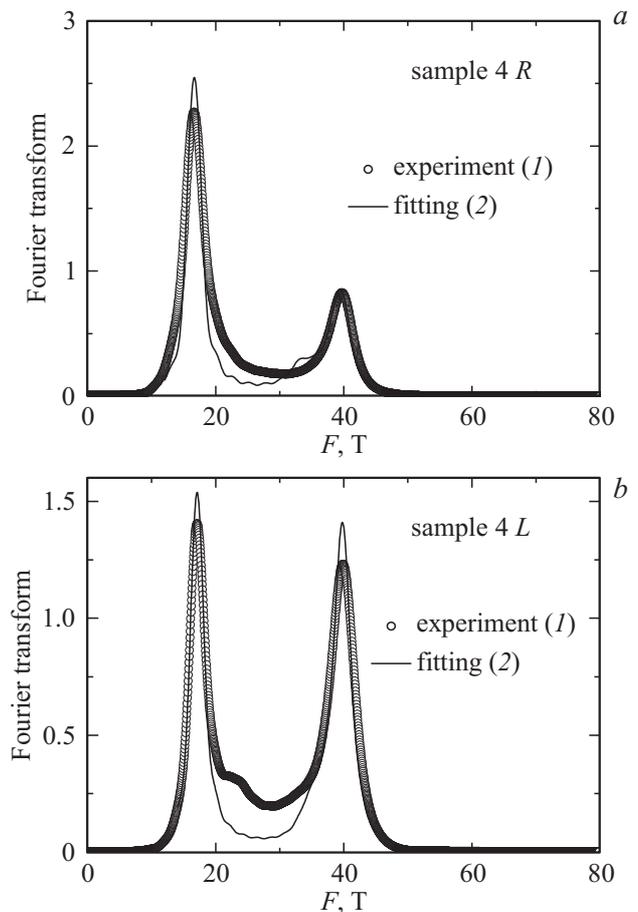


Рис. 6. Фурье-спектры осцилляций ШдГ в двух перпендикулярных направлениях для образца 4 (1 — эксперимент, 2 — подгонка).

Из сравнения подвижностей электронов в 1 и 2 образцах видно, что при одинаковой концентрации электронов их подвижности по одним и тем же направлениям (L плечо, направление $[01\bar{1}]$) фактически одинаковые, несмотря на использование разных конструкций метаморфного буфера: у образца 1 МБ — линейный со сверхрешетками, а у образца 2 — ступенчатый. Отметим еще раз, что активные области и концентрация легирования у этих образцов одинаковые.

При комнатной температуре доминирующим механизмом рассеяния является рассеяние на оптических фононах, а при понижении температуры заметный вклад в рассеяние носителей заряда начинают вносить дефекты и неупорядоченности кристаллической решетки: прорастающие дислокации, потенциал ионизированных атомов примеси, шероховатости границ раздела КЯ и барьерных слоев, а также флуктуации состава твердых растворов InGaAs и InAlAs. Анизотропия подвижностей в образцах на вицинальных подложках обычна для таких структур, т.е. подвижности поперек ступенек меньше, чем вдоль них [25,26]. Из табл. 2 видно, что подвижность электронов в образце 2 больше подвижности в образце 3. Это может объясняться тем, что в случае роста на разориентированной подложке, из-за профиля получаемых слоев, рассеяние на гетерограницах ямы усиливается ввиду поперечно-полосатого рельефа. Также при использовании разориентированной подложки меняется концентрация дислокаций. Увеличение подвижности в 4 образце, скорее всего, отчасти связано с тем, что большая концентрация электронов лучше экранирует кулоновский потенциал примеси в δ -слой.

4. Заключение

В работе изучалось влияние конструкции буфера и разориентации подложки на анизотропию сопротивления и подвижности электронов в квантовой яме $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}/\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ МНЕМТ гетероструктур на подложке GaAs. Было выявлено, что линейный метаморфный буфер со встроенными сверхрешетками и ступенчатый МБ имеют практически одинаковую эффективность в подавлении дислокаций. В двух заполненных подзонах размерного квантования были определены подвижности электронов по осцилляциям Шубникова—де Гааза. Установлено наличие анизотропии подвижностей, которая соответствует анизотропии сопротивления и определяется анизотропным ростом дислокаций в зависимости от конструкции метаморфного буфера или наличия ступенек на подложке (вицинальные подложки). В квантовой яме на разориентированной подложке создается повышенная концентрация электронов по сравнению с квантовой ямой на сингулярной подложке. Дополнительное легирование приводит к пропорциональному увеличению концентрации электронов и к повышению их подвижности за счет улучшения экранировки кулоновского потенциала примеси.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФАНО России в рамках государственного задания по программе

фундаментальных исследований ОНИТ РАН „Элементная база микроэлектроники, наноэлектроники и квантовых компьютеров, материалы для микро- и наноэлектроники, микросистемная техника, твердотельная электроника“ проект 1.2 „Поисковые исследования технологии изготовления и проектирования монолитных интегральных схем малошумящих усилителей диапазона частот 30–100 ГГц на базе РНЕМТ и МНЕМТ гетероструктур на подложках GaAs“.

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] W.E. Hoke, P.J. Lemonias, J.J. Mosca, P.S. Lyman, A. Torabi, P.F. Marsh, R.A. McTaggart, S.M. Lardizabal, K. Hetzler. J. Vac. Sci. Technol. B., **17**, 1131 (1999).
- [4] O. Yastrubchak, T. Wosinski, T. Figielski, E. Lusakowska, B. Pecz, A.L. Toth. Physica E, **17**, 561 (2003).
- [5] 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).
- [6] Г.Б. Галиев, С.С. Пушкарёв, А.С. Орехов, Р.Р. Галиев, Е.А. Климов, П.П. Мальцев, Р.М. Имамов. Кристаллография, **59**, 471 (2014).
- [7] Г.Б. Галиев, С.С. Пушкарёв, Е.А. Климов, П.П. Мальцев, Р.М. Имамов, И.А. Субботин. Кристаллография, **59**, 301 (2014).
- [8] Y. Song, S. Wang, I. Tangring, Z. Lai, M. Sadeghi. J. Appl. Phys., **106**, 123 531 (2009).
- [9] S.-G. Ihn, S.J. Jo, J.-I. Song. Appl. Phys. Lett., **88**, 132 108 (2006).
- [10] A.S. Brown, U.K. Mishra, J.A. Henige, M.J. Delaney. J. Appl. Phys., **64**, 3476 (1988).
- [11] F. Capotondi, G. Biasiol, D. Ercolani, V. Grillo, E. Carlino, F. Romanato, L. Sorba. Thin Sol. Films, **484**, 400 (2005).
- [12] B.A. Joyce, J.H. Neave, J. Zhang, D.D. Vvedensky et al. Semicond. Sci. Technol., **5**, 1147 (1990).
- [13] P. Werner, N.D. Zakharov, Y. Chen, Z. Liliental-Weber, J. Washburn, J.F. Klem, J.Y. Tsao. Appl. Phys. Lett., **62**, 2798 (1993).
- [14] R.S. Goldman, H.H. Wieder, K.L. Kavanagh, K. Rammohan, D.H. Rich. Appl. Phys. Lett., **65**, 1424 (1994).
- [15] Q. Sun, C. Lacelle, D. Morris, M. Buchanan, P. Marshall et al. Appl. Phys. Lett., **59**, 1359 (1991).
- [16] R.S. Goldman, K.L. Kavanagh, H.H. Wieder, K. Rammohan, S.N. Ehrlich, R.M. Feenstra. J. Appl. Phys., **83**, 5137 (1998).
- [17] Г.Б. Галиев, С.С. Пушкарёв, И.С. Васильевский, Е.А. Климов, Р.М. Имамов. ФТП, **47** (7), 990 (2013).
- [18] V. Jonsson, S.T. Eng. IEEE J. Quant. Electron., **26**, 2025 (1990).
- [19] Ch. Jirauschek. IEEE J. Quant. Electron., **45**, 1059 (2009).
- [20] В.А. Кульбачинский, Р.А. Лунин, В.Г. Кытин, А.С. Бугаев, А.П. Сеничкин. ЖЭТФ, **110**, 1517 (1996) [V.A. Kulbachinskii, R.A. Lunin, V.G. Kytin, A.S. Bugaev, A.P. Senichkin. JETP, **83**, 841 (1996)].
- [21] L. Daweritz, C. Muggelberg, R. Hey, H. Kostian, M. Horick. Sol. St. Electron. **37**, 783 (1994).

- [22] В.А. Кульбачинский, Р.А. Лунин, Н.А. Юзеева, И.С. Васильевский, Г.Б. Галиев, Е.А. Климов. ФТП, **47**, 927 (2013).
- [23] P.T. Coleridge. Phys. Rev. B, **44**, 3793 (1991).
- [24] J.P. Harrang, R.J. Higgins, R.K. Goodall, P.R. Jay, M. Laviro, P. Delescluse. Phys. Rev. B, **32**, 8126 (1985).
- [25] А. де Виссер, В.И. Кадушкин, В.А. Кульбачинский, В.Г. Кыгин, А.П. Сеничкин, Е.Л. Шангина. Письма в ЖЭТФ, **59**, 340 (1994) [JETP Lett., **59**, 363 (1994)].
- [26] V.A. Kulbachinskii, R.A. Lunin, E.V. Bogdanov, V.G. Kytin, A.P. Senichkin. Physica B, **229**, 262 (1997).

Редактор А.Н. Смирнов

Influence of the buffer construction and the orientation of the substrate on the electron mobilities in metamorphic $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}/\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ structures on GaAs substrate

V.A. Kulbachinskii^{*+•}, L.N. Oveshnikov[•], R.A. Lunin^{*},
N.A. Yuzeeva[♦], G.B. Galiev[♦], E.A. Klimov[♦],
S.S. Pushkarev[♦], P.P. Maltsev[♦]

* Lomonosov Moscow State University, Physics Faculty,
119991 Moscow, Russia

+ Moscow Engineering Physics Institute (MEPhI) —
National Nuclear Research University,
115409 Moscow, Russia

• National Research Center „Kurchatov Institute“,
123182 Moscow, Russia

♦ Institute of Ultra-High-Frequency Semiconductor
Electronics, Russian Academy of Sciences,
117105 Moscow, Russia

Abstract We investigated influence of the buffer construction and orientation of substrate on the electrophysical properties of the quantum well $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}/\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ structures on GaAs substrate. The temperature dependence (in the temperature interval $4.2 < T < 300$ K) and magnetic field dependence (in magnetic field up to 6 T) of resistance have been measured. The anisotropy of resistance in the different crystallographic orientation was detected which depends on substrate orientation and the metamorphic buffer construction. Also the Hall effect and Shubnikov–de Haas (SdH) effect have been investigated. Using the SdH effect electron mobilities were determined separately in the different filled dimensionally quantized subbands in different crystallographic orientations. The calculated anisotropy of mobilities correspond to the anisotropy of the resistances.