

УДК 538.911, 538.975

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МНЕМТ-НАНОГЕТЕРОСТРУКТУР $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ С РАЗЛИЧНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ДЕФОРМАЦИЙ В МЕТАМОРФНОМ БУФЕРЕ

© 2012 г. Г. Б. Галиев¹, С. С. Пушкарев^{1,2}, И. С. Васильевский², Е. А. Климов¹, Р. М. Имамов³, И. А. Субботин^{3,4}, Е. С. Павленко^{4,5}, А. Л. Кванин²

¹ Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН, Москва
E-mail: galiev_galib@mail.ru

² Национальный исследовательский ядерный университет
“Московский инженерно-физический институт”

³ Институт кристаллографии РАН, Москва

⁴ Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва

⁵ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова

Поступила в редакцию 20.02.2012 г.

Проведены комплексные исследования структурных и электрофизических характеристик МНЕМТ-наногетероструктур $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$, выращенных на подложках (100) GaAs с использованием двух принципиально новых конструкций метаморфного буфера, обеспечивающих различное распределение внутренних деформаций. Методом рентгеновской дифрактометрии с использованием симметричного и асимметричного отражений (400) и (422) определены параметры кристаллической решетки слоев постоянного состава, входящих в метаморфный буфер. Показано, что выбором конструкции метаморфного буфера в наногетероструктурах на подложках GaAs можно получить подвижность и концентрацию электронов, сравнимые с данными для наногетероструктур на подложках InP. По пикам на кривых дифракционного отражения определены составы заглаживающих слоев, которые находятся в хорошем согласии с заданными по технологии значениями.

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время InAlAs/InGaAs метаморфные НЕМТ (МНЕМТ) наногетероструктуры на подложках GaAs являются одними из наиболее перспективных материалов для СВЧ-электроники. Хотя на сегодняшний день на изоморфных и псевдоморфных НЕМТ-наногетероструктурах, выращенных на подложках InP, получены самые быстродействующие транзисторы с рекордно высокими значениями частоты отсечки f_T до 644 ГГц [1, 2], но МНЕМТ-структуры на GaAs успешно конкурируют со структурами на InP, поскольку на них также можно получить активные слои с высоким содержанием InAs (более 30% в слоях InGaAs и InAlAs).

Высокие значения f_T в МНЕМТ-структурах на GaAs и в решеточно-согласованных структурах $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}/\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ на InP обусловлены уменьшением эффективной массы электрона при увеличении содержания InAs в активной области и соответствующим увеличением подвижности электронов μ_e и дрейфовой скорости насыщения электронов в таких структурах. Но относительно высокая стоимость подложек InP по сравнению с GaAs, их низкая технологичность, в основном связанная с хрупкостью, а также меньший размер

подложек делает МНЕМТ-структуры на GaAs более привлекательными.

Суть метаморфной технологии заключается в выращивании между подложкой и активными слоями относительно толстого переходного слоя – метаморфного буфера (ММБ) InAl(Ga)As с изменяющимся по толщине химическим составом, вследствие чего параметр решетки подложки согласуется с параметрами решетки требуемого состава путем постепенной релаксации возникающих механических напряжений.

Первые работы по росту наногетероструктур с ММБ были опубликованы в 1980-х гг. [3–6]. В [7–9] представлены характеристики СВЧ-приборов, изготовленных на МНЕМТ-структурах. Структуры с ММБ на GaAs могут оказаться также перспективными для изготовления PIN-фотодиодов [10], в устройствах спинтроники [11] и для оптоэлектронных приложений [12]. В большинстве случаев наногетероструктуры с ММБ на подложках GaAs используются в СВЧ-электронике для изготовления транзисторов, малошумящих усилителей и монолитных интегральных схем.

При эпитаксиальном росте с ММБ в большинстве случаев сохраняется двумерный рост эпитаксиальных слоев с приемлемым структурным со-

вершенством, однако поверхность выращенной гетероструктуры характеризуется волнообразным поперечно-полосатым рельефом (*cross-hatch*). Такой рельеф возникает из-за полей деформации, создаваемых сетью образующихся дислокаций несоответствия (*misfit dislocations*) [13]. Плотность рельефа на поверхности гетероструктуры и гладкость рельефа влияют на свойства и характеристики гетероструктурных электронных приборов, особенно при использовании наноразмерных технологий, поскольку топологические размеры элементов на поверхности на сегодняшний день составляют ~30–50 нм. Поэтому получение достаточно совершенной поверхности на гетероструктурах с ММБ с требуемым параметром кристаллической решетки является важнейшей задачей. Как правило, для практического применения наногетероструктур с ММБ необходимо оптимизировать и конструкцию, и технологические параметры роста как ММБ, так и активной области наногетероструктуры.

В настоящее время наиболее распространенной является конструкция ММБ с линейным увеличением содержания x InAs с толщиной [14–16] (линейный ММБ) либо со скачкообразным увеличением содержания InAs на $\Delta x = 0.04$ – 0.10 через каждые 50–100 нм [16, 17] (ступенчатый ММБ). Нередко ММБ выращивают линейно, но с разными градиентами состава: большим в первой части ММБ и меньшим во второй [18]. Похожая идеология возникает при параболическом ММБ [19].

В начале 1990-х гг. была разработана модель частично релаксированного ММБ, завершающегося инверсной ступенью [20]. Эта модель предсказывает, что ММБ релаксирует, начиная от подложки до некоторой толщины, выше которой слой остается механически напряженным и потому требует завершения инверсной ступенью с меньшим параметром кристаллической решетки. Модель была проверена экспериментально [18], получены результаты, хорошо согласующиеся с предсказанными.

В настоящей работе предложены и реализованы две новые конструкции ММБ, представляющие собой модификации линейного ММБ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ за счет групп слоев с различающимися параметрами решетки и позволяющие регулировать механические деформации внутри ММБ. Также проведены исследования структурных и электрофизических характеристик полученных МНЕМТ-наногетероструктур.

ОБРАЗЦЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследуемые образцы выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии из твердотельных источников In, Ga и As на подложках $(100) \pm 0.1^\circ$ GaAs (Wafer Technology LTD). Образцы представляют

собой МНЕМТ-наногетероструктуры с ММБ и активной областью, включающей в себя квантовую яму (канал) $\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$, ограниченную гетерослоями $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$, и отделенный от нее спейсером δ -слой Si (концентрация атомов кремния $2.2 \times 10^{12} \text{ см}^{-2}$). Активная область во всех образцах одинакова, а конструкции ММБ различались. На рис. 1 представлены схематические изображения поперечных сечений двух исследуемых образцов: образца А (рис. 1а) и образца С (рис. 1б). Образец В аналогичен образцу А и отличается от него только толщиной ММБ.

В качестве прототипа ММБ выбран ММБ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ толщиной 1000 нм с линейным увеличением содержания InAs (x) по толщине $x = 0.05$ – 0.75 , завершающийся инверсной ступенью $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ толщиной 40 нм с линейным уменьшением содержания InAs (x) по толщине $x = 0.75$ – 0.70 . В исследуемых образцах ММБ модифицирован путем: введения внутрь ММБ двух механически напряженных сверхрешеток $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{In}_y\text{Ga}_{1-y}\text{As}$ (образец А); дополнительного увеличения толщины ММБ (образец В); введения внутрь ММБ двух дополнительных инверсных ступеней с последующими заглаживающими слоями (образец С).

Отметим, что во всех исследуемых образцах присутствует сверхрешетка SL1, назначение которой заключается в подавлении сегрегации фоновых примесей из подложки в вышележащие слои, а также в создании более гладкой поверхности для последующего эпитаксиального роста.

В образце А внутрь ММБ введены две механически напряженные пятипериодные сверхрешетки $\text{In}_{(x2-\Delta x)}\text{Ga}_{1-(x2-\Delta x)}\text{As}/\text{In}_{(x2+\Delta x)}\text{Al}_{1-(x2+\Delta x)}\text{As}$ (SL2) и $\text{In}_{(x3-\Delta x)}\text{Ga}_{1-(x3-\Delta x)}\text{As}/\text{In}_{(x3+\Delta x)}\text{Al}_{1-(x3+\Delta x)}\text{As}$ (SL3), симметрично рассогласованные на $\Delta x \approx 0.07$ относительно текущего состава ММБ x . Цель данной конструкции ММБ заключалась в создании короткопериодных локальных полей механического напряжения с разным знаком, компенсирующих друг друга и потому не вносящих дополнительного напряжения в ММБ, которые могут способствовать изгибанию вбок прорастающих дислокаций.

Образец В, как уже отмечалось, аналогичен образцу А, но ММБ в нем более растянут и его толщина составляет 1500 нм вместо 1280.

В образце С внутрь ММБ введены две дополнительные инверсные ступени, расположенные на равных расстояниях друг от друга и от границ ММБ. Инверсные ступени имеют состав $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ с линейным уменьшением содержания InAs (x) по толщине на $\Delta x = 0.03$. После каждой инверсной ступени выращен заглаживающий слой (ЗС) с постоянным составом, совпадающим с финальным составом инверсной ступени. Таким образом, состав тройного соединения

Поперечное сечение образцов	Толщина слоя, нм	Поперечное сечение образцов	Толщина слоя, нм	
In _{0.75} Ga _{0.25} As (защитный слой)	7.3	In _{0.75} Ga _{0.25} As (защитный слой)	7.3	
In _{0.70} Al _{0.30} As (барьер)	22	In _{0.70} Al _{0.30} As (барьер)	22	
δ-Si		δ-Si		
In _{0.70} Al _{0.30} As (спейсер)	6.4	In _{0.70} Al _{0.30} As (спейсер)	6.4	
In _{0.75} Ga _{0.25} As (канал)	16.4	In _{0.75} Ga _{0.25} As (канал)	16.4	
In _{0.70} Al _{0.30} As (заглаживающий слой)	161	In _{0.70} Al _{0.30} As (заглаживающий слой)	110	
In _{0.75} Al _{0.25} As → In _{0.70} Al _{0.30} As (инверсная ступень)	46	In _{0.72} Al _{0.28} As → In _{0.70} Al _{0.30} As (инверсная ступень)	30	
In _{0.70} Al _{0.30} As → In _{0.75} Al _{0.25} As (ММБ)	80	1280	In _{0.49} Al _{0.51} As → In _{0.72} Al _{0.28} As (ММБ)	340
SL3 {In _{0.60} Ga _{0.40} As/In _{0.75} Al _{0.25} As} × 5	{3.4/5.6}		In _{0.49} Al _{0.51} As (заглаживающий слой)	110
In _{0.45} Al _{0.55} As → In _{0.70} Al _{0.30} As (ММБ)	430		In _{0.52} Al _{0.48} As → In _{0.49} Al _{0.51} As (инверсная ступень)	20
SL2 {In _{0.35} Ga _{0.65} As/In _{0.50} Al _{0.50} As} × 5	{3.2/3.6}		In _{0.25} Al _{0.75} As → In _{0.52} Al _{0.48} As (ММБ)	380
In _{0.05} Al _{0.95} As → In _{0.45} Al _{0.55} As (ММБ)	680		In _{0.25} Al _{0.75} As (заглаживающий слой)	120
SL1 {Al _{0.52} Ga _{0.48} As/GaAs}	{2.4/1.4}	In _{0.28} Al _{0.72} As → In _{0.25} Al _{0.75} As (инверсная ступень)	20	
GaAs	34	In _{0.05} Al _{0.95} As → In _{0.28} Al _{0.72} As (ММБ)	340	
GaAs (подложка)		SL3 {Al _{0.52} Ga _{0.48} As/GaAs}	{2.4/1.4}	
		GaAs	34	
		GaAs (подложка)		

(а)

(б)

Рис. 1. Поперечные сечения образцов: а – образец А; б – образец С.

In_xAl_{1-x}As в ММБ изменялся непрерывно. Также в образце С был слегка уменьшен перепад состава в конечной инверсной ступени, поскольку в толще ММБ уже имелись инверсные ступени, компенсирующие механическую деформацию. Гра-

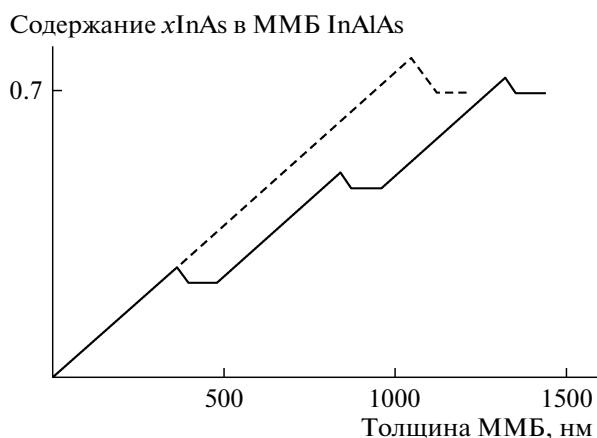


Рис. 2. Содержание x InAs в In_xAl_{1-x}As в ММБ образца С. Сплошная кривая – зависимость содержания x InAs от толщины для ММБ образца С, пунктирная – зависимость содержания x InAs от толщины для ММБ-прототипа.

фически ход изменений мольной доли InAs в ММБ для образца С представлен на рис. 2. Особенность данной конструкции ММБ заключается в том, что инверсные ступени сдерживают релаксацию и препятствуют образованию дислокаций в нижележащих частях ММБ.

Исследование распределения деформаций в ММБ осуществлялось сравнением латерального и нормального параметров кристаллической решетки в разных частях ММБ, а параметры решетки определялись методом рентгеновской дифрактометрии с использованием симметричного и асимметричного отражений (400) и (422) (табл. 1). Измерения проводились на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Discover, в качестве источника рентгеновского излучения использовалась рентгеновская трубка с медным анодом ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$). Были проведены рентгенодифракционные исследования образцов А, В и С для отражений (400) и (422) с целью оценки параллельной и перпендикулярной составляющих тетрагональных искажений. Отражение (422) выбрано, исходя из двух критериев: во-первых, оно достаточно сильное, во-вторых, угол между плоскостью (422) и плоскостью поверхности образца (100) составляет 35.264° . Измерения проводились в двух схемах дифракции – кососимметричной

Таблица 1. Данные рентгеновской дифрактометрии

Образец	Пик	Симметричное отражение (400)		Кососимметричное отражение (422)			Расчет			
		$\theta_{[400]}$, рад	c , Å	$\theta_{[422]}$, рад	d , Å	a , Å	$c - a$, Å	$\sim x$	a^R , Å	x
А	1	0.54563	5.937	0.69042	4.838	5.903	0.035	0.652	5.918	0.648
	2	0.55631	5.835	0.70513	4.754	5.798	0.037	0.391	5.814	0.386
В	1	0.54518	5.942	0.69032	4.839	5.896	0.045	0.649	5.917	0.645
	2	0.55492	5.848	0.70354	4.763	5.805	0.043	0.416	5.824	0.410
С	1	0.54619	5.932	0.68985	4.842	5.926	0.006	0.674	5.929	0.673
	2	0.55630	5.835	0.70297	4.766	5.842	-0.007	0.447	5.839	0.448
	3	0.56560	5.749	0.71619	4.693	5.746	0.003	0.218	5.747	0.217

Примечание. θ – угол падения рентгеновского излучения на кристалл; a и c – параметры кристаллической решетки; d – межплоскостное расстояние; x – содержание InAs в веществе $In_xAl_{1-x}As$, вычисленное по формуле (2); a^R – релаксированный параметр решетки, вычисленный по формуле (1).

(рис. 3а), когда угол падения излучения на кристалл ($\theta_{пад}$) равен углу отражения ($\theta_{отр}$), а сам образец повернут на угол α между плоскостями (422) и (400), и асимметричной с малым (рис. 3б) и большим (рис. 3в) углом входа излучения в кристалл.

Электрофизические характеристики (подвижность электронов проводимости μ_e и их двумерная концентрация n_s) измерены с помощью эффекта Холла методом Ван дер Пау при температурах 300 и 77 К. Эти данные, а также величины шероховатости поверхности, представлены в табл. 2 (здесь RMS – среднеквадратичная шероховатость, измеренная методом АСМ на участке 13000×13000 нм). Исследование поверхности образцов также проводилось методами растровой электронной микроскопии (Raith 150-two) и атомно-силовой микроскопии (СММ-2000).

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

Параметр решетки, перпендикулярный поверхности образцов (назовем его нормальным параметром решетки и обозначим c), определяется из условия Вульфа–Брэгга с использованием отражения (400):

$$c = \frac{2\lambda}{\sin \theta_{[400]}}$$

Чтобы найти параметр решетки в плоскости поверхности образцов (назовем его латеральным параметром решетки и обозначим a), сначала из условия Вульфа–Брэгга определяется расстояние между плоскостями (422) (обозначим его d) с использованием кососимметричного отражения (422):

$$d = \frac{2\lambda}{\sin \theta_{[422]}}$$

Затем предполагается, что деформированная ячейка приобретает тетрагональную симметрию, т.е. становится прямоугольным параллелепипедом с основанием $a \times a$, высотой c и расстоянием между плоскостями (422) d , и, исходя из геометрических соображений, вычисляется a :

$$a = \frac{c}{\sqrt{2\left(\frac{c^2}{d^2} - 1\right)}}$$

Далее определяется приблизительное содержание InAs в веществе $In_xAl_{1-x}As$:

$$x_{approx} = \frac{\frac{a+c}{2} - a_{AlAs}}{a_{InAs} - a_{AlAs}}$$

На основе полученного значения x_{approx} вычисляется величина коэффициента Пуассона для вещества $In_xAl_{1-x}As$:

$$\nu = 0.41 - 0.06x_{approx}$$

При использовании коэффициента Пуассона вычисляется реальный релаксированный параметр решетки a^R [21] и истинное значение x :

$$a^R = \frac{c + 2a\left(\frac{\nu}{1-\nu}\right)}{1 + 2\frac{\nu}{1-\nu}} \tag{1}$$

Таблица 2. Электрофизические характеристики образцов и шероховатость их поверхности

Образец	μ_e , см ² (В с) ⁻¹		n_s , 10 ¹² см ⁻²		RMS, нм
	300 К	77 К	300 К	77 К	
А	10480	33320	1.45	1.38	7.1
В	10610	34300	1.32	1.26	7.9
С	8700	22800	1.84	1.76	13.8

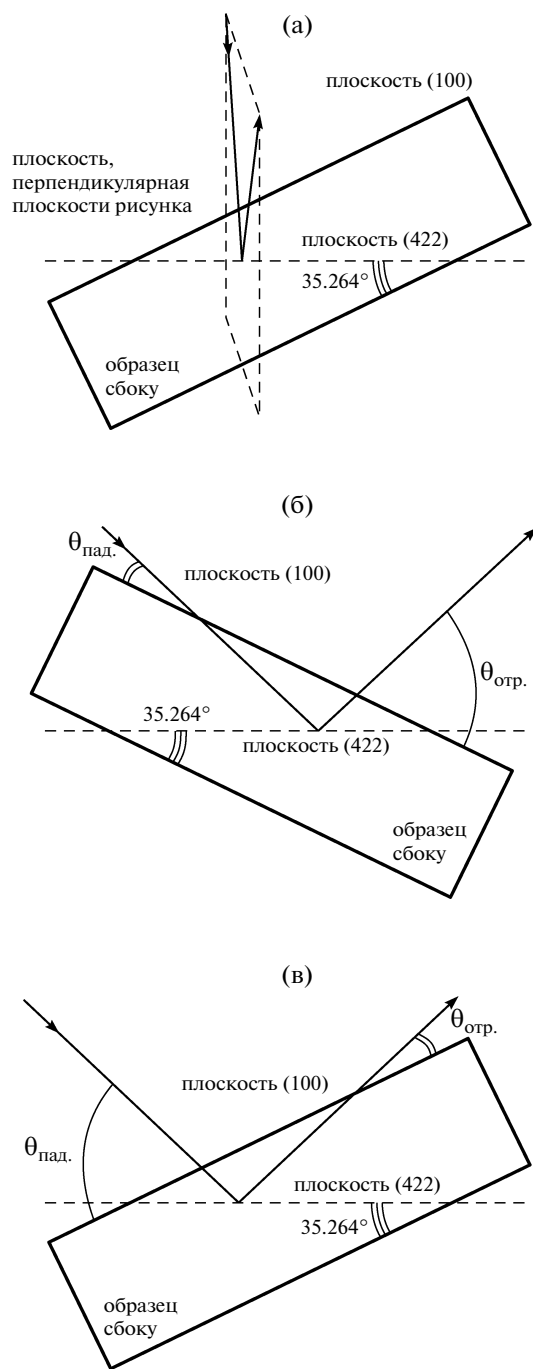


Рис. 3. Схемы дифракции: а – косимметричная; б и в – симметричные.

$$x = \frac{a^R - a_{\text{AlAs}}}{a_{\text{InAs}} - a_{\text{AlAs}}}. \quad (2)$$

Параметры ячейки ЗС, вычисленные по асимметричным и косимметричному рефлексам (224) для образцов А и В практически совпадают, соответствующее содержание InAs составляет $x \approx 0.64-0.65$. Однако для образца С ситуация

другая: при вычислении параметров ячейки по косимметричному рефлексу (224) для пика 1, соответствующего верхнему ЗС $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$, получаем значение $x \approx 0.67$, а при вычислении параметра решетки по асимметричным рефлексам (422) для пика 1 получаем меньшее значение: $x \approx 0.58$. Такое различие, на первый взгляд, кажется довольно странным, потому что соответствующий ЗС $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ в образце С выращивался при таких же потоках In и Al, что и в образцах А и В. Поэтому можно предположить, что в данном случае предположение о тетрагональном искажении кристаллической решетки не в полной мере соответствует действительности.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

На кривых дифракционного отражения для образцов А и В (рис. 4) четко выделяется пик 1, соответствующий ЗС над ММБ. Анализ данных, полученных при отражениях (400) и (422), показывает, что кристаллическая решетка вещества ЗС деформирована: сжата в плоскости (100) и вытянута в направлении [100]. Это свидетельствует о том, что остаточные напряжения в ММБ образцов А и В не полностью нейтрализованы инверсной ступенью. Заметим также, что ЗС образца В находится в более напряженном состоянии, чем ЗС образца А, несмотря на большую толщину ММБ и, следовательно, меньший градиент состава ММБ в образце В.

Также на кривых дифракционного отражения для образцов А и В прослеживается менее интенсивный и более широкий пик 2. Он может быть приписан сверхрешетке SL2. Об этом свидетельствует гораздо более сильное размытие пика при отражении (422) по сравнению с отражением (400). Дело в том, что малая толщина расслоенных слоев, составляющих сверхрешетку, позволяет им оставаться напряженными и нерелаксированными. Вследствие этого слои имеют почти одинаковый латеральный параметр кристаллической решетки, в то время как нормальные параметры кристаллической решетки этих слоев различаются, что приводит к размытию величины угла дифракции от плоскостей (422). Заметим, что по этой же причине сверхрешетка SL3 может способствовать уширению пика 1 при отражении (422) для образцов А и В по сравнению с образцом С.

На кривых дифракционного отражения для образца С четко выделяются три пика, соответствующие двум ЗС внутри ММБ и одному ЗС над ММБ образца С. Поскольку перед каждым ЗС выращена инверсная ступень, нейтрализующая остаточные напряжения, накопившиеся в ниже лежащей части ММБ, то кристаллическая решетка вещества ЗС деформирована слабо, причем она как сжата (пики 1, 3), так и растянута (пик 2). Это свидетельствует о том, что во втором случае

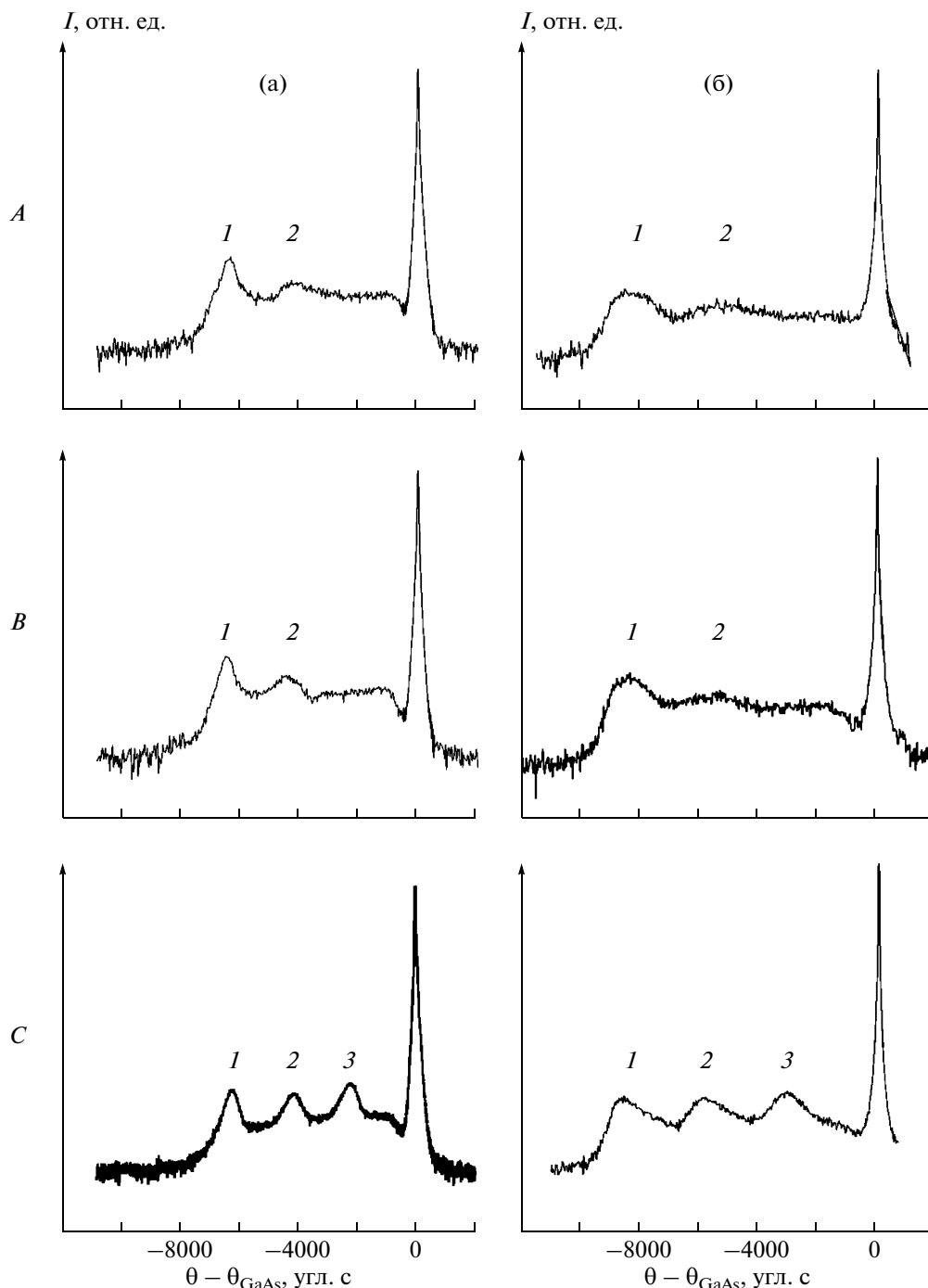


Рис. 4. Кривые дифракционного отражения образцов А, В, С: а – симметричное отражение от плоскости (400); б – кососимметричное отражение от плоскости (422). Пик 1 – от заглаживающего слоя над ММБ; пик 2 – менее интенсивный и более широкий от сверхрешетки SL2 или от второго заглаживающего слоя; пик 3 – от третьего заглаживающего слоя.

перепад состава в инверсной ступени оказался завышенным для сведения к нулю остаточных напряжений. Следует отметить, что нейтрализация остаточных деформаций может зависеть как от перепада состава инверсной ступени, так и от распределения инверсных ступеней в ММБ.

Перепад состава инверсной ступени образцов А и В составляет $\Delta x = 0.05$, а суммарный перепад

состава трех инверсных ступеней образца С составляет $\Delta x = 0.07-0.08$, поэтому сравнение этих двух случаев затруднено. Но все же можно предположить, что распределенные инверсные ступени лучше сдерживают релаксацию ММБ, чем одиночная инверсная ступень.

Электрофизические параметры образцов А, В и С (μ_e и n_S) представлены в табл. 2. Как видно из

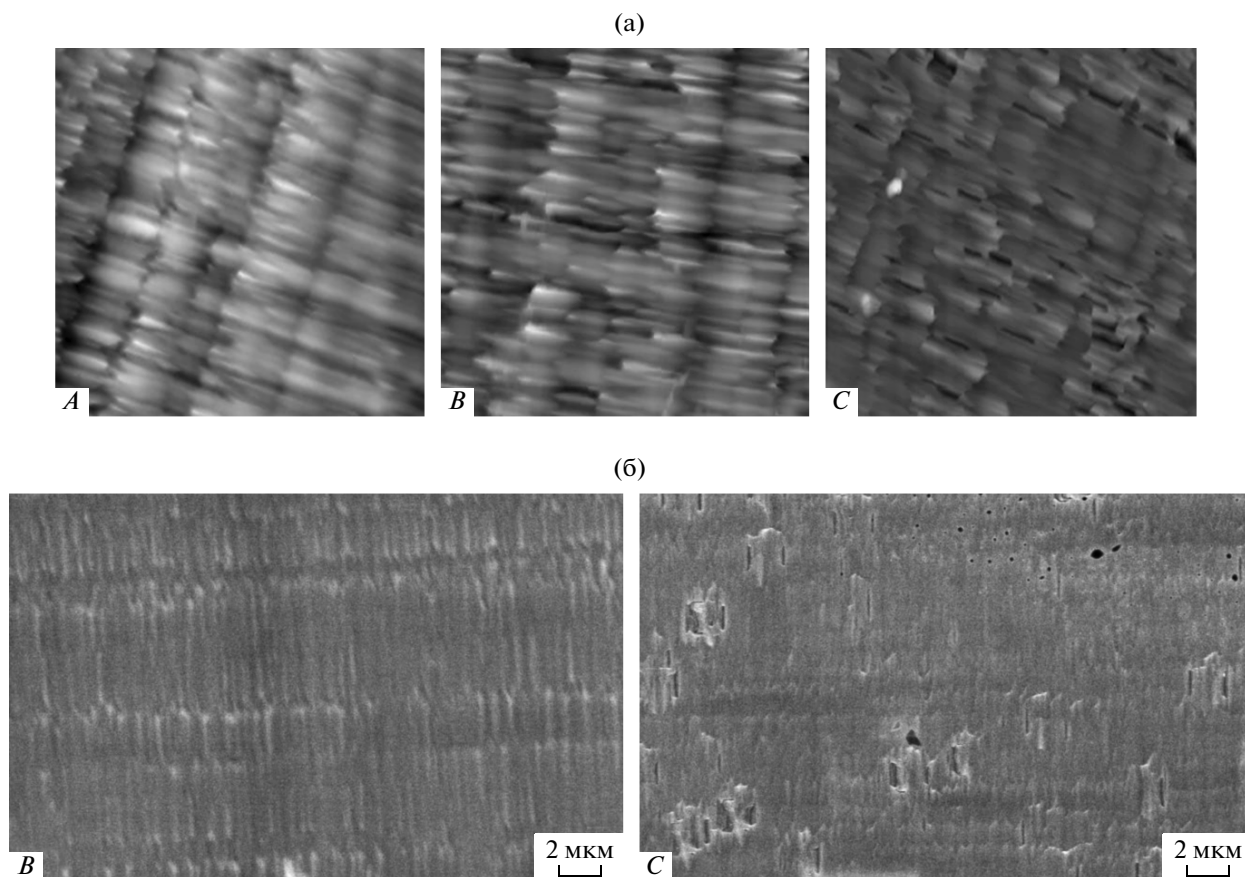


Рис. 5. АСМ изображение поверхности образцов А, В, С (размер скана 13000×13000 нм) (а); РЭМ-изображение поверхности образцов В и С (б).

этих данных, значения μ_c для образцов А и В выше, чем для образца С при обеих температурах. Эти значения хорошо коррелируют со значениями среднеквадратичной шероховатости поверхности образцов (RMS).

На рис. 5а представлены изображения поверхности исследуемых образцов, полученные с помощью АСМ, а на рис. 5б — с помощью РЭМ. Из рис. 5 видно, что поверхность образца С обладает более развитым рельефом, чем поверхность образцов А и В. Среднеквадратичная шероховатость, определенная методом АСМ, составляет 7,1, 7,9 и 13,8 нм на области 13000×13000 нм для образцов А, В и С соответственно. На поверхности образца В наблюдается характерный для метаморфных гетероструктур поперечно-полосатый рельеф, а на поверхности образца С наблюдаются образования, которые можно трактовать как выходы на поверхность прорастающих дислокаций и дефектов упаковки (*stacking faults*). Можно высказать предположение, что механические напряжения, образовавшиеся внутри ММБ и «замороженные» с помощью инверсных ступеней, сильнее воздействуют на морфологию поверхно-

сти гетероструктуры, чем в случае свободной релаксации этих напряжений.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

На основе полученных экспериментальных результатов предложена и разработана технология выращивания МНЕМТ-наногетероструктур $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ на подложках (100) GaAs с двумя принципиально новыми конструкциями метаморфного буфера. Продемонстрировано, что методом рентгеновской дифрактометрии можно определить параметры кристаллической решетки слоев постоянного состава $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ толщиной около 100 нм, расположенных внутри метаморфного буфера, а сравнивая латеральный и нормальный параметры кристаллической решетки, можно судить о механических напряжениях, присутствующих в этих слоях. Показано, что подвижность электронов в канале и шероховатость поверхности наногетероструктуры хорошо коррелируют с РЭМ-изображением поверхности наногетероструктуры. Выявлено, что введение рассогласованных сверхрешеток в мета-

морфный буфер существенно улучшает кристаллическое качество МНЕМТ-структур.

Работа выполнена в рамках государственных контрактов № 16.426.11.0046 от 12 сентября 2011 г. и 16.513.11.3113 от 12 октября 2011 г. по заказу Министерства образования и науки, гранта Российского фонда фундаментальных исследований (11-07-00050), Грантовой программы Фонда поддержки образования и науки имени члена-корреспондента РАН В.Г. Мокерова “Стипендиат Фонда В.Г. Мокерова”, проекта НК-616П(39), гранта поддержки НШ-5837.2012.2.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Kim D.-H., del Alamo J.A. // IEEE Electron Device Lett. 2010. V. 31 (8). P. 806.
2. Kim D.-H., del Alamo J.A. // IEEE Trans. Electron Devices. 2010. V. 57 (7). P. 1504.
3. Ueda T., Onozawa S., Akiyama M. et al. // J. Cryst. Growth. 1988. V. 93. P. 517.
4. Harmand C., Inoue K., Matsuno T. // Jpn. J. Appl. Phys. 1989. P. 2. V. 28. P. L1101.
5. Harmand C., Inoue K., Matsuno T. // J. Cryst. Growth. 1991. V. 111. P. 313.
6. Uppal P.N., Grill D.M., Svensson S. et al. // J. Vac. Sci. Technol. B. 1992. V. 10. P. 1029.
7. Cordier Y., Bollaert S., Zaknoune M. et al. // Jpn. J. Appl. Phys. 1999. V. 38. P. 1164.
8. Bollaert S., Cordier Y., Zaknoune M. et al. // Solid-State Electron. 2000. V. 44. P. 1021.
9. Son M.-S., Lee B.-H., Kim M.-R. et al. // J. Korean Soc. 2004. V. 44 (2). P. 408.
10. Hoke W.E., Kennedy T.D., Torabi A. et al. // J. Cryst. Growth. 2003. V. 251. P. 804.
11. Joo K.S., Chun S.H., Lim J.Y. et al. // Physica E. 2008. V. 40. P. 2874.
12. Hoke W.E., Leoni R.E., Whelan C.S. et al. // J. Vac. Sci. Technol. B. 2002. V. 20(3). P. 1209.
13. Yastrubchak O., Wosinski T., Figielski T. et al. // Physica E. 2003. V. 17. P. 561.
14. Ryu K.-K., Kim S.-C., An D. et al. // J. Korean Phys. Soc. 2010. V. 56 (5). P. 1509.
15. Hoke W.E., Kennedy T.D., Torabi A. et al. // J. Cryst. Growth. 2003. V. 251. P. 827.
16. Lee D., Park M.S., Tang Z. et al. // J. Appl. Phys. 2007. V. 101. P. 063523.
17. Mendach S., Hu C.M., Heyn Ch. et al. // Physica E. 2002. V. 13. P. 1204.
18. Capotondi F., Biasiol G., Ercolani D. et al. // Thin Solid Films. 2005. V. 484. P. 400.
19. Васильевский И.С., Галиев Г.Б., Климов Е.А. и др. // Физика и техника полупроводников. 2011. Т. 45 (9). С. 1203.
20. Tersoff J. // Appl. Phys. Lett. 1993. V. 62 (7). P. 693.
21. Таннер Б.К. Высокоразрешающая рентгеновская дифрактометрия и топография. М.: Наука, 2002.