

Исследование свойств новых конструкций метаморфного буфера InAlAs на подложках GaAs с распределенной компенсацией упругих деформаций

© Г.Б. Галиев*, С.С. Пушкарев**[†], И.С. Васильевский⁺, Е.А. Климов*, Р.М. Имамов*

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

[†] Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“, 115409 Москва, Россия

⁺ Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова Российской академии наук, 119333 Москва, Россия

(Получена 11 сентября 2012 г. Принята к печати 17 сентября 2012 г.)

Предложены и реализованы две новые конструкции метаморфного буфера, представляющие собой модификации линейного метаморфного буфера $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ за счет групп слоев с отличающимися параметрами решетки, и позволяющие влиять на релаксацию метаморфного буфера. Также проведены исследования структурных и электрофизических характеристик полученных метаморфных НЕМТ-наногетероструктур.

1. Введение

В настоящее время наногетероструктуры с квантовой ямой (КЯ) InAlAs/InGaAs/InAlAs с высоким содержанием In, используемые для полевых транзисторов с высокой подвижностью электронов (high electron mobility transistor, НЕМТ), являются одними из наиболее перспективных для СВЧ электроники. Так, в работе [1] сообщается о псевдоморфном НЕМТ (РНЕМТ) транзисторе с составной 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 подложке InP с шириной затвора 30 нм, на котором получены значения $f_T = 644$ ГГц и $f_{\max} = 681$ ГГц. В работе [2] представлены данные о метаморфном НЕМТ (МНЕМТ) транзисторе с КЯ $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}/\text{In}_{0.70}\text{Ga}_{0.30}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ на подложке GaAs с шириной затвора 40 нм, на котором получены значения $f_T = 688$ ГГц и $f_{\max} = 800$ ГГц. Высокие значения f_T в МНЕМТ-структурах на GaAs и в изоморфных и псевдоморфных НЕМТ-структурах на InP по сравнению с НЕМТ- и РНЕМТ-структурами на GaAs обусловлены двумя факторами. Во-первых, уменьшением эффективной массы электрона при увеличении содержания In в активной области и соответствующим увеличением подвижности электронов и дрейфовой скорости насыщения электронов в таких структурах [3]. Во-вторых, возможностью увеличения уровня легирования барьерного слоя $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ с большим x [4], что позволяет уменьшить его толщину, тем самым увеличив отношение длины затвора транзистора к толщине барьерного слоя; при этом короткоканальные эффекты подавляются и величина f_T возрастает [5]. Но относительно высокая стоимость подложек InP по сравнению с GaAs, их меньшая технологичность, в основном вызванная хрупкостью, а также меньший размер подложек делают МНЕМТ структуры на GaAs более привлекательными.

Суть метаморфной технологии заключается в выращивании между подложкой и активными слоями относительно толстого переходного слоя (метаморфного буфера, МБ) $\text{In}_x(\text{Al,Ga})_{1-x}\text{As}$ с изменяющимся по толщине химическим составом, который согласует параметр решетки подложки и слоев требуемого состава. При эпитаксиальном росте гетероструктур с МБ в большинстве случаев сохраняется двумерный рост эпитаксиальных слоев с приемлемым структурным совершенством, однако поверхность выращенной гетероструктуры отличается волнообразным поперечно-полосатым рельефом. Такой рельеф возникает из-за полей механического напряжения, создаваемых сетью образующихся дислокаций несоответствия [6]. 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 $\sim 30-50$ нм. Как правило, для практического применения метаморфных наногетероструктур необходимо оптимизировать и конструкцию, и технологические условия роста как МБ, так и активной части.

Состояние МБ хорошо описывается моделью частично релаксированного эпитаксиального слоя [7]. Согласно этой модели, механические напряжения, возникающие из-за несоответствия параметров решетки слоя с переменным составом, релаксируют начиная от подложки до некоторой толщины, а вышележащий слой остается упругодеформированным. Таким образом, МБ оказывается состоящим из двух частей: релаксированной толстой нижней части, в которой имеются дислокации несоответствия, и напряженной тонкой верхней части, свободной от дислокаций. По мере роста МБ его релаксированная часть увеличивается, а нерелаксированная сохраняет свою толщину l , определяемую „крутизной“ МБ: $l \propto 1/(\partial x/\partial z)^{1/2}$, где x — параметр химического состава МБ (в частности, содержание In

[†] E-mail: sserp@isvch.ru

в МБ $\text{In}_x(\text{Al,Ga})_{1-x}\text{As}$, z — координата перпендикулярная плоскости роста.

Поскольку из-за остаточного напряжения, согласно описанной выше модели, латеральный параметр решетки в финальной части МБ меньше релаксированного для данного состава, поверхность МБ можно вырастить достаточно толстый эпитаксиальный слой такого состава, чтобы его релаксированный параметр решетки совпал с нерелаксированным параметром решетки финальной части МБ. Такой эпитаксиальный слой окажется ненапряженным, и согласованная с ним по параметру решетки активная область, расположенная выше, также будет ненапряженной. Этот эпитаксиальный слой называют инверсной ступенью, она формируется, в частности, с помощью скачкообразного уменьшения x в конце МБ $\text{In}_x(\text{Al,Ga})_{1-x}\text{As}$. Технология завершающей инверсной ступени была проверена экспериментально, полученные результаты хорошо согласуются с предсказанными [8].

В работах [9–11] сообщается об использовании метаморфных гетероструктур для изготовления СВЧ приборов и представлены их характеристики. О перспективности использования гетероструктур на подложках GaAs с МБ и с высоким содержанием индия для PIN-фотодиодов и устройств спинтроники сообщается в [12,13]. Из вышесказанного следует, что в зависимости от области использования требуются метаморфные гетероструктуры с различной конструкцией МБ. Поэтому изучение различных конструкций метаморфного буфера, условий их выращивания и исследование характеристик гетероструктур, выращенных с использованием такого МБ, является актуальной задачей.

Цель данной работы заключается в исследовании электрофизических параметров (подвижности и концентрации электронов), а также структурных свойств МНЕМТ-наногетероструктур с двумя новыми конструкциями метаморфного буфера. МБ первой конструкции содержал в себе две рассогласованные сверхрешетки, а МБ второй конструкции — две инверсные ступени.

2. Конструкция образцов и методы исследования

Исследуемые образцы были выращены методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) из твердотельных источников In, Ga и As на подложках $(100) \pm 0.1^\circ$ GaAs (Wafer Technology LTD), при этом парциальное давление мышьяка P_{As} во время эпитаксиального роста для всех выращиваемых гетероструктур было одинаковым и составляло $P_{\text{As}} = 7 \cdot 10^{-6}$ Торр. Первые слои структур GaAs и сверхрешетка SL1 были выращены при температуре подложки $T_g = 590^\circ\text{C}$, а МБ, инверсная ступень (inverse step) и заглаживающий слой (smoothing layer) — при $T_g = 400^\circ\text{C}$. Активная область, начиная с нижнего барьерного слоя InAlAs и заканчивая защитным слоем InGaAs, выращивалась при $T_g = 470^\circ\text{C}$. МБ, инверсная ступень и заглаживающий слой выращивались при плавном изменении парциальных давлений

индия и алюминия (P_{In} и P_{Al}) для сохранения линейного состава $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$. Диапазон изменений P_{In} составлял от $1.43 \cdot 10^{-8}$ до $2.0 \cdot 10^{-7}$ Торр, а для P_{Al} от $1.8 \cdot 10^{-8}$ до $6.4 \cdot 10^{-8}$ Торр. Активные слои были выращены при постоянных значениях P_{Ga} , P_{In} и P_{Al} , которые имели значения $4.2 \cdot 10^{-8}$, $1.95 \cdot 10^{-7}$ и $1.85 \cdot 10^{-8}$ Торр соответственно. При этом скорости роста слоев $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ и $\text{In}_{0.76}\text{Ga}_{0.24}\text{As}$ составляли 120 и 109 Å/мин. Измерение толщины слоев проводили с помощью тестовых эпитаксиальных слоев $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ и $\text{In}_y\text{Al}_{1-y}\text{As}$ на профилометре Talystep (Taylor Hobson) с точностью до 4%.

На рис. 1 и 2 представлены схематические изображения поперечного сечения образцов А и В с двумя предложенными новыми конструкциями МБ. Метаморфному буферу в обоих образцах предшествует пятипериодная сверхрешетка SL1 $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}$. Она традиционно выполняет две функции: во-первых, улучшает морфологию поверхности, а во-вторых, препятствует сегрегации фоновой примеси из подложки в активную область гетероструктуры во время ее выращивания. Активные области (канал, спейсерный слой, верхний барьерный слой и защитный „cap“-слой, включая составы слоев, их толщины и уровни легирования) в обоих образцах были одинаковы.

В качестве гипотетического базового МБ был выбран МБ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ толщиной 1 мкм с линейным увеличением содержания In по толщине ($x = 0.06 \rightarrow 0.75$), завершающийся инверсной ступенью $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ толщиной 40 нм с линейным уменьшением содержания In по толщине на $\Delta x = 0.05$. Над инверсной ступенью был выращен заглаживающий слой $\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ толщиной 0.14 мкм. Описанная конструкция МБ в предлагаемых нами образцах А и В подвергнута двум модификациям.

Первая модификация заключалась во введении внутрь МБ пятипериодных сверхрешеток SL2 $\{\text{In}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{As}/\text{In}_{0.50}\text{Al}_{0.50}\text{As}\}$ и SL3 $\{\text{In}_{0.60}\text{Ga}_{0.40}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Al}_{0.25}\text{As}\}$, рассогласованных относительно текущего состава метаморфного буфера $x = 0.45$ и 0.70 соответственно. Цель данной конструкции МБ заключается в создании короткопериодных локальных полей механического напряжения с разным знаком, компенсирующих друг друга и потому не вносящих дополнительного напряжения в МБ. Такие поля механического напряжения могут способствовать изгибанию вбок прорастающих дислокаций (образец А). Реализация чередующегося рассогласования слоев сверхрешеток была выбрана так, что слои $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ выращивались с пониженным содержанием InAs x относительно текущего состава МБ, а слои $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ — с повышенным. Это было сделано в целях предотвращения образования дополнительных квантовых ям для электронов и в связи с этим возможности появления параллельной проводимости по сверхрешеткам.

Вторая модификация линейного МБ заключалась в создании внутри его областей с уменьшающимся параметром решетки (инверсных ступеней), которые сдерживают релаксацию и образование дислокаций в нижележащих частях МБ (образец В). Также в образце В был

$\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ (protective layer)	7.3 nm	
$\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (barrier)	22 nm	
$\delta\text{-Si}$	—	
$\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (spacer)	6.4 nm	
$\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ (canal)	16.4 nm	
$\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (smoothing layer)	161 nm	
$\text{In}_{0.75}\text{Al}_{0.25}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (invertse step)	46 nm	
$\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.75}\text{Al}_{0.25}\text{As}$ (metamorphic buffer)	80 nm	1.28 μm
$\text{SL3}\{\text{In}_{0.60}\text{Ga}_{0.40}\text{As}/\text{In}_{0.75}\text{Al}_{0.25}\text{As}\} \times 5$	{3.4 nm/5.6 nm}	
$\text{In}_{0.45}\text{Al}_{0.55}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (metamorphic buffer)	430 nm	
$\text{SL2}\{\text{In}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{As}/\text{In}_{0.50}\text{Al}_{0.50}\text{As}\} \times 5$	{3.2 nm/3.6 nm}	
$\text{In}_{0.05}\text{Al}_{0.95}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.45}\text{Al}_{0.55}\text{As}$ (metamorphic buffer)	680 nm	
$\text{SL1}\{\text{Al}_{0.52}\text{Ga}_{0.48}\text{As}/\text{GaAs}\}$	{2.4 nm/1.4 nm}	
GaAs	34 nm	
GaAs (substrate)	—	

Рис. 1. Структура образца А со сверхрешетками в метаморфном буфере.

$\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ (protective layer)	7.3 nm	
$\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (barrier)	22 nm	
$\delta\text{-Si}$	—	
$\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (spacer)	6.4 nm	
$\text{In}_{0.75}\text{Ga}_{0.25}\text{As}$ (canal)	16.4 nm	
$\text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (smoothing layer)	110 nm	
$\text{In}_{0.72}\text{Al}_{0.28}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.70}\text{Al}_{0.30}\text{As}$ (inverse step)	30 nm	1.36 μm
$\text{In}_{0.49}\text{Al}_{0.51}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.72}\text{Al}_{0.28}\text{As}$ (metamorphic buffer)	340 nm	
$\text{In}_{0.49}\text{Al}_{0.51}\text{As}$ (smoothing layer)	110 nm	
$\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.49}\text{Al}_{0.51}\text{As}$ (inverse layer)	20 nm	
$\text{In}_{0.25}\text{Al}_{0.75}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ (metamorphic buffer)	380 nm	
$\text{In}_{0.25}\text{Al}_{0.75}\text{As}$ (smoothing layer)	120 nm	
$\text{In}_{0.28}\text{Al}_{0.72}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.25}\text{Al}_{0.75}\text{As}$ (inverse layer)	20 nm	
$\text{In}_{0.05}\text{Al}_{0.95}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0.28}\text{Al}_{0.72}\text{As}$ (metamorphic buffer)	340 nm	
$\text{SL3}\{\text{Al}_{0.52}\text{Ga}_{0.48}\text{As}/\text{GaAs}\}$	{2.4 nm/1.4 nm}	
GaAs	34 nm	
GaAs (substrate)		

Рис. 2. Структура образца В со сверхрешетками в метаморфном буфере.

слегка уменьшен перепад состава в конечном инверсном слое (рис. 2), поскольку в толще МБ уже имелись инверсные слои, компенсирующие упругую деформацию. Графически ход изменений мольной доли In в МБ для образца В представлен на рис. 3.

Электрофизические характеристики (подвижность электронов проводимости μ_e и их двумерная концентрация n_s) были измерены с помощью эффекта Холла методом Ван-дер-Пау при температурах 300 и 77 К, а также при подсветке зеленым светодиодом и без

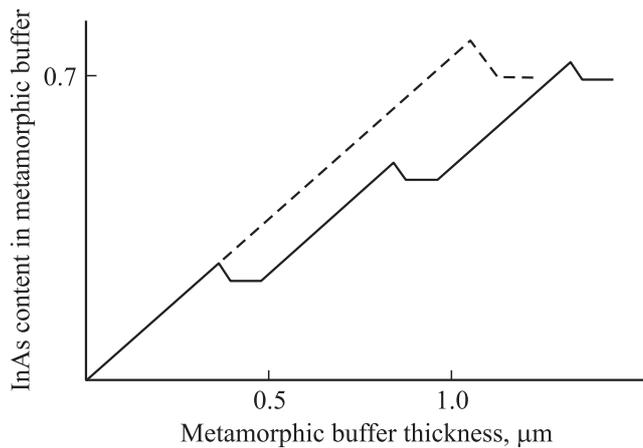


Рис. 3. Содержание In в метаморфном буфере $In_xAl_{1-x}As$ в образце В (пунктирная линия — зависимость содержания In от толщины для гипотетического базового метаморфного буфера).

нее. Исследование поверхности образцов проводилось методами атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе СММ-2000 и растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе FEI XL30F (FEI, Eindhoven, Netherland). Слоевая структура образцов была исследована методом сканирующей просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе FEI Tecnai

при 300 кВ. Изображения были сняты с помощью ССД камеры Gatan 797 и обработаны с помощью программы Digital Micrograph Gatan (Gatan, Inc., Pleasanton, CA, USA). Образцы для ПЭМ были приготовлены скалыванием образца вдоль плоскостей (011) и $(0\bar{1}1)$.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 4 представлены РЭМ-изображения поверхности исследуемых образцов. Как видно, поверхность образца А более гладкая (измеренная методом АСМ среднеквадратичная шероховатость составляет 7.1 нм) и демонстрирует поперечно-полосатый рельеф. Это свидетельствует о двумерном механизме эпитаксиального роста и образовании дислокаций несоответствия в процессе роста. На поверхности образца А наблюдаются темные пятна (ямки) со средней плотностью $5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, которые идентифицируются как выходы прорастающих дислокаций [14–16]. Поверхность образца В менее гладкая (среднеквадратичная шероховатость составляет 13.8 нм), и на ней характерный для МНЕМТ-гетероструктур поперечно-полосатый рельеф осложнен выходами на поверхность дефектов упаковки. Прорастающие дислокации здесь распределены неравномерно: некоторые участки поверхности размером $10 \times 10 \text{ мкм}$ свободны от прорастающих дислокаций, в то время как на других плотность прорастающих дислокаций

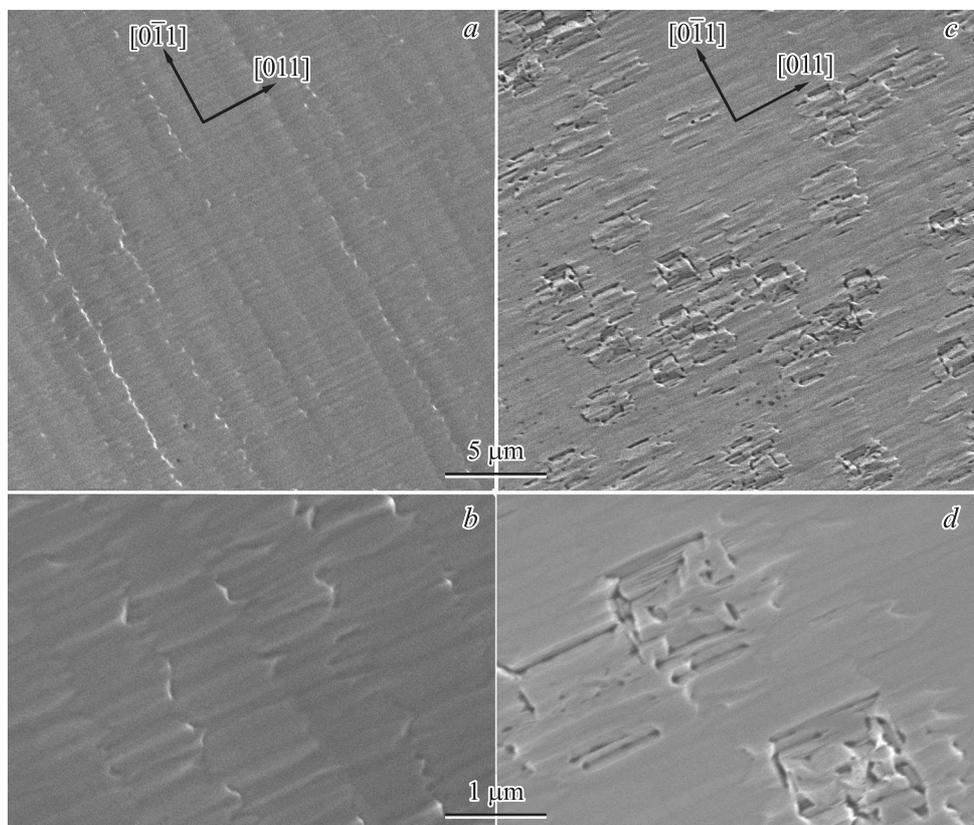


Рис. 4. РЭМ-изображения поверхности исследуемых образцов (a, b — образец А; c, d — образец В).

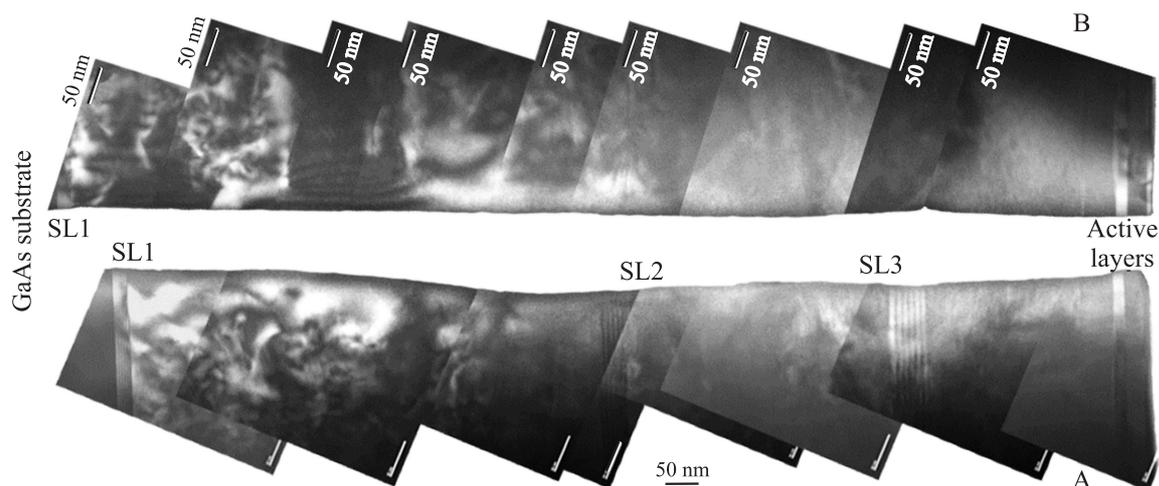


Рис. 5. [001]. Светлопольное ПЭМ-изображение $g = (200)$ образцов А и В, приготовленных по технологии клиновидного края.

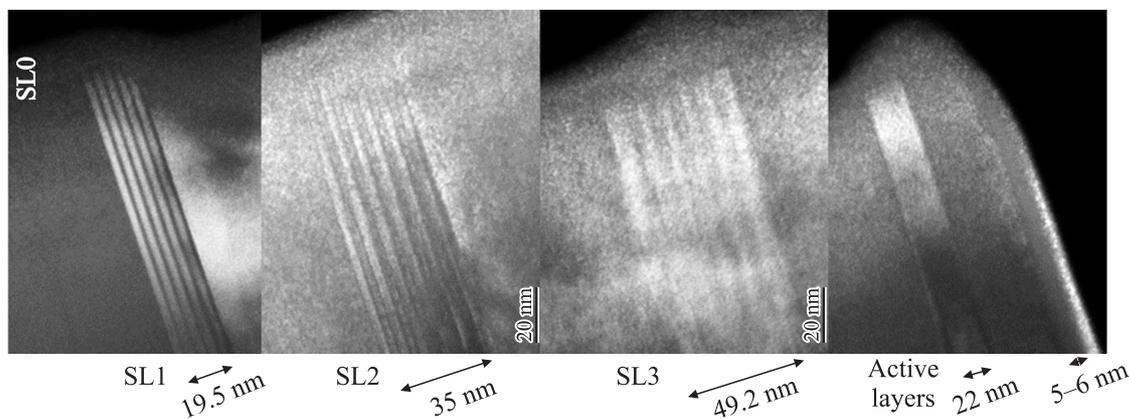


Рис. 6. [001]. Темнопольное ПЭМ-изображение $g = (200)$ сверхрешеток и активного слоя в образце А.

достигает $5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Дефекты упаковки распределены по поверхности образца В более равномерно со средней плотностью $2 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Они пересекают поверхность по прямым отрезкам вдоль $\langle 011 \rangle$ (чаще всего $[011]$) длиной 1.7 мкм. Иногда четыре дефекта упаковки, связанные общим происхождением, группируются с образованием тетраэдрального дефекта.

На рис. 5 представлены ПЭМ-изображения исследуемых образцов. В обоих случаях удастся отчетливо зарегистрировать сверхрешетки, а также квантовую яму

и защитный слой. Нижние области МБ обоих образцов, прилегающие к SL1, выглядят одинаково сильно насыщенными дефектами, проявляющимися в виде сильно неоднородного контраста. Область образца А вблизи SL2 выглядит менее дефектной, чем аналогичная область образца В. Верхние слои МБ и область финального заглаживающего слоя выглядят одинаково свободными от дефектов.

На рис. 6 представлены ПЭМ-изображения всех сверхрешеток и активной области образца А. Как видно,

Электрофизические характеристики образцов

Образец	$\mu_e, \text{см}^2(\text{В} \cdot \text{с})^{-1}$				$n_s, \text{см}^{-2}$			
	300 К		77 К		300 К		77 К	
	Темнота	Свет	Темнота	Свет	Темнота	Свет	Темнота	Свет
А	10408	10330	33320	33570	1.45	1.47	1.38	1.86
В	8820	8920	23400	25500	2.06	2.08	2.02	2.47

Примечание. μ_e — подвижность электронов, n_s — слоевая концентрация электронов.

сверхрешетки SL1 и SL2 демонстрируют резкие границы слоев, а SL3 выглядит более размытой. Причиной такого различия могут быть как увеличение шероховатости поверхности во время роста наногетероструктуры, так и увеличение сегрегации атомов In по мере увеличения их содержания в МБ $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$. Кроме того, контрастность ПЭМ-изображения уменьшается от SL1 к SL3 из-за изменения состава слоев в сверхрешетках.

В таблице представлены значения μ_e и n_s , измеренные с помощью эффекта Холла при температурах $T = 300$ и 77 К при освещении и в темноте. Как видно из этих данных, при одинаковой концентрации легирования кремнием, которая составляла $N_{\text{Si}} = 2.15 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$, концентрация подвижных носителей в канале для исследуемых образцов отличается. Это может быть связано как с рельефом поверхности, на которой формируется δ -слой кремния [17], так и с состоянием поверхности, на которой могут возникнуть различные реконструкции поверхности. Во втором случае атомы кремния могут образовывать димеры Si-As или другие комплексы, влияющие на коэффициент активации атомов Si [18]. Таким образом, рельеф, а также состояние поверхности, плотность дислокаций и других дефектов в слоях должны быть ответственны за поведение атомов кремния при δ -легировании, а следовательно, и за концентрацию электронов в образце. Из данных таблицы также видно, что подвижность электронов для образца А выше, чем для образца В как при 300 К, так и при 77 К. Такое поведение подвижности может быть объяснено повышенной плотностью прорастающих дислокаций и дефектов упаковки в активной области образца В.

4. Заключение

Предложены и выращены МНЕМТ-наногетероструктуры с высоким содержанием In (более 70%) в активной области с использованием двух новых конструкций метаморфного буфера. Метаморфные буферы новой конструкции отличались от стандартного линейного метаморфного буфера наличием рассогласованных напряженных сверхрешеток либо инверсных ступеней внутри метаморфного буфера. Исследованы структурные и электрофизические свойства выращенных МНЕМТ-наногетероструктур.

Показано, что введение напряженных сверхрешеток внутрь метаморфного буфера в отличие от введения инверсных ступеней позволяет достичь плотности прорастающих дислокаций в активной области $5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$ вместо $5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Обнаружено, что напряженные сверхрешетки в метаморфном буфере значительно уменьшают плотность дефектов упаковки по сравнению с инверсными ступенями. Установлено, что улучшение структурных свойств МНЕМТ-наногетероструктур с напряженными сверхрешетками по сравнению МНЕМТ-наногетероструктурами с инверсными ступенями сопровождается увеличением подвижности электронов при комнатной температуре от 8820 до $10480 \text{ см}^2(\text{В} \cdot \text{с})^{-1}$.

Показано, что путем выбора конструкции МБ можно в наногетероструктурах на подложках GaAs добиться значений подвижности и концентрации двумерного электронного газа в квантовой яме InGaAs, сравнимых со значениями в наногетероструктурах на подложках InP.

Работа выполнена в рамках государственного контракта № 16.426.11.0051 от 28 апреля 2012 г. по заказу Министерства образования и науки и гранта РФФИ (11-07-00050). Выражаем благодарность А.Л. Кванину (НИЯУ „МИФИ“) за АСМ измерения и Е.И. Суворовой (Институт кристаллографии РАН) за электронно-микроскопическое исследование.

Список литературы

- [1] D.-H. Kim, J.A. del Alamo. *IEEE Electron Dev. Lett.*, **31** (8), 806 (2010).
- [2] D.-H. Kim, B. Brar, J.A. del Alamo. *IEEE International Electron Devices Meeting*(Washington DC, December 5–7, 2011) p. 13.6.1.
- [3] M.-S. Son, B.-H. Lee, M.-R. Kim, S.-D. Kim, J.-K. Rhee. *J. Korean Phys. Soc.*, **44**(2), 408 (2004).
- [4] M. Isler. *Sol. St. Electron*, **46**, 585 (2002).
- [5] G.H. Jessen, R.C. Fitch, J.K. Gillespie, G. Via, A. Crespo, D. Langley, D.J. Denninghoff, M. Trejo, E.R. Heller. *IEEE Trans. Electron. Dev.*, **54** (10), 2589 (2007).
- [6] O. Yastrubchak, T. Wosinski, T. Figielski, E. Lusakowska, B. Pecz, A.L. Toth. *Physica E*, **17**, 561 (2003).
- [7] J. Tersoff. *Appl. Phys. Lett.*, **62** (7), 693 (1993).
- [8] F. Capotondi, G. Biasiol, D. Ercolani, V. Grillo, E. Carlino, F. Romanato, L. Sorba. *Thin Sol. Films*, **484**, 400 (2005).
- [9] Y. Cordier, S. Bollaert, M. Zaknounge et al. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **38**, 1164 (1999).
- [10] S. Bollaert, Y. Cordier, M. Zaknounge et al. *Sol. St. Electron.*, **44**, 1021 (2000).
- [11] J.H. Kim, H.-S. Yoon, J.-H. Lee et al. *Sol. St. Electron*, **46**, 69 (2002).
- [12] W.E. Hoke, T.D. Kennedy, A. Torabi et al. *J. Cryst. Growth*, **251**, 804 (2003).
- [13] K.S. Joo, S.H. Chun, J.Y. Lim et al. *Physica E*, **40**, 2874 (2008).
- [14] H. Wang, T. Fan, J. Wu, Y. Zeng, J. Dong, M. Kong. *J. Cryst. Growth*, **186**, 38 (1998).
- [15] Y.N. Picard, M.E. Twigg, J.D. Caldwell, C.R. Eddy jr., M.A. Mastro, R.T. Holm. *Scripta Mater.*, **61**, 773 (2009).
- [16] M.E. Twigg, Y.N. Picard, J.D. Caldwell, C.R. Eddy jr., M.A. Mastro, R.T. Holm, P.G. Neudeck, A.J. Trunek, J.A. Powell. *J. Electron. Mater.*, **39**, 743 (2010).
- [17] Y. Cordier, P. Lorenzini, J.-M. Chauveau, D. Ferre, Y. Androussi, J. Di Persio, D. Vignaud, J.-L. Cordon, *J. Cryst. Growth*, **251**, 822 (2003).
- [18] Z.M. Wang, L. Daweritz, P. Schutzendube, K.H. Ploog. *J. Vac. Sci. Technol. D*, **18**(4), 2204 (2000).

Редактор Т.А. Полянская

Investigation of metamorphic buffers InAlAs with novel designs on GaAs substrates with distributed strain compensation

*G.B. Galiev**, *S.S. Pushkarev*+*, *I.S. Vasil'evskii+*,
*E.A. Klimov**, *R.M. Imamov**

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

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

• A.V. Shubnikov Institute of Crystallography,
Russian Academy of Sciences,
119333 Moscow, Russia

Abstract Two metamorphic buffers with novel design were proposed and realized in present work. They are the modifications of linear metamorphic buffer due to insertion of layers with different lattice constant affecting the strain relaxation inside the metamorphic buffer. The structural and electrophysical characteristics of grown metamorphic HEMT nanoheterostructures have been investigated.