

Исследование структуры и свойств

Физические методы исследования и контроля

УДК 538.971

ДИАГНОСТИКА МНОГОСЛОЙНЫХ НАНОМАТЕРИАЛОВ МЕТОДАМИ РЕНТГЕНОВСКОЙ И ЭЛЕКТРОННОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИИ¹

© Р. М. Имамов², В. В. Клечковская², Г. Б. Галиев³,
С. С. Пушкарёв³, Г. В. Ганин², П. П. Мальцев³

Статья поступила 29 июля 2015 г.

На примере многослойных наногетероструктур A^3B^5 на подложках арсенида галлия и фосфида индия, перспективных для изделий СВЧ- и оптоэлектроники, показаны возможности диагностики наноматериалов методами электронной и рентгеновской кристаллографии. Разработка и использование нового подхода, основанного на комплексном исследовании строения экспериментальных образцов, позволили усовершенствовать лабораторную технологию выращивания многослойных наногетероструктур A^3B^5 , оптимизировать технологические режимы получения экспериментальных образцов с прогнозируемыми физическими характеристиками.

Ключевые слова: рентгеновская дифрактометрия; рентгеновская рефлектометрия; электронная микроскопия; электронография; атомно-силовая микроскопия; метаморфный буфер; сверхрешетка; квантовая яма.

В настоящее время ученые многих стран выбирают объектами исследования наноразмерные структуры и разнообразные наноконструкты на их основе, что связано с перспективностью их практического использования, в том числе в микро- и нанoeлектронике. Усилия исследователей направлены также на разработку методов формирования упорядоченных органических и биоорганических пленок и гетероструктур, которые находят применение в самых разных областях техники и в медицине.

Создание гетероструктур, обладающих новыми свойствами, и оптимизация их параметров для достижения необходимых электрофизических характеристик актуальны для решения фундаментальных и прикладных задач при исследовании многослойных наноконструкций. В настоящее время разработаны и успешно применяются различные методы исследования тончайших кристаллических слоев гетерокомпозиций.

В наногетероструктурах A^3B^5 малая толщина слоев предопределяет не только технологию получения

многослойных систем, но и предъявляет высокие требования к контролю параметров включенных в них квантовых ям (КЯ), их однородности по составу, размерам и степени размытости границ между соседними слоями, зависящей от совместимости кристаллических решеток приграничных слоев, имеющих различный химический состав.

Таким образом, для углубления знаний о гетероструктурах A^3B^5 необходимо детальное изучение их строения вплоть до отдельных монослоев, а для надежной диагностики — использование и развитие адекватных для поставленных задач методов. Наиболее распространенные из них — просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ), фотолюминесцентная спектроскопия (ФЛ) и вторично-ионная масс-спектрометрия (ВИМС). Однако ПЭМ и ВИМС — разрушающие методы, а интерпретация ФЛ-результатов требует информации об электронной зонной структуре материалов, которая не всегда доступна.

Весьма эффективен благодаря своему неразрушающему характеру комплекс рентгеновских методов, модифицированных применительно к изучаемым объектам (A^3B^5). С их помощью можно получать достоверные данные о структуре тончайших слоев образца с высоким разрешением по глубине. Среди

¹ Работа выполнена при финансовой поддержке Президиума РАН (программы № 1, 24), РФФИ (грант № 11-07-00050).

² Институт кристаллографии им. А. В. Шубникова РАН, Москва, Россия; e-mail: imamov@ns.crys.ras.ru

³ Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники РАН, Москва, Россия.



Рис. 1. Схема частично релаксированного МБ [5]

таких методов особое место занимают высокоразрешающая двухкристалльная рентгеновская дифрактометрия (ДРД) [1] и высокоразрешающая рентгеновская рефлектометрия (ВРР) [2], позволяющие численно оценивать параметры отдельных слоев и границы раздела между ними путем решения обратной задачи. Однако следует отметить, что при их использовании из-за физических ограничений, обусловленных известной фазовой проблемой, не всегда удастся достичь необходимых точности (до долей нанометра) и разрешения по глубине объекта исследования.

В связи с этим исследования строения выращиваемых наногетероструктур дополняют более локальными методами: электронографией (ЭГ) и высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопией (ВРПЭМ). Используя ЭГ, можно регистрировать картины электронной дифракции на просвет и отражение высокого разрешения при ускоряющих напряжениях до 100 кэВ, что позволяет без разрушения образца определять ориентацию подложки (сканируя при этом образец по площади до 1 см²), фиксировать малейшие отклонения от точной ориентации, а также анализировать фазовый состав и контролировать кристаллическую структуру последовательно наносимых на нее слоев. С помощью ВРПЭМ исследуют локальные особенности структуры на атомном уровне.

При таком комплексном анализе данных, получаемых методами дифракции коротких волн и элек-

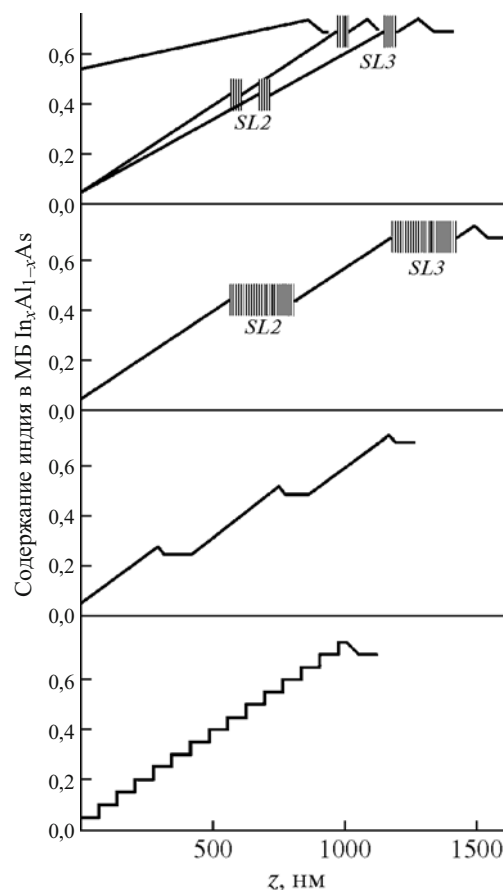


Рис. 2. Схемы построения МБ (SL — сбалансированно-рассогласованные сверхрешетки) [5]

тронной микроскопии, объем экспериментальной информации, приходящийся на один искомый параметр, существенно увеличивается, благодаря чему возрастает и точность восстановления особенностей строения исследуемого объекта.

Метаморфные наногетероструктуры с КЯ $\text{In}_{0,7}\text{Al}_{0,3}\text{As}/\text{In}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As}/\text{In}_{0,7}\text{Al}_{0,3}\text{As}$ выращивали методом молекулярно-лучевой эпитаксии на полуизолирующих подложках GaAs (InP) с кристаллографической ориентацией $(1\ 0\ 0) \pm 0,5^\circ$. Номинальная плотность прорастающих дислокаций для таких подложек составляет менее $5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$. Пример конструкции метаморфных наногетероструктур представлен в табл. 1.

Отличительный признак рассматриваемых гетероструктур — метаморфный буфер (МБ) — толстый слой переменного состава, согласующий параметры кристаллической решетки подложки и активной области. Он хорошо описывается моделью частично релаксированного МБ. МБ релаксирует, начиная от подложки до некоторой толщины, выше которой он остается упруго деформированным [4]. В МБ, для которого была разработана модель, наблюдается монотонное нарастание рассогласования кристаллической решетки f с толщиной. На вершине МБ часто выращивают инверсную ступень — слой с меньшим параметром

Таблица 1. Конструкция метаморфных наногетероструктур [3]

Слой	Состав	Толщина, нм
Защитный	$\text{In}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As}$	7
Барьер	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$	22
δ-слой	$\text{Si } N_{\text{Si}} = 2,5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$	—
Спейсер	$\text{In}_{0,7}\text{Al}_{0,3}\text{As}$	6
КЯ	$\text{In}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As}$	16
Барьер	$\text{In}_{0,7}\text{Al}_{0,3}\text{As}$	46
Заглаживающий	$\text{In}_{0,7}\text{Al}_{0,3}\text{As}$	115
Инверсная ступень	$\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$	50
МБ	$\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$	$h_{\text{МБ}}$
Сверхрешетка	$SLI \{ \text{AlGaAs/GaAs} \} \cdot 5$	17
Подложка	GaAs или InP	—

решетки, препятствующий релаксации верхней части буфера (рис. 1).

Обычно кристаллическая структура метаморфных транзисторных наногетероструктур (metamorphic high electron mobility transistor — МНЕМТ) из-за особенностей релаксации буфера оказывается механически напряженной, что может оказаться неблагоприятным как при изготовлении транзисторов и монокристаллических интегральных схем на таких гетероструктурах, так и при дальнейшей эксплуатации изготовленных приборов, поскольку остаточная упругая деформация МБ передается в активную область МНЕМТ-наногетероструктуры и может оказывать влияние на зонную диаграмму КЯ, на ее электрофизические свойства, более того — может привести к преждевременной деградации активной области во время работы устройств. Поэтому дизайн МБ усложняют включением внутренних инверсных ступеней и сбалансированно-рассогласованных сверхрешеток.

На рис. 2 приведены схемы построения МБ, завершающиеся инверсной ступенью. Для представленных конструкций экспериментальные данные сравнивали с модельными упругими деформациями для гипотетических линейных МБ с такими же средними градиентами состава, как и у исследованных образцов [5].

На полуизолирующих подложках InP (кристаллографическая ориентация $(1\ 0\ 0) \pm 0,1^\circ$) выращивали изоморфные наногетероструктуры (образцы 496, 497, 500, 501), пример конструкции которых представлен в табл. 2. В табл. 3 приведены параметры КЯ и технологические условия ее формирования, а именно: температура роста T_g , соотношения парциальных давлений молекулярных потоков элементов V и III групп $\gamma_1 = P_{As}/(P_{In} + P_{Al})$ (при выращивании слоев InAlAs) и $\gamma_2 = P_{As}/(P_{In} + P_{Ga})$ (при выращивании КЯ). Толщина КЯ ($L_{КЯ}$) для всех образцов была одинаковой, а толщина содержащейся в ней нановставки InAs варьировалась (см. табл. 3) [6].

Структурные особенности образцов (отклонения от заложенной в модели архитектуры) изучали методами рентгеновской дифрактометрии, хорошо зарекомендовавшими себя как высокочувствительный инструмент исследования структурных искажений, возникающих в приповерхностной области кристалла в результате различных технологических воздействий.

Таблица 2. Конструкция изоморфных наногетероструктур [6]

Слой	Состав	Толщина, нм
«Сар»-слой	In _{0,53} Ga _{0,47} As	5,2
Барьер	In _{0,52} Al _{0,48} As	14,5
δ-слой	Si $N_{Si} = 5,6 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$	—
Спейсер	In _{0,52} Al _{0,48} As	4,3
КЯ	In _{0,53} Ga _{0,47} As	16
	InAs	
	In _{0,53} Ga _{0,47} As	
Буфер	In _{0,52} Al _{0,48} As	400
Подложка	InP	—

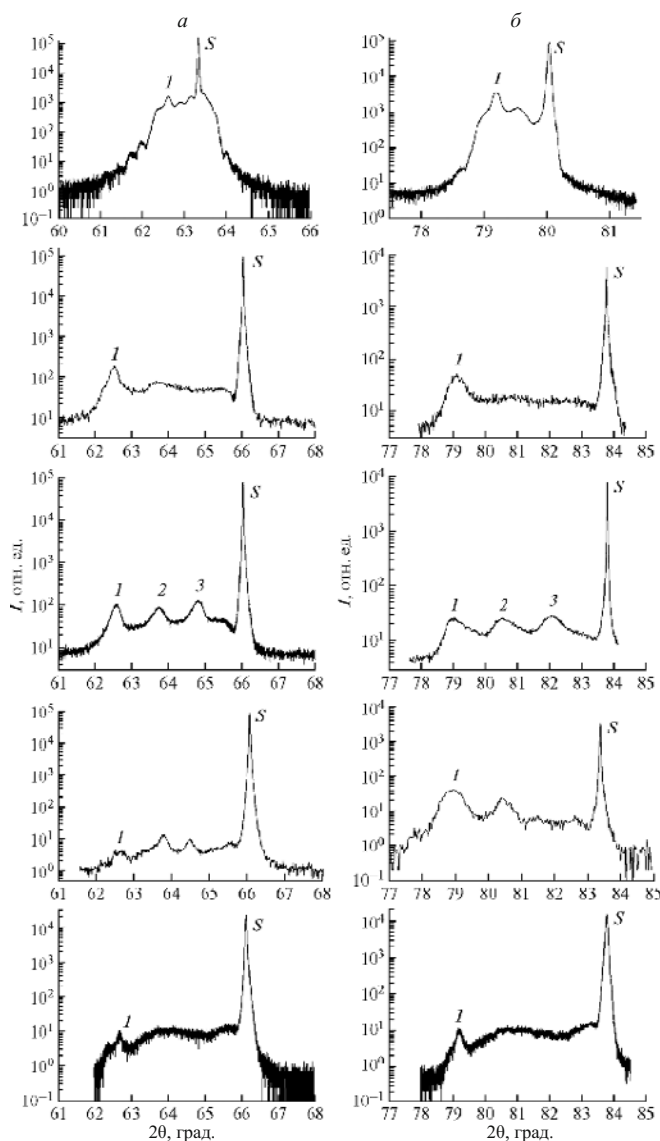


Рис. 3. КДО: а и б — симметричное и асимметричное отражения от плоскостей (400) и (422) [3]

В настоящее время метод благодаря своему неразрушающему характеру успешно применяют для диагностики гетероструктур со слоями наноразмерной толщины [1].

Метаморфные наногетероструктуры исследовали на двухкристальном спектрометре с использованием CuKα-излучения в широком угловом диапазоне [монокристалл — совершенный кристалл Ge(400)]. Распределение деформаций в МБ изучали сравнением латерального ($a_{||}$) и нормального ($a_{\perp}$) параметров кри-

Таблица 3. Параметры конструкции и роста КЯ изоморфных наногетероструктур [6]

Образец	$L_{КЯ}, \text{Å}$	$L_{InAs}, \text{Å}$	$\gamma_1, \text{Па}$	$\gamma_2, \text{Па}$	$T_g, ^\circ\text{C}$
496	160	30	92	86	470
497	160	21	92	86	470
500	160	21	90	77	500
501	160	17	90	77	500

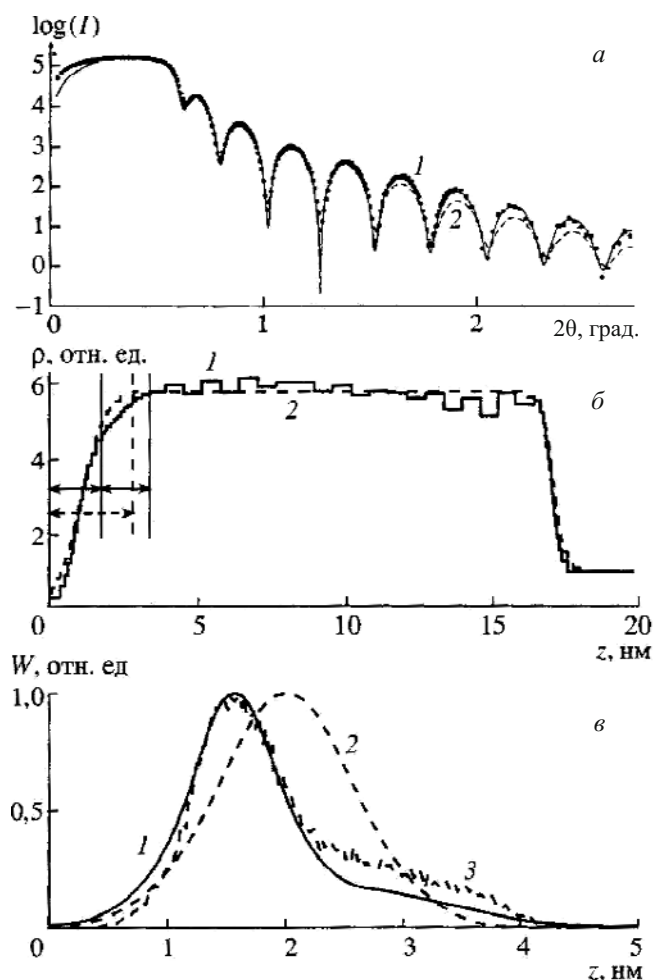


Рис. 4. Экспериментальная (1) и теоретическая (2) кривые зеркального отражения от структуры вольфрам – кремний (а). Восстановленные профили плотности с одним (2) и двумя (1) переходными слоями на поверхности (б). Функции плотности вероятности высот шероховатостей на границе вакуум – пленка по данным зеркального отражения с двумя переходными слоями (1), с одним слоем (2) и по данным сканирующей зондовой микроскопии (3) (в) [14]

сталлической решетки с релаксированным параметром гранецентрированной кубической (ГЦК) решетки (а) в разных областях буфера. Параметры кристаллической решетки определяли с использованием симметричного и асимметричного отражений 400 и 422. Для GaAs при 400-отражении угол Брэгга составляет $\theta = 33,024^\circ$, а при 422-отражении — $\theta = 41,873^\circ$; для InP при 400-отражении — $\theta = 31,663^\circ$, а при 422-отражении — $\theta = 40,008^\circ$.

На рис. 3 изображены кривые дифракционного отражения (КДО) в режиме $\theta - 2\theta$ -сканирования. По оси абсцисс откладывали угол поворота детектора, равный удвоенному углу Брэгга, а по оси ординат — регистрируемую детектором интенсивность отраженного рентгеновского пучка.

Наиболее интенсивный и узкий пик (S) относится к подложке GaAs либо InP (см. рис. 3). Соответствующий ему угол равен удвоенному углу Брэгга для GaAs/InP (табличная величина). Отчетливо прослежи-

вается также протяженное плато от МБ с пиком от толстого заглаживающего слоя $\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (1) в левом его конце. Пики (1 – 3) обусловлены заглаживающими слоями (толщины 106,97 и 160 нм) постоянного состава $[\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ ($x = 0,25, 0,52, 0,72$ соответственно)] (образец, МБ которого содержит три инверсных ступени).

Проведенный анализ показал, что исследуемые образцы обладали значительной остаточной деформацией в области заглаживающего слоя, неполностью компенсируемой инверсной ступенью.

Полученные результаты хорошо согласуются с данными рентгеновского микроанализа и ВИС [3].

Модель метаморфного буфера позволяет рассчитать значение упругой деформации ϵ_{res} как для линейного, так и для ступенчатого МБ. Благодаря достаточно большому числу субслоев, на которые разбивается ступенчатый МБ, и малым отличиям в составах между ними ступенчатый МБ по деформационным свойствам близок к линейному (по модели значения ϵ_{res} для них совпадают). Тем не менее для ступенчатого МБ значение остаточной упругой деформации $\epsilon_{\text{res}} = (a - a_{\perp})/a$ оказалось гораздо меньше, чем ожидалось согласно модели частично релаксированного МБ [5] ($-0,0014$ вместо $-0,0045$), что может быть обусловлено сильной релаксацией МБ именно за счет его ступенчатости [3].

Таким образом, ДРД-методом можно исследовать деформационные свойства МБ различного дизайна, включая линейные МБ с внутренними сбалансировано-рассогласованными сверхрешетками и инверсными ступенями.

Для более надежного ДРД-исследования наногетероструктур КДО обрабатывали одновременно от двух плоскостей кристаллической решетки [1]. Такой подход дает дополнительную информацию о строении выращенной гетероструктуры, в частности обеспечивает возможность количественной оценки анизотропии распределения хаотических смещений атомов от регулярных позиций.

Однако при ДРД-методе теряется информация о фазе дифрагированной волны. Поэтому при исследовании структуры образцов дополнительно использовали метод высокоразрешающей рентгеновской рефлектометрии.

Преимущество метода — его относительная простота и высокая экспрессивность (особенно в случае синхротронного излучения). Высокая угловая коллимация первичного пучка вместе с прецизионным угловым анализом рассеянного исследуемым образцом рентгеновского излучения позволяют не только определять среднеквадратичную высоту шероховатости поверхности, но и восстанавливать морфологию [6 – 13].

В работе [14] представлены методика решения обратной задачи восстановления профиля распределения плотности в приповерхностной области образ-

ца по данным интенсивности зеркального отражения и результаты тестирования ее на модельных и реальных объектах достаточно простой структуры. Показано, что таким способом можно восстанавливать профиль распределения плотности с некоторым произвольным ее изменением по глубине с ошибкой менее 5 %. Впервые получены аналитические рекуррентные соотношения для производных от амплитудных коэффициентов зеркального отражения при минимизации функционала χ^2 , что позволило значительно сократить объем вычислений. Также установлено, что для континуальных пленок в зависимости от величины отношения $\chi(z)/\chi_0$ можно получать информацию об особенностях переходных слоев и наличии на границе пленка – подложка тонкого промежуточного слоя (рис. 4) [14].

В работах [2, 15] предложено программное обеспечение для совместного решения обратной задачи по данным методов рентгеновской дифрактометрии и рефлектометрии уже на примере гетероструктур A^3B^5 на подложке InP. Показано, что совместная процедура подгонки кривых рентгеновской дифрактометрии и рефлектометрии дает возможность восстановить параметры модели многослойной структуры (при обработке учитывают угловые зависимости фоновой интенсивности и апертурные факторы, обусловленные геометрией эксперимента).

Угловые зависимости рентгеновской рефлектометрии измеряли по двухкристальной схеме с использованием в качестве монохроматора высокосовершенного кристалла Si (111). Для отделения когерентной составляющей рассеянного излучения зеркально отраженный пучок регистрировали детектором с узкой приемной щелью. Образец сканировали в пошаговом $\theta - 2\theta$ -режиме в области полного внешнего отражения в широком угловом диапазоне. Ошибка угловых перемещений не превышала 0,2 % во всем диапазоне сканирования, статистическая ошибка измерения интенсивности — 3 %.

На рис. 5 показан результат обработки ВРР-данных с подгонкой значений толщин d , плотностей ρ , шероховатостей верхних границ слоев σ и фоновых интенсивностей, также приведено сравнение профиля плотности ρ с фактором Дебая – Валлера f и деформацией слоев δ , показывающее хорошее совпадение толщин слоев, полученных методами рентгеновской дифракто- и рефлектометрии. Таким образом, дополняющими друг друга методами ДРД и ВРР структура исследуемого образца была существенно уточнена.

Полученные результаты структурного исследования метаморфных гетероструктур показывают, что совместная процедура подгонки кривых рентгеновской дифракто- и рефлектометрии позволяет надежно определять параметры модели многослойных структур с наименьшими среднеквадратичными ошибками.

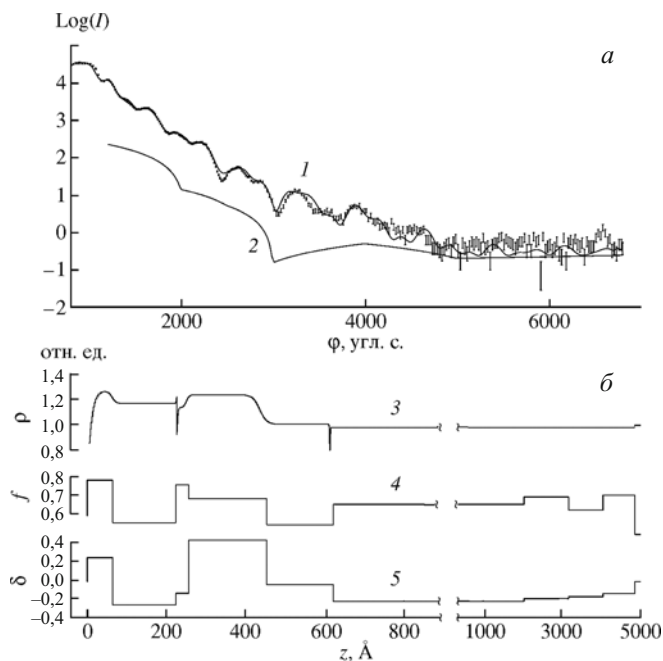


Рис. 5. Экспериментальные значения интенсивностей ВРР (1) и фона (2), профиль плотности ρ (3), фактор Дебая – Валлера f (4) и деформация $\delta = \Delta a/a$ (5) по глубине (после значения 1000 Å масштаб оси z уменьшен в 10 раз) [15]

Электронную дифракцию (неразрушающий метод) также используют при анализе наногетероструктур. В [16 – 18] анализируются физические основы современных электронографических исследований, рассмотрены различные методические подходы, разработанные в ходе структурных исследований.

Используемые в электронографии образцы в виде тончайших пленок позволяют проводить структурное исследование вплоть до нахождения координат атомов в кристаллической решетке и уточнения их тепловых колебаний. Однако эта принципиальная возможность нередко оказывается нереализованной, поскольку полный электронографический структурный анализ (ЭСА) требует, чтобы кристаллики в образцах имели определенную ориентацию и размеры. Для получения на специальных приборах с ускоряющим напряжением 50 – 100 кВ дифракционных картин, пригодных для ЭСА, наиболее подходят кристаллики с линейными размерами порядка 10^{-6} см (в более крупных может не соблюдаться кинематический закон рассеяния и сильно возрастать вероятность неупругого рассеяния, вследствие чего — осложняться переход от экспериментальных интенсивностей рефлексов к структурным амплитудам; в слишком мелких возможно возникновение двумерной дифракции, которая также приводит к искажению интенсивностей рефлексов). Оптимальная толщина образцов для ЭСА составляет 200 – 600 Å (в зависимости от порядкового номера компонентов соединения в Периодической системе элементов).

Между тем геометрический анализ электронограмм различных типов важен, поскольку по дифрак-

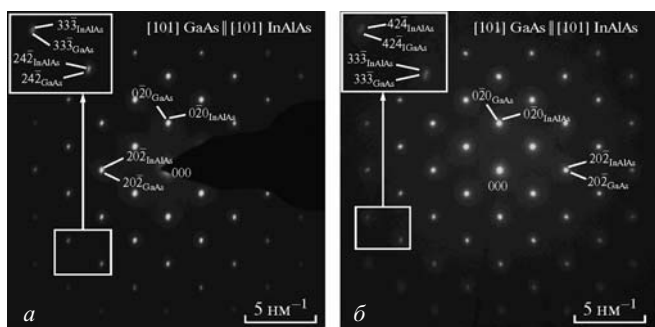


Рис. 6. Картины дифракции электронов на границе раздела подложка — пленка: а и б — образцы А и В (с 5- и 30-периодной сверхрешеткой соответственно) [21]

ционной картине (от поликристаллического объекта, текстурированного, мозаичного монокристаллического, монокристалла, аморфного вещества или их смесей) можно судить о микроструктуре образца, его фазовом составе, размерах и форме кристалликов и т.д. Возможности сканирования в электронографе по площади ($\sim 1 \text{ см}^2$) и съемки дифракционных картин в режимах «на просвет» и «на отражение» позволяют исследовать структуру не только тонких пленок и мелкодисперсных образцов, но и изучать структуру тончайших поверхностных слоев. Например, в случае рассматриваемых гетероструктур можно анализировать структуру поверхности подложки, ее ориентацию и отклонения от точной ориентации, и затем контролировать структуру каждого из наносимых последовательно слоев (многие установки молекулярно-пучковой эпитаксии оснащены встроенным электронографом).

На рис. 6 представлены картины дифракции электронов от выделенной области (диаметр $\sim 400 \text{ нм}$) вокруг границы раздела подложка — пленка. Видно, что на электронограммах присутствуют рефлексы и от подложки, и от нижней части МБ $\text{In}_{0,05}\text{Al}_{0,95}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,14}\text{Al}_{0,86}\text{As}$. Расшифровку дифракционных картин осуществляли путем сопоставления экспериментальных и расчетных электронограмм, построенных для известных фаз GaAs в программе JEMS [19].

Дифракционные картины расшифрованы в кубической ячейке с пространственной группой $F43m$ и параметрами элементарной ячейки $a_{\text{GaAs}} = 0,565 \pm 0,002$ и $a_{\text{InAlAs}} = 0,570 \pm 0,002 \text{ нм}$, что хорошо согласуется с данными [20]. Установлено, что подложка и пленка ориентированы параллельно падающему электронному пучку ($[101](010)\text{GaAs} \parallel [101](010)\text{InAlAs}$) (см. рис. 6). Также отмечено уширение рефлексов по мере увеличения расстояния от первичного рефлекса $[000]$, что связано с наложением дифракционных картин от подложки и пленки.

На вставках (см. рис. 6) представлены увеличенные фрагменты, на которых видно, что рефлексы имеют вытянутую форму, поскольку образованы наложением рефлексов от подложки GaAs и нижней части

Таблица 4. Структура образцов А и В со сверхрешетками в МБ (стрелка означает линейное изменение содержания In) [23]

Образец	Состав слоя	Толщина, нм	
А	$\text{In}_{0,75}\text{Ga}_{0,25}\text{As}$ (защитный слой)	7,3	
	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (барьер)	22	
	$\delta\text{-Si}$	—	
	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (спейсер)	6,4	
	$\text{In}_{0,75}\text{Ga}_{0,25}\text{As}$ (канал)	16,4	
	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (заглаживающий слой)	161	
	$\text{In}_{0,75}\text{Al}_{0,25}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (инверсная ступень)	46	
	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,75}\text{Al}_{0,25}\text{As}$ (метаморфный буфер)	80	1,28 мкм
	$SL3 \{ \text{In}_{0,60}\text{Ga}_{0,40}\text{As} / \text{In}_{0,75}\text{Al}_{0,25}\text{As} \} \cdot 5 \{ 3,4/5,6 \}$	430	
	$\text{In}_{0,45}\text{Al}_{0,55}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (метаморфный буфер)	680	
	$SL2 \{ \text{In}_{0,35}\text{Ga}_{0,65}\text{As} / \text{In}_{0,50}\text{Al}_{0,50}\text{As} \} \cdot 5 \{ 3,2/3,6 \}$	680	
	$\text{In}_{0,05}\text{Al}_{0,95}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,45}\text{Al}_{0,55}\text{As}$ (метаморфный буфер)	34	$\{ 2,4/1,4 \}$
	$SL1 \{ \text{Al}_{0,52}\text{Ga}_{0,48}\text{As} / \text{GaAs} \}$	34	
	GaAs (подложка)	—	
В	$\text{In}_{0,75}\text{Ga}_{0,25}\text{As}$ (защитный слой)	7,3	
	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (барьер)	22	
	$\delta\text{-Si}$	—	
	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (спейсер)	6,4	
	$\text{In}_{0,75}\text{Ga}_{0,25}\text{As}$ (канал)	16,4	
	$\text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (заглаживающий слой)	110	
	$\text{In}_{0,72}\text{Al}_{0,28}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,70}\text{Al}_{0,30}\text{As}$ (инверсная ступень)	30	1,36 мкм
	$\text{In}_{0,49}\text{Al}_{0,51}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,72}\text{Al}_{0,28}\text{As}$ (метаморфный буфер)	340	
	$\text{In}_{0,49}\text{Al}_{0,51}\text{As}$ (заглаживающий слой)	110	
	$\text{In}_{0,52}\text{Al}_{0,48}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,49}\text{Al}_{0,51}\text{As}$ (инверсная ступень)	20	
	$\text{In}_{0,25}\text{Al}_{0,75}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,52}\text{Al}_{0,48}\text{As}$ (метаморфный буфер)	380	
	$\text{In}_{0,25}\text{Al}_{0,75}\text{As}$ (заглаживающий слой)	120	
	$\text{In}_{0,28}\text{Al}_{0,72}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,25}\text{Al}_{0,75}\text{As}$ (инверсная ступень)	20	
	$\text{In}_{0,05}\text{Al}_{0,95}\text{As} \rightarrow \text{In}_{0,28}\text{Al}_{0,72}\text{As}$ (метаморфный буфер)	340	
	$SL3 \{ \text{Al}_{0,52}\text{Ga}_{0,48}\text{As} / \text{GaAs} \}$	$\{ 2,4/1,4 \}$	
	GaAs	34	
	GaAs (подложка)	—	

МБ InAlAs. При этом рассогласование параметров решетки на границе раздела составляет $f=0,009$. Так формируется напряженная когерентная граница раздела, позволяющая пленке метаморфной наногетероструктуры наследовать ориентацию подложки [21].

Еще более тонкий метод структурного исследования, основанный на взаимодействии образца с быстрыми электронами, — *электронная микроскопия*, позволяющая визуализировать особенности структуры

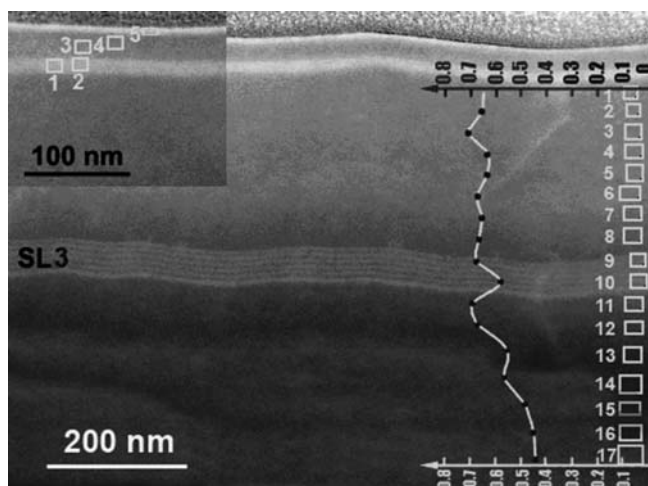


Рис. 7. STEM-изображения образца *A* с наложенным графиком содержания In вдоль второй части МБ, сверхрешетки *SL3* и активных слоев (прямоугольники 1 – 17 — области для каждого полученного спектра; на вставке — увеличенное изображение активных слоев с несколькими точками измерения содержания In: для точек 1, 2 — 0,65 – 0,69; для точек 3, 4 — 0,69 – 0,71; для точки 5 — 0,70) [12]

на наноуровне (вплоть до атомного разрешения) [22]. Однако следует отметить, что высокоразрешающие электронно-микроскопические изображения получают от областей достаточно малого размера.

Образцы *A* и *B* гетероструктур A^3B^5 со сверхрешетками в МБ исследовали методами современной электронной микроскопии. Структуры образцов представлены в табл. 4. Активные области (канал, спейсерный и верхний барьерный слой, защитный «сар»-слой, включая их составы, толщины и уровни легирования) в обоих образцах одинаковы.

Сверхрешетка, как уже отмечалось выше, 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.

В качестве гипотетического базового метаморфного буфера выбрали МБ $In_xAl_{1-x}As$ (толщина 1 мкм) с линейным увеличением содержания In по толщине ($x = 0,06 - 0,75$), завершающийся инверсной ступенью $In_xAl_{1-x}As$ (толщина 40 нм) с линейным уменьшением содержания In по толщине на 0,05. Над инверсной ступенью вырастили заглаживающий слой $In_{0,70}Al_{0,30}As$ (толщина 0,14 мкм).

Были осуществлены две модификации конструкции МБ. Первая заключалась во введении в МБ 5-периодных сверхрешеток *SL2* $\{In_{0,35}Ga_{0,65}As/In_{0,50}Al_{0,50}As\}$ и *SL3* $\{In_{0,60}Ga_{0,40}As/In_{0,75}Al_{0,25}As\}$, рассогласованных относительно текущего состава МБ ($x = 0,45$ и $0,70$ соответственно). Цель — создать короткопериодные локальные поля механического напряжения разного знака, компенсирующие друг друга и потому не вносящие дополнительного напряжения в МБ. Такие поля могут способствовать изгибу прорастающих дислокаций (см. табл. 4, образец *A*).

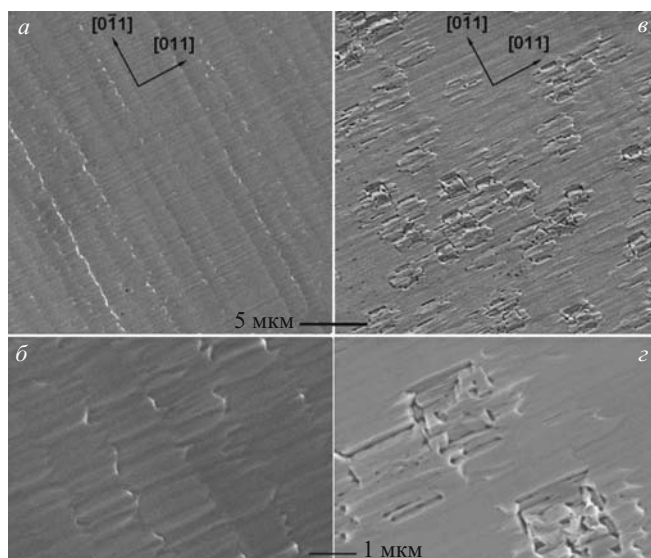


Рис. 8. РЭМ-изображения поверхности образцов *A* (*a*, *б*) и *B* (*в*, *г*) [23]

Для предотвращения образования дополнительных КЯ для электронов и возможности появления параллельной проводимости по сверхрешеткам чередуемое рассогласование слоев сверхрешеток выбрали так, что слои $In_xGa_{1-x}As$ имели пониженное содержание InAs относительно текущего состава МБ, а $In_xAl_{1-x}As$ — повышенное.

Вторая модификация включала создание внутри линейного МБ областей с уменьшающимся параметром решетки (инверсных ступеней), сдерживающих релаксацию и образование дислокаций в нижележащих частях МБ (см. табл. 3, образец *B*). Также (образец *B*) немного уменьшили перепад состава в конечном инверсном слое, поскольку в толще МБ уже имелись инверсные слои, компенсирующие упругую деформацию. На рис. 7 (образец *A*) представлено STEM-изображение, полученное в режиме сканирующей просвечивающей электронной микроскопии, с наложением графика изменений мольной доли In в МБ по данным рентгеновского энергодисперсионного микроанализа.

Исследованию внутреннего строения гетероструктуры должен предшествовать контроль качества поверхности образцов, который может проводиться методами дифракции электронов на отражение, атомно-силовой микроскопии и растровой электронной микроскопии.

На рис. 8 представлены РЭМ-изображения поверхности исследуемых образцов, снятые на микроскопе FEI XL30F (FEI, Eindhoven, The Netherlands). Видно, что поверхность образца *A* 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. На поверхности

наблюдаются темные пятна (ямки) со средней плотностью $5 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$, которые можно идентифицировать как выходы прорастающих дислокаций [24, 25].

Поверхность образца *B* менее гладкая (средне-квадратичная шероховатость — 13,8 нм), на ней характерный для МНЕМТ-гетероструктур поперечно-полосатый рельеф осложнен выходами на поверхность дефектов упаковки. Прорастающие дислокации распределены неравномерно: некоторые участки поверхности размером $10 \times 10 \text{ мкм}$ свободны, в то время как на других плотность прорастающих дислокаций достигает $5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$. Дефекты упаковки, пересекающие поверхность по прямым отрезкам вдоль $\langle 011 \rangle$ (чаще всего $[011]$) длиной 1,7 мкм, распределены более равномерно (средняя плотность — $2 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$). Иногда четыре дефекта упаковки, связанные общим происхождением, группируются с образованием тетраэдрального дефекта.

Слоевую структуру образцов изучали с помощью ПЭМ в светлом и темном полях, сканирующей ПЭМ и ПЭМ высокого разрешения на микроскопах FEI Tecnai и FEI CM300UT/FEG при 300 кВ (FEI, Eindhoven, The Netherlands). Изображения регистрировали CCD-камерой Gatan 797 и обрабатывали с использованием

программы Gatan Digital Micrograph (Gatan, USA). Образцы для ПЭМ готовили методом скалывания вдоль плоскостей (011) и $(0\bar{1}1)$.

ПЭМ-изображения образцов *A* и *B* представлены на рис. 9. Видно, что нижние области МБ обоих образцов, прилегающие к сверхрешетке *SL1*, содержат примерно одинаковое количество дефектов, проявляющихся в виде очень неоднородного контраста. Область образца *A* вблизи *SL2* выглядит менее дефектной, чем аналогичная область образца *B*. Верхние слои МБ и область финального заглаживающего слоя кажутся свободными от дефектов.

На рис. 10 представлены ПЭМ-изображения сверхрешеток и активной области образца *A*. Сверхрешетки *SL1* и *SL2* демонстрируют резкие границы слоев, а *SL3* более размыта, что обусловлено как увеличением шероховатости поверхности во время роста наногетероструктуры, так и ростом 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.

Для исследования образцов (496, 497, 500, 501) с помощью просвечивающей растровой электронной

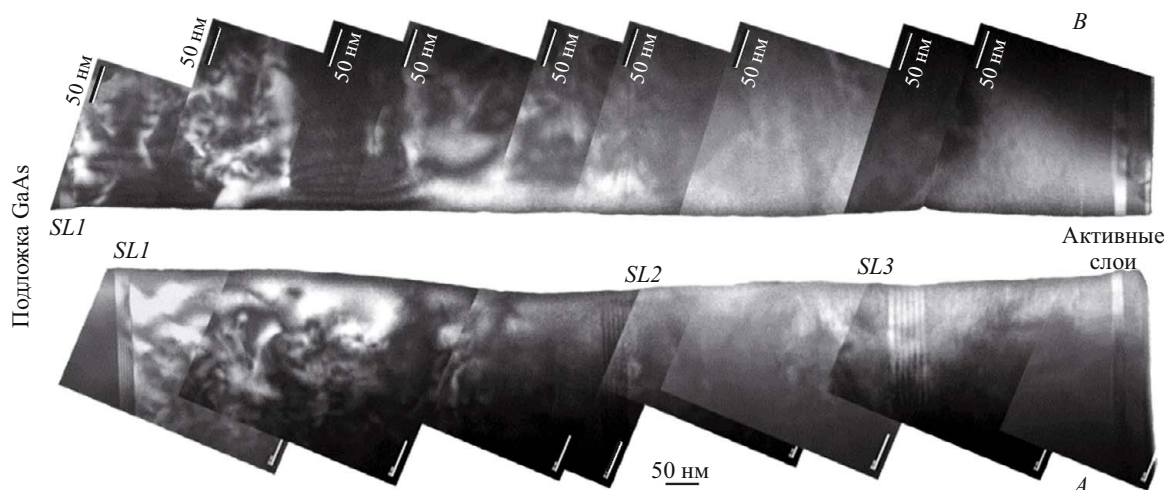


Рис. 9. Светлопольное ПЭМ-изображение ($g = 200$) образцов *A* и *B*, приготовленных по технологии клиновидного края $\{001\}$ [23]

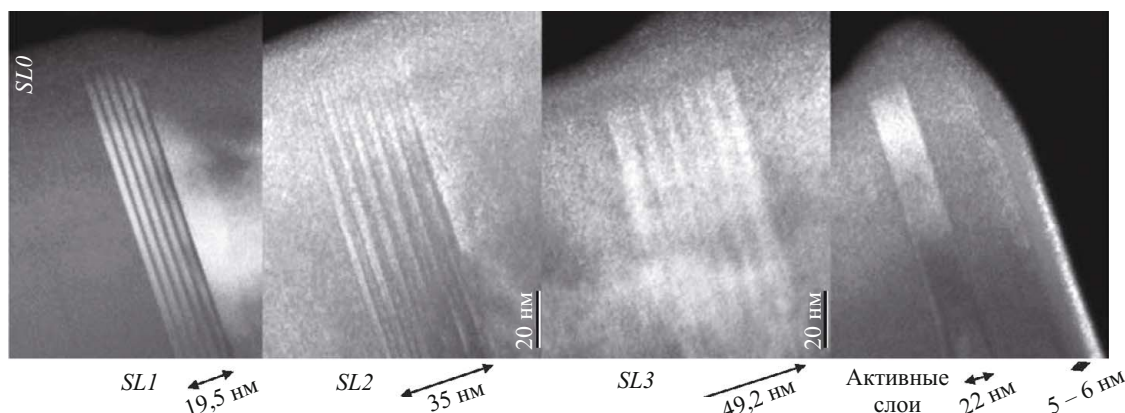


Рис. 10. Темнопольное ПЭМ-изображение ($g = 200$) сверхрешеток и активного слоя в образце *A* $\{001\}$ [23]

микроскопии (ПРЭМ) (стандартные методы) приготовили поперечные срезы гетероструктур. После механического утонения до 20 мкм следовало утонение Ar^+ в установке Gatan 691 PIPS (Gatan, USA) при ускоряющем напряжении 5 кэВ до образования отверстия. Окончательную полировку осуществляли ионами с понижением энергии до 0,1 кэВ. Исследование проводили с использованием просвечивающего электронного микроскопа TITAN 80-300 (FEI, USA) с корректором сферической аберрации зонда в режимах светлого и темного полей. В последнем случае при сканировании применяли высокоугловой кольцевой детектор рассеянных электронов. Ускоряющее напряжение составляло 300 кВ. ПРЭМ-изображения обрабатывали с помощью программы Digital Micrograph (Gatan, USA).

На рис. 11 представлено темнопольное высокоугловое ПРЭМ-изображение образца 497. Прослеживаются все слои образца: буферный InAlAs, КЯ InGaAs со вставкой InAs, барьерный InAlAs, а также верхний защитный InGaAs.

ПРЭМ-изображения области КЯ исследуемых образцов в более крупном масштабе представлены на рис. 12, а. Толщины КЯ (L_{QW}) и вставок InAs (L_{InAs}), технологически заданные и определенные по ПРЭМ-изображениям, приведены в табл. 5, в которой также даны толщины гетерограниц, характеризующие степень их «размытости» (Δ_1 — нижней гетерограницы InAlAs/InGaAs между буфером и КЯ, Δ_2 — верхней гетерограницы InGaAs/InAlAs между КЯ и спейсером, δ_1 и δ_2 — нижней и верхней гетерограницы InGaAs/InAs и InAs/InGaAs между КЯ и нановставкой InAs соответственно).

Видно, что определенные с помощью ПРЭМ толщины КЯ согласуются с технологически заданными значениями. Для вставок InAs в отличие от КЯ

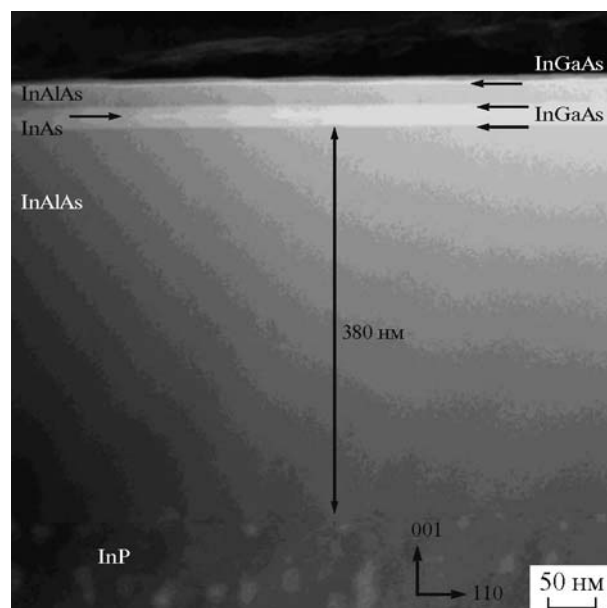


Рис. 11. Темнопольное высокоугловое ПРЭМ-изображение образца 497 [6]

ПРЭМ-измерения дают завышенные значения по сравнению с заданными. Это может быть связано с сегрегацией атомов индия во время эпитаксиального роста, что подтверждают данные для образцов 497 и 500: при одинаковом технологически заданном значении толщины вставки InAs $L_{\text{InAs}} = 21 \text{ \AA}$ экспериментальные значения различаются. Возможно, это в свою очередь вызвано разными температурами роста КЯ (для образца 500 T_g выше).

Для всех образцов *размытость* нижних гетерограниц InAlAs/InGaAs меньше верхних InGaAs/InAlAs ($\Delta_1 < \Delta_2$). В то же время Δ_1 для образцов 500 и 501 больше, чем для 496 и 497, вероятно, из-за того,

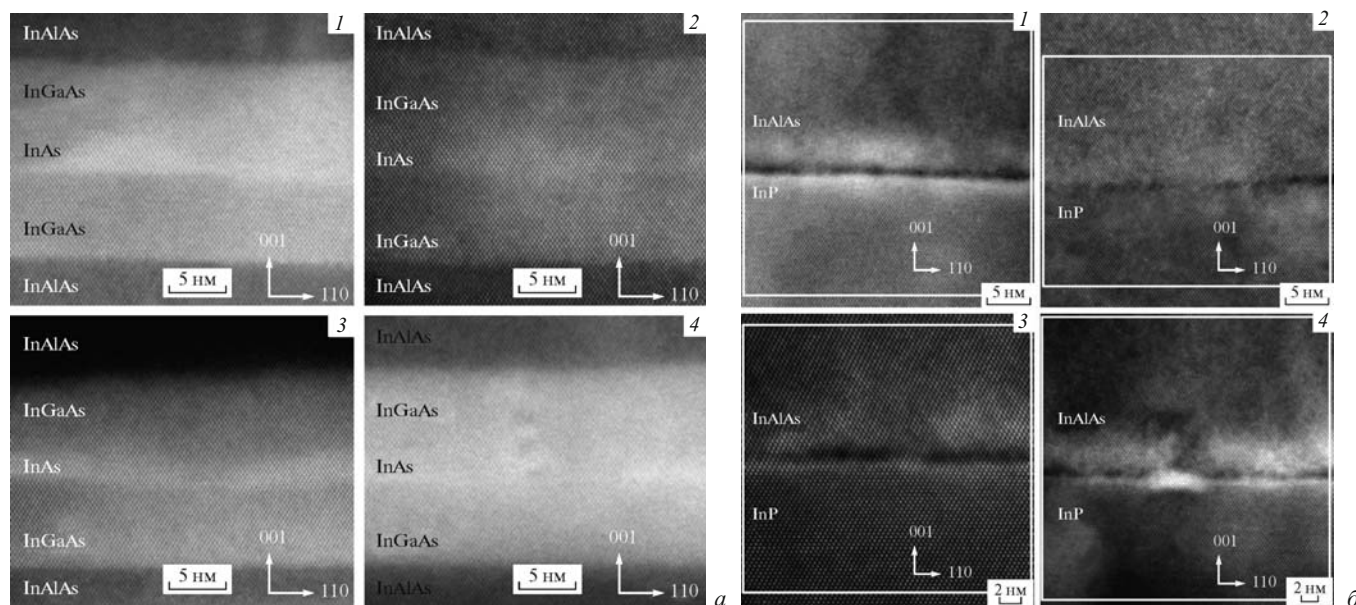


Рис. 12. ПРЭМ-изображения областей КЯ (а) и интерфейса InP/InAlAs (б) образцов 496 (1), 497 (2), 500 (3), 501 (4) [6]

что КЯ образцов 500 и 501 выращивали при более высокой температуре. При повышении T_g усиливается сегрегация и диффузия атомов индия, что приводит к увеличению размытости границ раздела эпитаксиальных слоев. Следует подчеркнуть, что в этом случае речь идет о неравномерном распределении индия на границах раздела тройных соединений InAlAs и InGaAs без образования дефектов и дислокаций (см. рис. 12).

Перемешивание атомов In и Ga происходит и на границах раздела во время формирования вставок InAs в КЯ InGaAs. При этом нижняя гетерограница InGaAs/InAs более резкая, чем верхняя (InAs/InGaAs) ($\delta_1 < \delta_2$) (см. рис. 12, табл. 5), что также может быть связано с сегрегацией атомов индия во время эпитаксиального роста. Известно, что сегрегация атомов индия — основной фактор, влияющий на размытие границ раздела [25].

Из анализа ПРЭМ-снимков (см. рис. 12) следует, что существенные различия в строении образцов с точки зрения дефектности отсутствуют [7]. Гетерограницы InAlAs/InGaAs при эпитаксиальном росте формируются без образования дислокаций, имеет место лишь неравномерное перемешивание In и Al. Отметим, что фазовое перемешивание может приводить к уменьшению напряжений на границе раздела [8, 9]. Кроме этого, отсутствие дислокаций, возможно, связано со ступенями на границах раздела.

Известно, что на свойства гетероструктур сильное влияние оказывает качество поверхности подложек, используемых для эпитаксиального роста, режим и условия предростового их отжига, а также выбранный технологический режим роста. Для уменьшения этого влияния обычно выращивают или буферный слой достаточной толщины, или сверхрешетки.

На рис. 12, б приведены темнопольные ПРЭМ-изображения области интерфейса InP/InAlAs исследуемых образцов. При эпитаксиальном выращивании слоя InAlAs на подложке InP на границе раздела InP/InAlAs методом ПРЭМ, как правило, можно наблюдать светлую полосу толщиной в несколько монослоев [10]. Для всех образцов характерно наличие трех областей с различным распределением индия в области интерфейса InP/InAlAs, которые выглядят как чередующиеся полосы: светлая — темная — светлая. При этом темная полоса значительно уже светлых. Учитывая особенность контраста темнопольного ПРЭМ-изображения, можно сделать вывод, что тем-

ная полоса — обедненная индием область, а светлые — обогащенные им.

Первая светлая полоса (со стороны подложки InP) обусловлена, скорее всего, предростовым отжигом подложки. Во время отжига в приповерхностном слое подложки фосфор ($Z = 15$), уходящий с естественным окислом, замещается мышьяком ($Z = 33$). Одновременно за счет сегрегации приповерхностный слой оказывается обогащенным атомами индия.

Темную и следующую за ней светлую полосы, по-видимому, можно объяснить следующим образом. Эпитаксиальный рост буферного слоя InAlAs начинается с одновременным открытием заслонок молекулярных источников In и Al (заслонка источника As открыта еще со времени отжига подложки). Температура роста при этом довольно высокая ($T_g = 500$ °C). В первые минуты роста происходит сегрегация атомов In, благодаря чему образуется, во-первых, обедненный индием слой (темная полоса), а во-вторых — следующий за ним слегка обогащенный индием слой (светлая полоса). Появление второй светлой полосы также можно объяснить эффектом «бани», который заключается в избыточном поступлении атомов индия на поверхность растущего буферного слоя сразу после открытия заслонки. Выше располагается область буферного слоя с относительно однородным контрастом, свидетельствующая об установлении равновесия процессов перераспределения атомов тройного соединения InAlAs.

Интенсивности светлых и темных полос у исследуемых образцов различаются (см. рис. 12, б). Значения толщин переходной области L_{trans} составляют 95, 128, 80 и 81 Å для образцов 496, 497, 500 и 501 соответственно. Для образцов 496 и 497 L_{trans} оказалась меньше, чем для образцов 500 и 501. При этом дифракционная картина кристаллической структуры, представленная правильными рядами светлых пятен (текстура изображения), не нарушается при переходе от подложки к буферному слою и сохраняется во всей переходной области интерфейса InP/InAlAs.

Высокоразрешающая ПЭМ позволяет исследовать мелкомасштабные (10 – 600 нм) дефекты кристаллической структуры эпитаксиальных слоев (дислокации, дефекты упаковки, включения другой фазы) [11]. На ПРЭМ-изображениях в режиме темного поля благодаря различию масс рассеивающих атомов (Z -контраст) видны отдельные слои гетероструктуры толщиной до 3 нм, отличающиеся по составу от соседних

Таблица 5. Номинальные (1) и экспериментально определенные по ПРЭМ-снимкам (2) толщины слоев и гетерограниц исследуемых образцов (T_g — температура роста КЯ) [6]

Образец	L_{QW} , Å		L_{InAs} , Å		Δ_1 , Å	Δ_2 , Å	δ_1 , Å	δ_2 , Å	T_g , °C
	1	2	1	2					
496	160	170 ± 10	30	40 ± 5	6	10	10 ± 5	15 ± 5	470
497	160	170 ± 10	21	30 ± 5	10	15	10 ± 5	13 ± 5	470
500	160	175 ± 10	21	40 ± 5	10	17	10 ± 5	13 ± 5	500
501	160	175 ± 10	17	28 ± 5	10	20	10 ± 5	15 ± 5	500

(КЯ, сверхрешетки, ступени МБ). По изображениям можно оценить качество границ между слоями — их планарность и размытость.

В метаморфных гетероструктурах из-за релаксации упругого напряжения происходит волнообразный изгиб кристаллической структуры, который можно заметить при наблюдении тонких контрастных слоев либо контрастных гетерограниц (отмечено искривление 30–40 нм на длине 0,4–0,5 мкм [12]).

Размытость гетерограниц удобно оценивать с помощью построения интегральных профилей интенсивности сигнала на основе ПЭМ-изображений. На изоморфных наногетероструктурах с псевдоморфно-напряженными вставками в КЯ толщины переходной области гетерограниц составляли 6–20 нм (обычно 10–15 нм) [6]. В то же время данный метод слишком сложен и дорог для анализа больших областей кристаллической структуры, следовательно, статистическое исследование распределений различных дефектов и особенностей кристаллической структуры затруднено. Следует также отметить, что ПЭМ — разрушающий метод исследования, причем весьма ресурсозатратный в части подготовки образцов.

Таким образом, на примере изучения строения новых метаморфных наногетероструктур на основе InAlAs/InGaAs/InAlAs установлено, что, используя в первую очередь данные рентгеновского анализа (ДРД и ВРР), а также комплекс современных методов электронной дифракции и микроскопии, в том числе высокого разрешения, можно получить обширную кристаллографическую информацию, включающую данные о морфологии поверхности образцов, разнообразных нарушениях трехмерной периодичности (точечные дефекты, посторонние атомы, дислокации, микрообразования иных фаз и др.).

Обобщение полученных результатов показало, что дизайн МБ сильно влияет на его остаточную деформацию, и структурные исследования позволяют выбрать оптимальный дизайн буфера для поставленной задачи. Увеличение числа периодов сбалансированных сверхрешеток внутри линейного МБ приводит к увеличению подвижности электронов в МНЕМТ-наногетероструктурах и способствует фильтрации прорастающих дислокаций.

В результате проведенных исследований предложены специальные методы выращивания буферных слоев, позволяющие получать гетероструктуры с улучшенными структурными характеристиками. Более того, появилась возможность усовершенствования технологии роста многослойных наногетероструктур.

ЛИТЕРАТУРА

1. Имамов Р. М., Субботин И. А. Рентгеновская диагностика полупроводниковых гетероструктур: некоторые итоги и перспективы развития / Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. 2010. № 2. С. 25–44.

2. Сутырин А. Г., Имамов Р. М. Оптимизация генетического алгоритма совместной подгонки кривых рентгеновского рассеяния различного типа / Кристаллография. 2011. Т. 56. № 1. С. 61–64.
3. Галиев Г. Б., Пушкарев С. С., Климов Е. А., Мальцев П. П., Имамов Р. М., Субботин И. А. Рентгенодифракционные исследования метаморфных наногетероструктур методом рентгеновской дифрактометрии / Кристаллография. 2014. Т. 59. № 2. С. 297–305.
4. Пушкарев С. С. Влияние дизайна метаморфного буфера на электрофизические и структурные свойства эпитаксиальных метаморфных HEMT наногетероструктур $\text{In}_{0,7}\text{Al}_{0,3}\text{As}/\text{In}_{0,7}\text{Ga}_{0,3}\text{As}/\text{In}_{0,7}\text{Al}_{0,3}\text{As}$ на подложках GaAs и InP: дисс. ... канд. физ.-мат. наук. — М., 2013. — 128 с.
5. Tersoff J. Dislocations and strain relief in compositionally graded layers / Appl. Phys. Lett. 1993. Vol. 62. Issue 7. P. 693–695.
6. Галиев Г. Б., Васильев А. Л., Имамов Р. М., Климов Е. А., Мальцев П. П., Пушкарев С. С., Пресняков М. Ю., Трунькин И. Н. Структурные и электрофизические свойства InAlAs/InGaAs/InAlAs HEMT-гетероструктур на подложках InP с нановставками InAs в квантовой яме / Кристаллография. 2014. Т. 59. № 6. С. 990–998.
7. Sexl M., Böhm G., Xu D., Heiß H., Kraus S., Tränkle G., Weimann G. MBE growth of double-sided doped InAlAs/InGaAs HEMTs with an InAs layer inserted in the channel / J. Cryst. Growth. Vol. 175–176. P. 915–918.
8. Huajie Chen, McKay H. A., Feenstra R. M., Aers G. C., Poole P. J., Williams R. L., Charbonneau S., Piva P. G., Simpson T. W., Mitchell I. V. InGaAs/InP quantum well intermixing studied by cross-sectional scanning tunneling microscopy / J. Appl. Phys. 2001. Vol. 89. Issue 9. P. 4815–4823.
9. Liang Wang, Weifeng Zhao, Pesianmi Adesida. Correlating the Schottky barrier height with the interfacial reactions of Ir gates for InAlAs/InGaAs high electron mobility transistors / Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 89. P. 211910-1–211910-3.
10. Васильев А. Л., Васильевский И. С., Галиев Г. Б., Имамов Р. М., Климов Е. А., Ковальчук М. В., Пономарев Д. С., Родатис В. В., Субботин И. А. Структурные и электрофизические свойства квантовых ям с наноразмерными вставками InAs в гетероструктурах на основе $\text{In}_{1-x}\text{Al}_x\text{As}/\text{In}_{1-x}\text{Ga}_x\text{As}$ на подложках InP / Кристаллография. 2011. Т. 56. № 2. С. 324–335.
11. Галиев Г. Б., Климов Е. А., Клочков А. Н., Мальцев П. П., Пушкарев С. С., Жигалина О. М., Имамов Р. М., Кускова А. Н., Хмеленин Д. Н. Электрофизические и структурные характеристики метаморфных HEMT-наногетероструктур $\text{In}_{0,38}\text{Al}_{0,62}\text{As}/\text{In}_{0,37}\text{Ga}_{0,63}\text{As}/\text{In}_{0,38}\text{Al}_{0,62}\text{As}$ / Кристаллография. 2013. Т. 58. № 6. С. 916–921.
12. Galiev G. B., Vasil'evskii I. S., Pushkarev S. S., Klimov E. A., Imamov R. M., Buffat P. A., Dwir B., Suvorova E. I. Metamorphic InAlAs/InGaAs/InAlAs/GaAs HEMT heterostructures containing strained superlattices and inverse steps in the metamorphic buffer / J. Cryst. Growth. 2013. Vol. 366. P. 55–60.
13. Семенов А. Н., Мельцер Б. Я., Соловьев В. А., Комиссарова Т. А., Ситникова А. А., Кириленко Д. А., Надточий А. М., Попова Т. В., Копьев П. С., Иванов С. В. Особенности молекулярно-пучковой эпитаксии и структурные свойства гетероструктур на основе AlInSb / Физика и техника полупроводников. 2011. Т. 45. Вып. 10. С. 1379–1385.
14. Bushuev V. A., Lomov A. A., Sutyurin A. G. Reconstruction of the surface layer density profile by the x-ray reflectometry method / Crystallogr. Rep. 2002. Vol. 47. Issue 4. P. 683–690.
15. Сутырин А. Г., Имамов Р. М. Решение обратной задачи восстановления реальной структуры материалов по совокупности данных различных рентгеновских методов / Кристаллография. 2009. Т. 54. № 2. С. 202–208.
16. Пинскер З. Г. Дифракция электронов. — М. — Л.: Изд-во АН СССР, 1949. — 406 с.
17. Вайнштейн Б. К. Структурная электронография. — М.: АН СССР, 1956. — 314 с.
18. Клечковская В. В., Имамов Р. М. Электронографический структурный анализ (от Вайнштейна до наших дней) / Кристаллография. 2001. Т. 46. № 4. С. 598–613.
19. Stadelmann P. The Java Electron Microscopy Software (JEMS). 2012. [Электронный ресурс] <http://cimewww.epfl.ch>.
20. Yeh Chin-Yu, Lu Z. W., Froyen S., Zunger A. Zinc-blende — wurtzite polytypism in semiconductors / Phys. Rev. B. 1992. Vol. 46. P. 10086–10097.
21. Галиев Г. Б., Пушкарев С. С., Орехов А. С., Галиев Р. Р., Климов Е. А., Мальцев П. П., Имамов Р. М. Электрофизические характеристики и структурные параметры метаморфных HEMT-

- наногетероструктур $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$, содержащих разнопериодные сверхрешетки в метаморфном буфере / Кристаллография. 2014. Т. 59. № 3. С. 471 – 476.
22. Имамов Р. М., Ключковская В. В., Суворова Е. И. Просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения для решения задач кристаллографии наноматериалов / Кристаллография. 2011. Т. 56. № 4. С. 698 – 710.
 23. Галиев Г. Б., Пушкарев С. С., Васильевский И. С., Климов Е. А., Имамов Р. М. Исследование свойств новых конструкций метаморфного буфера InAlAs на подложках GaAs с распределенной компенсацией упругих деформаций / Физика и техника полупроводников. 2013. Т. 47. Вып. 7. С. 990 – 996.
 24. Жукова Л. А., Гуревич М. А. Электронография поверхностных слоев и пленок полупроводниковых материалов. — М.: Металлургия, 1971. — 173 с.
 25. Хазанова С. В., Байдусь Н. В., Звонков Б. Н., Павлов Д. А., Малехонова Н. В., Дегтярев В. Е., Смотрин Д. С., Бобров И. А. Туннельно-связанные квантовые ямы InGaAs/GaAs: структура, состав и энергетический спектр / Физика и техника полупроводников. 2012. Т. 46. Вып. 12. С. 1510 – 1514.
- ## REFERENCES
1. Imamov R. M., Subbotin I. A. X-ray diagnostics of semiconductor heterostructures: some achievements and perspectives for development / J. Surface Invest. X-Ray Synchrotron Neutron Techn. 2010. Vol. 4. Issue 1. P. 104 – 121.
 2. Sutyurin A. G., Imamov R. M. Optimization of the genetic algorithm of jointly fitting different types of x-ray scattering curves / Crystallogr. Rep. 2011. Vol. 56. Issue 1. P. 57 – 60.
 3. Galiev G. B., Pushkarev S. S., Klimov E. A., Maltsev P. P., Imamov R. M., Subbotin I. A. X-ray diffractometry of metamorphic nano-heterostructures / Crystallogr. Rep. 2014. Vol. 59. No. 2. P. 292 – 305.
 4. Pushkaryov S. S. Vliyaniye dizaina metamorfnoy bufera na elektrofizicheskie i strukturnye svoystva epitaksial'nykh metamorfnykh NEMT nanogeterostuktur $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ na podlozhkakh GaAs i InP [Metamorphic buffer design influence on the electrical and structural properties of epitaxial metamorphic HEMT nanoheterostructures $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ on GaAs and InP substrates]. Candidate's Thesis. — Moscow, 2013. — 128 p. [in Russian].
 5. Tersoff J. Dislocations and strain relief in compositionally graded layers / Appl. Phys. Lett. 1993. Vol. 62. Issue 7. P. 693 – 695.
 6. Galiev G. B., Vasiliev A. L., Imamov R. M., Klimov E. A., Maltsev P. P., Pushkarev S. S., Presniakov M. Yu., Trunkin I. N. Structural and Electrical Properties of InAlAs/InGaAs/InAlAs HEMT Heterostructures on InP Substrates with InAs Inserts in Quantum Well / Crystallogr. Rep. 2014. Vol. 59. N 6. P. 990 – 998.
 7. Sexl M., Böhm G., Xu D., Heiß H., Kraus S., Tränkle G., Weimann G. MBE growth of double-sided doped InAlAs/InGaAs HEMTs with an InAs layer inserted in the channel / J. Cryst. Growth. Vol. 175 – 176. P. 915 – 918.
 8. Huajie Chen, McKay H. A., Feenstra R. M., Aers G. C., Poole P. J., Williams R. L., Charbonneau S., Piva P. G., Simpson T. W., Mitchell I. V. InGaAs/InP quantum well intermixing studied by cross-sectional scanning tunneling microscopy / J. Appl. Phys. 2001. Vol. 89. Issue 9. P. 4815 – 4823.
 9. Liang Wang, Weifeng Zhao, Hesanmi Adesida. Correlating the Schottky barrier height with the interfacial reactions of Ir gates for InAlAs/InGaAs high electron mobility transistors / Appl. Phys. Lett. 2006. Vol. 89. P. 211910-1 – 211910-3.
 10. Vasil'ev A. L., Vasil'evskii I. S., Galiev G. B., Imamov R. M., Klimov E. A., Kovalchuk M. V., Ponomarev D. S., Roddatis V. V., Subbotin I. A. Structural and electrical properties of quantum wells with nanoscale InAs inserts in $\text{In}_y\text{Al}_{1-y}\text{As}/\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ heterostructures on InP substrates / Crystallogr. Rep. 2011. Vol. 56. Issue 2. P. 324 – 335.
 11. Galiev G. B., Klimov E. A., Klochkov A. N., Maltsev P. P., Pushkarev S. S., Zhigalina O. M., Imamov R. M., Kuskova A. N., Khmelelin D. N. Electrical and structural characteristics of metamorphic $\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}/\text{In}_{0.37}\text{Ga}_{0.63}\text{As}/\text{In}_{0.38}\text{Al}_{0.62}\text{As}$ HEMT nanoheterostructures / Crystallogr. Rep. 2013. Vol. 58. Issue 6. P. 916 – 921.
 12. Galiev G. B., Vasil'evskii I. S., Pushkarev S. S., Klimov E. A., Imamov R. M., Buffat P. A., Dwir B., Suvorova E. I. Metamorphic InAlAs/InGaAs/InAlAs/GaAs HEMT heterostructures containing strained superlattices and inverse steps in the metamorphic buffer / J. Cryst. Growth. 2013. Vol. 366. P. 55 – 60.
 13. Semenov A. N., Meltser B. Ya., Solov'ev V. A., Komissarova T. A., Sitnikova A. A., Kirylenko D. A., Nadtochiy A. M., Popova T. V., Kop'ev P. S., Ivanov S. V. Features of molecular-beam epitaxy and structural properties of AlInSb-based heterostructures / Semiconductors. 2011. Vol. 45. Issue 10. P. 1379 – 1385.
 14. Bushuev V. A., Lomov A. A., Sutyurin A. G. Reconstruction of the surface layer density profile by the x-ray reflectometry method / Crystallogr. Rep. 2002. Vol. 47. Issue 4. P. 683 – 690.
 15. Sutyurin A. G., Imamov R. M. Solution of the Inverse Problem for Reconstructing the Real Structure of Materials from the Data of Different X-Ray Methods / Crystallogr. Rep. 2009. Vol. 54. Issue 2. P. 202 – 208.
 16. Pinsker Z. G. Difraktsiya elektronov Electron Diffraction. — Moscow – Leningrad: Izd. AN SSSR, 1949. — 406 p. [in Russian].
 17. Vainshtein B. K. Strukturnaya elektronografiya [Structure Analysis by Electron Diffraction]. — Moscow: Izd. AN SSSR, 1956. — 314 p. [in Russian].
 18. Klechkovskaya V. V., Imamov R. M. Electron diffraction structure analysis — from Vainshtein to our days / Crystallogr. Rep. 2001. Vol. 46. Issue 4. P. 598 – 613.
 19. Stadelmann P. The Java Electron Microscopy Software (JEMS). 2012. [on-line] <http://cimewww.epfl.ch>.
 20. Yeh Chin-Yu, Lu Z. W., Froyen S., Zunger A. Zinc-blende — wurtzite polytypism in semiconductors / Phys. Rev. B. 1992. Vol. 46. P. 10086 – 10097.
 21. Galiev G. B., Pushkarev S. S., Orekhov A. S., Galiev R. R., Klimov E. A., Maltsev P. P., Imamov R. M. Electrophysical Characteristics and Structural Parameters of Metamorphic HEMT Nanoheterostructures $\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Ga}_{0.3}\text{As}/\text{In}_{0.7}\text{Al}_{0.3}\text{As}$ Containing Superlattices with Different Numbers of Periods in the Metamorphic Buffer / Crystallogr. Rep. 2014. Vol. 59. Issue 3. P. 471 – 476.
 22. Imamov R. M., Klechkovskaya V. V., Suvorova E. I. High-Resolution Transmission Electron Microscopy for Crystallographic Study of Nanomaterials / Crystallogr. Rep. 2011. Vol. 56. Issue 4. P. 698 – 710.
 23. Galiev G. B., Pushkarev S. S., Vasil'evskii I. S., Klimov E. A., Imamov R. M. Study of new designs for the InAlAs metamorphic buffer on GaAs substrates with distributed compensation of elastic deformations / Semiconductors. 2013. Vol. 47. Issue 7. P. 990 – 996.
 24. Zhukova L. A., Gurevich M. A. Elektronografiya poverkhnostnykh sloev i plenok poluprovodnikovyykh materialov [Electron diffraction of semiconductor materials surface layers and films]. — Moscow: Metallurgiya, 1971. — 173 p. [in Russian].
 25. Khazanova S. V., Baidus' N. V., Zvonkov B. N., Pavlov D. A., Malekhonova N. V., Degtyarev V. E., Smotrin D. S., Bobrov I. A. Tunnel-coupled InGaAs/GaAs quantum wells: Structure, composition, and energy spectrum / Semiconductors. 2012. Vol. 46. Issue 12. P. 1510 – 1514.