

На правах рукописи

Снигирев Леонид Алексеевич

**ФОРМИРОВАНИЕ И КРИСТАЛЛОГРАФИЯ НАНОЧАСТИЦ AsSb
ПРИ РАСПАДЕ ПЕРЕСЫЩЕННОГО МЫШЬЯКОМ ТВЕРДОГО РАСТВОРА
GaAsSb**

Специальность 1.3.11 – физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата физико-математических наук

Санкт-Петербург – 2025

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Физико-техническом институте им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук.

Научный руководитель:	Берт Николай Алексеевич кандидат физ.-мат наук, ведущий научный сотрудник – зам. руководителя центра физики наногетероструктур, ФТИ им. А.Ф. Иоффе
Официальные оппоненты:	Журихина Валентина Владимировна д.ф.-м.н., профессор, Высшая школа фундаментальных физических исследований, Физико-механический институт, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого».
	Васильев Александр Леонидович к.ф.-м.н., зав. лабораторией электронной микроскопии Курчатовского комплекса "Кристаллография и фотоника" НИЦ Курчатовский институт, доцент Физического факультета МГУ, доцент МФТИ, ведущий научный сотрудник НИЦ "Курчатовский институт".
Ведущая организация:	Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский университет ИТМО», Санкт-Петербург

Защита состоится «__» _____ 2025 г. в __ часов __ минут на заседании диссертационного совета ФТИ 34.01.02.25 при Федеральном государственном бюджетном учреждении науки ФТИ им. А. Ф. Иоффе по адресу: 194021, Санкт-Петербург, ул. Политехническая, 26.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке ФТИ им. А. Ф. Иоффе и на сайте www.ioffe.ru

Автореферат разослан «__» _____ 2025 г.

Ученый секретарь диссертационного совета ФТИ 34.01.02.25:

Кандидат физико-математических наук

Котова Л.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

В настоящее время успехи в области фотоники и оптоэлектроники в значительной степени обусловлены появлением новых объектов – метаматериалов. В общем случае метаматериалами считаются композитные материалы, свойства которых кардинально отличаются от свойств их составных компонентов. Как правило, это связано с наличием различного рода резонансных эффектов. Примером оптического метаматериала является система из металлических частиц, встроенных в диэлектрическую матрицу. В таком материале при выполнении условия $\text{Re}(\epsilon_m + 2\epsilon_s) = 0$ (ϵ_m и ϵ_s – диэлектрическая проницаемость металла и полупроводника) может возникать резонанс Фрелиха, при котором взаимодействие света с веществом многократно усиливается [1]. Это явление может найти применение для создания приборов, например, быстрых оптических детекторов или сверхбыстрых насыщающихся поглотителей [2].

Перспективы применения оптических метаматериалов в оптоэлектронике в значительной степени связаны с совместимостью методов их получения с эпитаксиальной технологией современной полупроводниковой электроники. Технологический прием для формирования металлических нановключений в полупроводниковом эпитаксиальном слое основан на пересыщении его атомами требуемого металла с последующей их преципитацией. Для эпитаксиальных слоев GaAs и AlGaAs это может быть достигнуто, например, посредством ионной имплантации Ag [3]. Однако более предпочтительным способом является эпитаксиальный рост пленок GaAs или AlGaAs в неравновесных условиях, реализующихся при низкотемпературной молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) [4]. Рост при низкой (около 200 °C) температуре имеет следствием захват в растущий кристалл GaAs избыточного мышьяка, который встраивается в кристаллическую решетку, главным образом, в виде антиструктурных дефектов (As_{Ga}) [5]. Отжиг выращенного слоя при температуре выше 400 °C приводит к диффузионному распаду пересыщенного твердого раствора As в GaAs. В результате избыточный мышьяк собирается в наноразмерные частицы – преципитаты [6], которые при этом проявляют металлические свойства. Преципитация избыточного As в выращенном при низкой температуре GaAs (LT-GaAs) при термообработке детально исследована, что позволяет управлять параметрами ансамбля наночастиц [7].

В LT-GaAs с наночастицами As плазмонный резонанс не проявляется ввиду того, что его пик находится в спектральном диапазоне, который полностью поглощается матрицей [8]. Согласно теоретическим оценкам [9], материалами, перспективными для реализации плазмонного резонанса

в окне прозрачности матрицы, представляются LT-(Al)GaAsSb и LT-(Al)GaAsBi, в которых наночастицами с металлическими свойствами являются AsSb и Bi, соответственно. Теоретические предсказания подтверждаются наблюдением многократного возрастания коэффициента поглощения вблизи края зоны проводимости в спектрах оптической экстинкции LT-(Al)GaAsSb [10].

Для получения ансамбля наночастиц с заданными параметрами в матрице LT-(Al)GaAsSb необходимо детальное знание влияния условий роста и термообработки на размеры, концентрацию, элементный состав, микроструктуру преципитатов. Несмотря на актуальность таких данных, работы по исследованию совместной преципитации As и Sb в LT-(Al)GaAsSb весьма немногочисленны, а полученные сведения отрывочны.

Цель диссертационной работы

Выяснение влияния условий промежуточной и постростовой термообработки на преципитацию в LT-GaAsSb.

Основные задачи работы:

1. Исследование влияния условий постростовой термообработки (отжига) на параметры ансамбля преципитатов в эпитаксиальных слоях LT-GaAs и LT-GaAsSb, определение энергии активации диффузии в LT-GaAsSb и элементного состава преципитатов AsSb.
2. Исследование влияния промежуточного низкотемпературного нагрева в процессе эпитаксиального роста на характеристики ансамбля наночастиц AsSb в LT-GaAsSb, формирующихся при постростовой обработке.
3. Определение кристаллической структуры и ориентационных соотношений частиц AsSb в LT-GaAsSb методами дифракции электронов с выбранного участка и высокоразрешающей электронной микроскопии.
4. Выяснение элементного состава и ориентационных соотношений частиц Bi в LT-GaAsBi.
5. Выявление особенностей эволюции преципитатов AsSb и Bi в LT-GaAsSb и LT-GaAsBi, соответственно, при постростовом отжиге.

Научная новизна

Прослежено влияние условий постростового отжига на формирование и кристаллографию частиц AsSb в LT-GaAsSb и Bi в LT-GaAsBi, при этом показано, что при постростовом отжиге в интервале температур 400-600 °C диффузионные процессы в LT-GaAsSb оказываются усилены по

сравнению с LT-GaAs. Определена энергия активации совместной преципитации As и Sb. Предложен механизм диффузии, объясняющий высокую долю сурьмы в преципитатах.

Обнаружено, что промежуточная низкотемпературная (250 °C) термообработка LT-GaAsSb приводит к формированию более крупных частиц при последующем постростовом отжиге. Эффект объясняется тем, что несмотря на низкую температуру (250 °C), активируются диффузионные процессы, приводящие к образованию зародышей.

Установлено, что включения AsSb в LT-GaAsSb имеют обычную ромбоэдрическую фазу, присущую объемным As и Sb. Установлено, что при температуре постростового отжига 400 °C значительная доля частиц имеет специфические, ранее не наблюдавшиеся ориентационные соотношения $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$ с матрицей.

Продемонстрированы экспериментальные данные, допускающие их интерпретацию, как наличие преципитатов AsSb с кубической фазой.

Обнаружено явление переориентации частиц AsSb в LT-GaAsSb и Bi в LT-GaAsBi при увеличении их размера, в результате чего ориентационные соотношения преципитата с матрицей изменяются из $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$ в обычные симметрично-согласованные $(0003)_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle 11\bar{2}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$.

Показано, что ориентационные соотношения частиц Bi и AsSb с матрицей LT-GaAs зависят от размера и обусловлены различием межплоскостных расстояний плоскостей (0003) и $\{11\bar{2}0\}$ преципитатов с плоскостями типа $\{111\}$ матрицы.

Практическая значимость работы

Полученные экспериментальные зависимости параметров нановключений AsSb от температуры отжига позволяют целенаправленно формировать ансамбли частиц с заданными параметрами. Экспериментально определенная энергия активации диффузии в LT-GaAsSb может служить в качестве входного параметра при моделировании элементарных атомных перемещений в диффузионных процессах.

Обнаруженное влияние промежуточного низкотемпературного нагрева на формирование частиц AsSb в LT-GaAsSb при последующем отжиге расширяет имеющиеся представления о процессах преципитации в LT-GaAsSb и может использоваться в качестве дополнительного технологического приема для управления параметрами формируемых наночастиц.

Установленная неизменность ромбоэдрической кристаллической фазы частиц AsSb является существенным фактором при интерпретации результатов оптических исследований плазмонного резонанса в LT-GaAsSb.

Обнаруженное явление переориентации наночастиц в материалах на основе LT-GaAs расширяет имеющиеся представления о кристаллографическом поведении нановключений в полупроводниковой матрице и может использоваться для управления ориентационными соотношениями, например, в целях воздействия на прочностные свойства материала.

Методология и методы исследования

1. В качестве объектов исследования выступали образцы LT-GaAs, LT-GaAsSb и LT-GaAsBi, выращенные методом низкотемпературной молекулярно-пучковой эпитаксии при 150 °C. При анализе характеристик образцов учитывались данные температурного контроля роста, реализованного с использованием термопары, откалиброванной по характерным для GaAs температурам перестройки поверхности.
2. Структура эпитаксиальных слоев и содержащихся в них частиц исследовалась с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Электронно-прозрачные образцы подготавливались в поперечном (110) и планарном (001) сечениях по общепринятой технологии шлифовки и полировки с последующим финишным ионным распылением. Размеры и концентрация частиц определялись по изображениям с дифракционным контрастом. Толщина исследуемого участка измерялась с помощью метода дифракции электронов в сходящемся пучке. Кристаллография преципитатов исследовалась с помощью картин электронной дифракции и изображений, полученных в режиме высокого разрешения. Исследования проводились на электронном микроскопе JEM-2100F (JEOL, Tokyo, Japan) с ускоряющим напряжением 200 кВ и пространственным разрешением по точкам 0.19 нм.
3. Элементный анализ осуществлялся методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии с помощью встроенной в микроскоп приставки Quantax 400 STEM XFlash 6T 30 (Bruker AXS, Karlsruhe, Germany). Содержание Sb и Bi определялось по интенсивности линии излучения L- α и M- α , соответственно.
4. Для обработки изображений, полученных с помощью ПЭМ, использовалось специализированное программное обеспечение Digital Micrograph (Gatan).
5. Рентгендифракционный анализ проводился с помощью высокоразрешающего дифрактометра Bruker D8 Discover, оснащенного источником излучения с медным анодом ($\lambda = 1.54056 \text{ \AA}$) и монохроматором Монтелла. Дифракционные кривые регистрировались в окрестности отражения 004 подложки GaAs и анализировались с помощью программного обеспечения Leptos (Bruker). Концентрация антиструктурных

дефектов As_{Ga} определялась по смещению пика отражения от эпитаксиального слоя после отжига.

- Исследования оптической экстинкции проводились при комнатной температуре и нормальном падении света в диапазоне длин волн 900-1600 нм на приборе NIRQuest-512. Источником излучения служила лампа Osram HLX 100 Вт 6.6 А. Спектры регистрировались с помощью программного обеспечения OceanOptics SpectraSuite.

Научные положения, выносимые на защиту

- При постростовом отжиге LT-GaAsSb созревание частиц AsSb происходит существенно быстрее, чем частиц As в LT-GaAs в идентичных условиях, за счет пониженной энергии активации 0.7 ± 0.1 эВ, что обусловлено появлением дополнительного механизма диффузии.
- Предварительная низкотемпературная кратковременная термообработка LT-GaAs и LT-GaAsSb приводит к активации зародышеобразования и формированию более крупных частиц As и AsSb, соответственно, при последующем постростовом отжиге.
- На начальном этапе роста частицы AsSb и Bi в LT-GaAsSb и LT-GaAsBi, соответственно, имеют необычные симметрично-несовпадающие ориентационные соотношения с матрицей $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$, что обусловлено меньшим рассогласованием межплоскостных расстояний плоскостей $\{\bar{1}012\}$ преципитата и $\{111\}$ матрицы, по сравнению с рассогласованием межплоскостных расстояний плоскостей (0003) преципитата и $\{111\}$ матрицы, характерных для частиц As в LT-GaAs.
- С ростом среднего диаметра частицы в ансамбле более 6.3 нм для AsSb в LT-GaAsSb и более 17 нм для Bi в LT-GaAsBi они испытывают переориентацию, принимая известные совместимые по симметрии ориентационные соотношения $(0003)_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle 11\bar{2}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$.

Степень достоверности и апробация работы

Достоверность и объективность полученных результатов подтверждается использованием современного высокоточного оборудования, комплексного применения независимых методов для получения экспериментальных данных, привлечением современных методов обработки информации и статистического анализа полученных результатов.

Сформулированные в тексте диссертации научные положения, выводы и практические рекомендации основаны на фактических данных, продемонстрированных в приведенных таблицах и рисунках.

Основные результаты исследования доложены и обсуждены на следующих конференциях:

1. Снигирев Л.А., Берт Н.А., Преображенский В.В., Путятю М.А., Семягин Б.Р., Чалдышев В.В. Особенности преципитации в LT GaAs после предварительного низкотемпературного нагрева, Вторая объединенная конференция «Электронно-лучевые технологии и рентгеновская оптика в микроэлектронике». Черноголовка, Российская Федерация, 13–16 ноября 2023, устный доклад
2. Снигирев Л.А. Микроструктура преципитатов AsSb в LT-GaAs по данным электронной микроскопии, 18-ый международный симпозиум «Нанофизика и наноэлектроника», Нижний Новгород, Российская Федерация, 11-15 марта 2024, устный доклад
3. Поленок Е.Д.; Берт Н.А.; Иванов А.А.; Преображенский В.В.; Путятю М.А.; Семягин Б.Р.; Снигирев Л.А.; Ушанов В. И.; Яговкина М.А.; Чалдышев В.В. Брэгговский резонанс в системе слоев плазмонных наночастиц Bi в матрице GaAs. XVI Российская конференция по физике полупроводников; Санкт-Петербург, Российская Федерация; 7-11 октября 2024, стендовый доклад

По результатам диссертационного исследования опубликовано 5 работ в рецензируемых журналах уровня 1, 2 или 3 «Белого списка», и/или индексируемых базами данных Scopus или Web of Science Core Collection, полный список которых представлен в конце автореферата [A1-A5].

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Диссертационная работа состоит из введения, трех глав, заключения и списка использованной литературы.

Во введении диссертационной работы приведена актуальность темы исследования, цели работы и поставленные для ее достижения задачи. Сформулированы теоретическая и практическая значимость работы и научная новизна. Приведены основные положения, выносимые на защиту, а также основные сведения об апробации работы.

В первой главе приведены литературные данные, описывающие современные представления о LT-GaAs. **В первом разделе** главы приводятся основные применения LT-GaAs, его особенности, связанные с высоким содержанием избыточного мышьяка в виде антиструктурных дефектов. Показано, что при отжиге таких слоев происходит формирование наночастиц – преципитатов. Приведены общие сведения об основных механизмах их формирования, а также об их кристаллографии. Часть обзора посвящена влиянию термообработки на характеристики низкотемпературного слоя. **Во втором разделе** описываются системы на основе LT-GaAs: твердые растворы и дельта-легирование изовалентными примесями. Показано, что в LT-AlGaAs диффузия протекает медленнее, чем в LT-GaAs, из-за чего средний размер ансамбля наночастиц меньше. Продемонстрировано, что посредством легирования можно управлять пространственным распределением частиц второй фазы после отжига. В общем случае, наличие частиц с металлическими свойствами в полупроводниковой матрице может привести к возникновению плазмонного резонанса, из-за чего **третий раздел** посвящен LT-GaAsSb, где возникают частицы AsSb, в результате чего плазмонный резонанс, теоретически, может быть обнаружен оптическими методами. В этом разделе приводятся оптические свойства таких слоев и проявления в них эффекта плазмонного резонанса. Показано, что доля сурьмы в таких частицах, может достигать 90%. Рассмотрено кристаллическое строение наночастиц AsSb и их ориентационные соотношения (ОС) с матрицей, которые для большинства обнаруженных частиц аналогичны фазе и ОС с матрицей частиц As в LT-GaAs. При этом отмечено, что обнаруживаются редкие объекты с неопределенной кристаллографией.

Во второй главе описываются методы получения образцов и их исследования. **Первый раздел этой главы** посвящен особенностям роста LT-GaAs(Sb) методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ), методикам роста и контроля технологических процессов и их описанию. **Второй раздел** посвящен просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). В нем подробно описана методика пробоподготовки, а также описываются основные методы ПЭМ, которые

применялись в рамках этой работы для структурных исследований. Также в этом разделе подробно описана методика, которой определялась толщина исследуемого участка образца. **В третьем разделе** описываются оптические методики измерения коэффициента экстинкции и определения с его помощью концентрации антиструктурных дефектов.

В третьей главе приведены основные результаты диссертационной работы, которые разбиты на четыре раздела. Первый раздел посвящен описанию исследуемых эпитаксиальных слоев LT-GaAs и LT-GaAsSb и влиянию постростового отжига на преципитацию в них. Во втором разделе рассматривается вопрос влияния промежуточного нагрева во время роста на преципитацию при последующем отжиге. Третий раздел посвящен исследованию кристаллографии преципитатов в LT-GaAs и LT-GaAsSb. Четвертый раздел посвящен общему описанию серий образцов LT-GaAs- δ Bi и LT-GaAsBi и кристаллографии преципитатов в этих системах при различных температурах постростового отжига.

Первый раздел главы начинается с описания условий роста и последующего отжига исследуемых серий образцов LT-GaAs и LT-GaAsSb. Образцы обеих серий отжигались при 400, 500, 600 или 800 °C. Структурное состояние полученных образцов исследовалось с помощью рентгеновской дифрактометрии (РД). Отжиг привел к тому, что с увеличением температуры на кривой качания рефлекс 004 от слоя LT-GaAs смещался в сторону рефлекса 004 подложки GaAs. Пример кривых качания, зарегистрированных вблизи рефлекса 004 подложки GaAs непосредственно после выращивания и после отжига при 600 °C приведен на рисунке 1. Избыточный As в слое LT-GaAs содержится, в основном, в виде антиструктурных дефектов, тем самым увеличивая постоянную решетки GaAs. При отжиге твердый раствор As в LT-GaAs претерпевает диффузионный распад с образованием наночастиц As, который покидает галлиевую подрешетку матрицы, что приводит к смещению рефлекса эпислоя к рефлексу подложки GaAs. По полученным данным РД концентрация антиструктурных дефектов в неотожженном образце LT-GaAs определена как $[As_{Ga}] = 4.8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$.

Для эпитаксиальных слоев LT-GaAsSb увеличение, относительно LT-GaAs, постоянной решетки дополнительно обусловлено наличием Sb в анионной подрешетке. Из-за этого максимум от слоя LT-GaAsSb не совместился с подложкой, как видно по рисунку 1 (b). По полученным экспериментальным данным оценена доля Sb, равная 0.022 (номинальная равна 0.03). Концентрация антиструктурных дефектов $[As_{Ga}]$ в неотожженном образце LT-GaAsSb, определенная по угловому сдвигу рефлекса эпислоя, равна $7.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$.

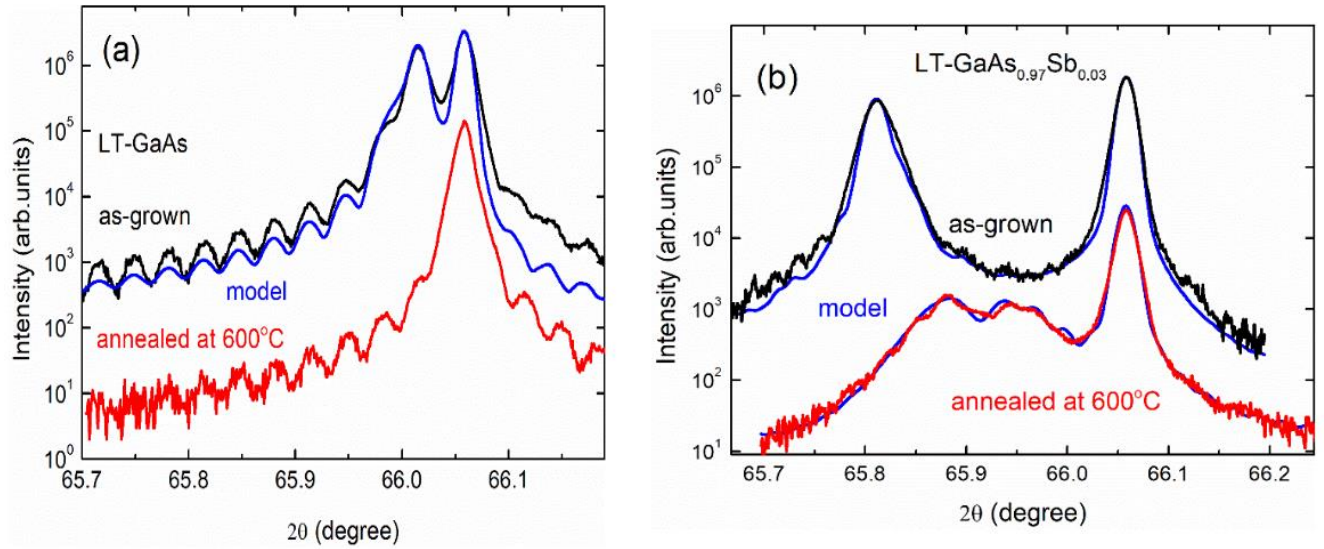


Рисунок 1. Экспериментальные (черным и красным цветом) и полученные моделированием (синим цветом) кривые качания РД, вблизи отражения 004 подложки GaAs (a) LT-GaAs, (b) LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}. Черные кривые соответствуют неотожженному образцу, красные соответствуют образцу, отожженному при 600 °С. Синие и черные кривые смещены вверх вдоль оси ординат для наглядности.

Из спектра пропускания образцов LT-GaAs и LT-GaAsSb, отожженных при разных температурах, получены спектральные зависимости коэффициента экстинкции $\alpha = -\ln(T_\alpha/T_0)/d$, где T_α и T_0 – экспериментальный и референсный оптические спектры пропускания,

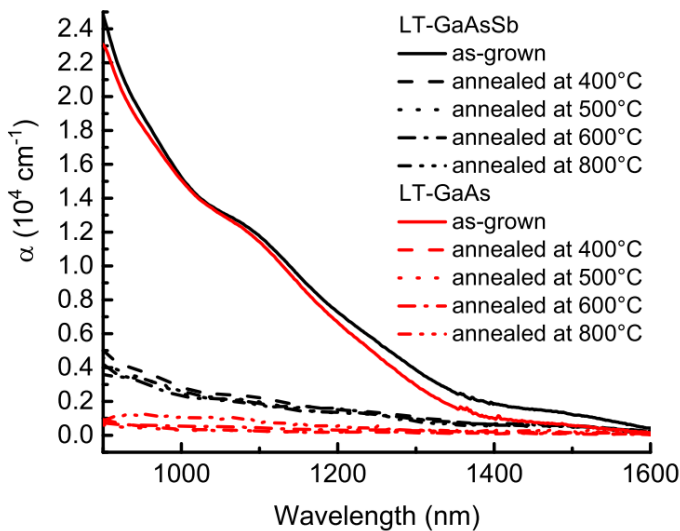


Рисунок 2. Спектральная зависимость коэффициента оптической экстинкции для серий образцов LT-GaAs и LT-GaAsSb, отожженных при различных температурах

соответственно, а d – толщина образца. Результаты представлены на рисунке 2. Поглощение в as-grown LT-GaAs и LT-GaAsSb обусловлено высоким содержанием точечных дефектов [11].

Из результатов оптических исследований следует, что при 400 °С отжиге практически весь избыточный As, который содержался в виде антиструктурных дефектов, выделился в виде частиц второй фазы, так как поглощение не меняется с дальнейшим повышением температуры отжига и в LT-GaAs и в LT-GaAsSb. На спектрах наблюдается отличие в поглощении в отожженных LT-GaAsSb

относительно LT-GaAs, которое является хвостом пика поглощения плазмонного резонанса. С помощью калибровки [12] определена $[As_{Ga}]$ равная $1.2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, как для LT-GaAs, так и для LT-GaAsSb.

Анализ распределения сурьмы в отожженных образцах LT-GaAsSb методом EDX показал, что содержание Sb в преципитатах значительно выше, чем в матрице.

Микроструктура частиц изучалась с помощью высокоразрешающей электронной микроскопии (БРЭМ) и картин электронной дифракции. На рисунке 3 (а) в качестве примера приведено изображение частицы AsSb в LT-GaAsSb, отожженном при 800 °C (БРЭМ).

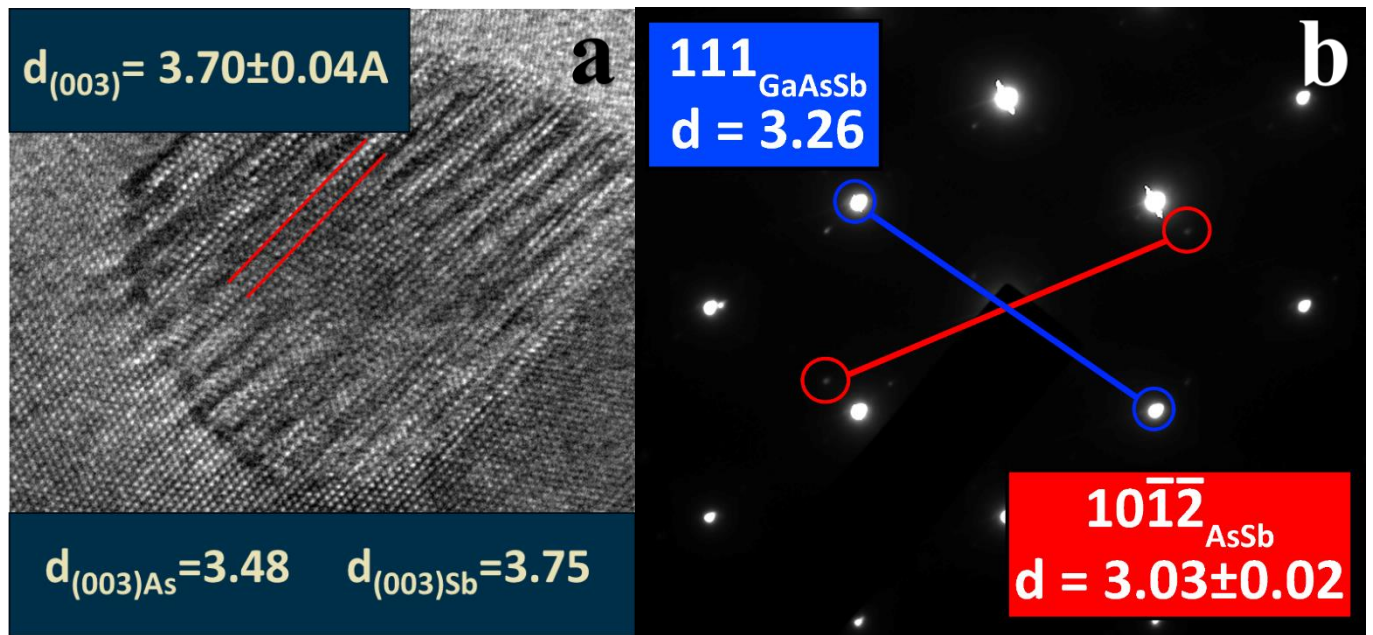


Рисунок 3. а) ПЭМ изображение частицы в высоком разрешении в LT-GaAsSb, отожженном при 800 °C. Красными линиями показаны плоскости семейства (0003); б) Определение межплоскостного расстояния в преципитатах AsSb по картине дифракции, полученной от выделенной на образце области

На изображении наблюдаются атомные плоскости (0003), по которым определено их межплоскостное расстояние, равное $3.70 \pm 0.04 \text{ Å}$, что соответствует доле сурьмы в 0.82 ± 0.01 . Также межплоскостное расстояние в AsSb определялось по картинам дифракции (Рисунок 3(б)). Красными окружностями выделены рефлексы второй фазы, соответствующие плоскостям типа $\{10\bar{1}2\}$. Определенное по расстоянию между максимумами межплоскостное расстояние равно $3.03 \pm 0.02 \text{ Å}$, что соответствует доле Sb в 0.77 ± 0.01 . С использованием экспериментально полученных концентрации наночастиц и их среднего размера, а также доли Sb в них, определена исходная концентрация антиструктурных дефектов в LT-GaAsSb $[As_{Ga}] = 5.1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, а также в

LT-GaAs $[As_{Ga}] = 6.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. Значения полученной различными методами $[As_{Ga}]$ сведены в таблицу 1.

Таблица 1. Концентрация антиструктурных дефектов As_{Ga} , определенная различными методами

Образец	$[As_{Ga}]_{\text{РД}}, \text{ см}^{-3}$	$[As_{Ga}]_{\text{Оптика}}, \text{ см}^{-3}$	$[As_{Ga}]_{\text{ПЭМ}}, \text{ см}^{-3}$
LT-GaAs	$4.8 \cdot 10^{19}$	$1.2 \cdot 10^{20}$	$6.5 \cdot 10^{19}$
LT-GaAsSb	$7.5 \cdot 10^{19}$	$1.2 \cdot 10^{20}$	$5.1 \cdot 10^{19}$

Исследования с помощью ПЭМ позволили проследить зависимость параметров ансамбля частиц в LT-GaAs и LT-GaAsSb от температуры отжига. Результаты (Рисунок 4) показывают, что размеры преципитатов AsSb в LT-GaAsSb увеличиваются с повышением температуры отжига, а концентрация падает. Результаты исследования As в LT-GaAs показывают аналогичную картину, но размеры частиц As оказываются меньше, чем AsSb, а их концентрация выше при той же температуре отжига.

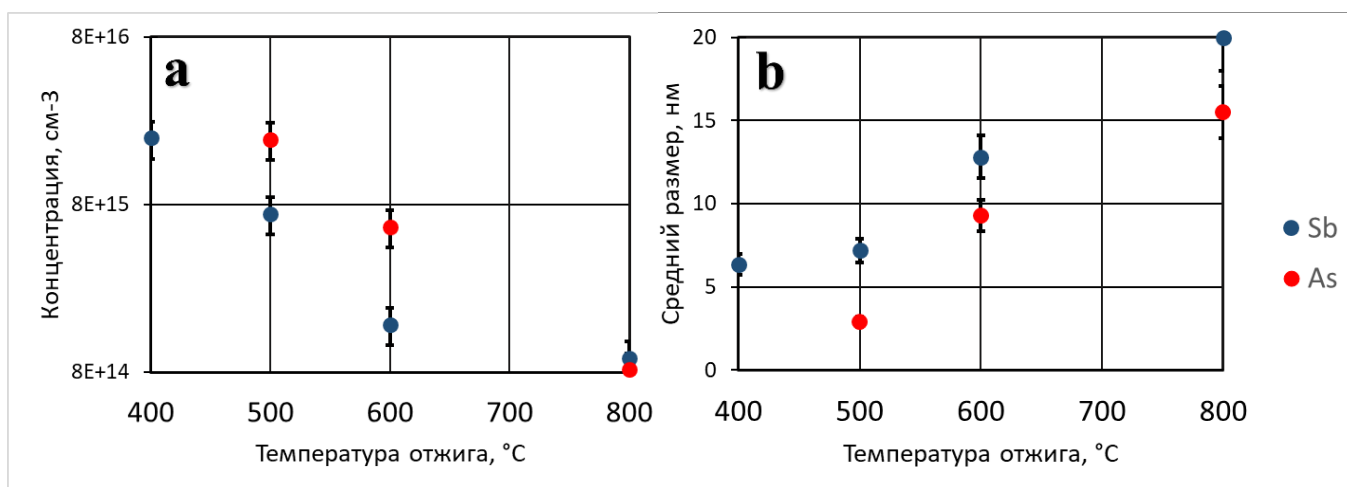


Рисунок 4. Зависимость концентрации и среднего размера преципитатов AsSb (синий) и As (красный) в зависимости от температуры постростового отжига

Увеличение размеров частиц в отожженных образцах, очевидно, происходит в результате коалесценции, так как, согласно оптическим и РД данным, уже при отжиге в 400 °C практически весь избыточный As покинул решетку матрицы. Зависимость среднего радиуса преципитатов от температуры и времени отжига на этапе коалесценции описывается зависимостью:

$$r^3 - r_0^3 = K \frac{D_0 \exp\left(-\frac{E_{act}}{kT_{ann}}\right)}{T_{ann}} t, \quad (1)$$

где E_{act} – энергия активации, T_{ann} – температура отжига, D_0 – коэффициент диффузии, r и r_0 – конечный и начальный радиус частицы. С использованием соотношения (1), определена энергия активации диффузии в LT-GaAsSb, равная 0.7 ± 0.1 эВ.

Несмотря на изначально малую мольную долю Sb в 3%, ее содержание в наночастицах AsSb достигает 80%. Это означает, что значительная доля атомов Sb при термообработке принимают участие в диффузии покидая решетку LT-GaAsSb. В стехиометрическом GaAs диффузия по катионной подрешетке осуществляется по вакансионному механизму [13]. В LT-GaAs миграция As_{Ga} происходит по III подрешетке, в которой концентрация V_{Ga} на несколько порядков выше равновесной, из-за чего энергия активации может уменьшаться до 1.1 эВ [14], что близко к энергии миграции V_{Ga} .

Считается, что в GaAs доминирующим механизмом диффузии в V подрешетке является межузельный [15]. В LT-GaAs, содержащем монослойную сверхрешетку GaSb, энергия активации диффузии Sb составляет 0.62 эВ [16], что объясняется высокой неравновесной концентрацией ($\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$) межузельных атомов I_{As} . Полученная энергия активации коалесценции 0.7 эВ близка к этому значению и отображает, главным образом диффузию Sb.

Исходная концентрация As_{Ga} в LT-GaAs и LT-GaAsSb примерно одинакова (см. таблица 1). Поскольку содержание Sb в твердом растворе LT-GaAsSb (3%) на порядок меньше, чем As (0.97%), надо полагать, что концентрация антиструктурных дефектов Sb_{Gs} и межузельных атомов I_{Sb} мала по сравнению с As_{Ga} и I_{As} . Это означает, что сурьма может принимать существенное участие в преципитации только покинув узел решетки. Возможным механизмом представляется замещение атома Sb в узле решетки атомом As по реакции $Sb + As_{Ga} \rightarrow As + I_{Sb}$ или $Sb + I_{As} \rightarrow As + I_{Sb}$. Такое замещение энергетически выгодно, поскольку энтальпия образования соединения GaAs вдвое выше, чем GaSb (-39.5 кДж/моль и -21.0 кДж/моль соответственно) [17]. Эффективность такого замещения подтверждается работами [18,19]. На рисунке 5 изображена условная схема механизмов замещения атомов Sb атомами As в LT-GaAsSb. Замещение $As \rightarrow Sb$ приводит к неравновесной концентрации межузельных атомов сурьмы и их участию в преципитации при термообработке.

В LT-GaAsSb сурьма находится в V подрешетке. Исходя из того, что номинальная доля Sb равна 0.03, при преципитации за счет замещения мышьяком доля Sb упадет до 0,026. По данным

РДА измеренная доля Sb в матрице после отжига равна 0,022, что почти на четверть отличается от номинального значения. Приведенный механизм частично описывает это различие.

Таким образом, предложенный механизм объясняет, как повышенное содержание сурьмы в преципитатах AsSb, так и усиление диффузии в LT-GaAsSb по сравнению с LT-GaAs.

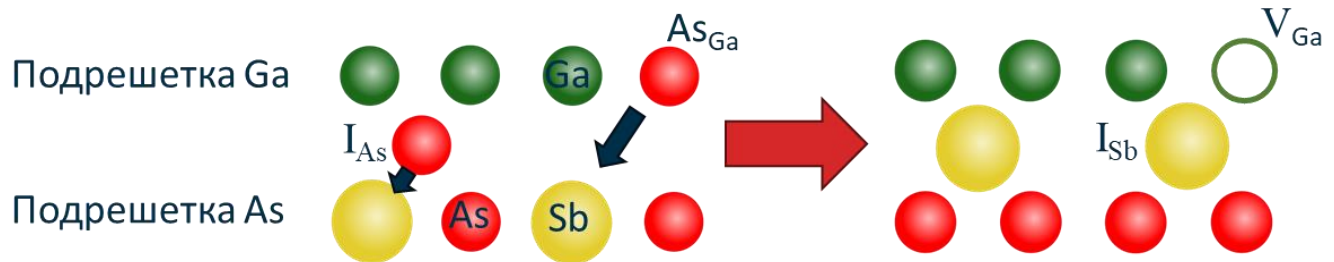


Рисунок 5. Схема механизмов замещения сурьмы избыточным мышьяком в LT-GaAsSb

Второй раздел главы посвящен исследованию влияния промежуточного нагрева на преципитацию. Для этого методом ПЭМ в LT-GaAs и LT-GaAsSb, отожженных при 400 °С,

сравнивались области эпислов, подвергавшихся и неподвергавшихся промежуточному нагреву во время эпитаксиального роста.

На рисунке 6 представлено ПЭМ-изображение в поперечном сечении (110) образца LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}. Во время эпитаксиального роста он подвергался промежуточному нагреву дважды: при толщине эпислова в 230 нм и 520 нм, в результате чего в образце наблюдаются 2 темные линии из частиц, которые делят его на 3 области. Для каждой из них в таблице 2 указаны средний размер D_p и средний объем V_p частиц. Из приведенных

данных следует, что промежуточный нагрев, вопреки имеющимся представлениям, влияет на формирование частиц при постростовом отжиге.

Антиструктурные дефекты As_{Ga} содержатся в GaAs в галлиевой подрешетке,

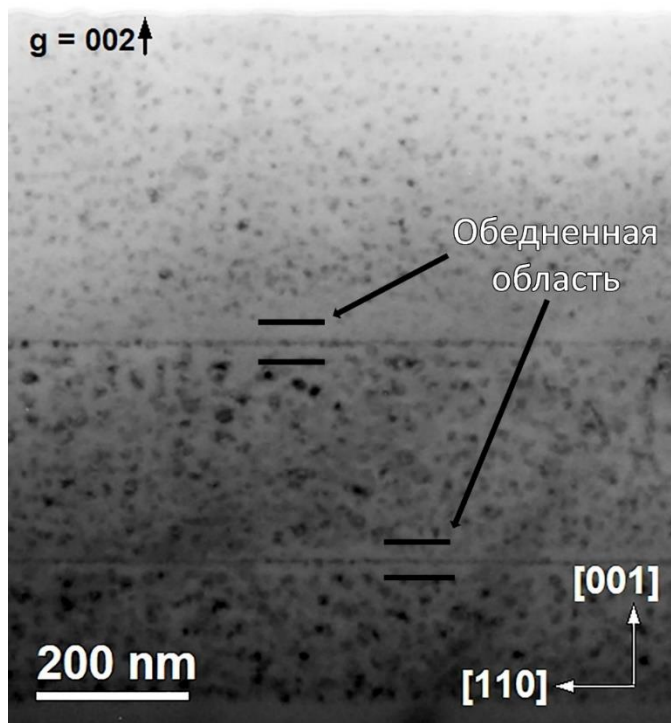


Рисунок 6. Светлопольное изображение в двухлучевых условиях ($g=002$) образца LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03} в поперечном сечении (110) после отжига при 400 °С

диффузия в которой осуществляется по вакансионному механизму. Коэффициент диффузии выражается следующим образом:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{E_f + E_m}{kT}\right),$$

где, E_f – энтальпия формирования вакансии галлия (V_{Ga}), а E_m – энтальпия миграции. В LT-GaAs ввиду высокой $[V_{Ga}]$ при описании диффузии энтальпией формирования в показателе экспоненты можно пренебречь. Диффузия в таких слоях будет определяется только энтальпией миграции на начальных этапах.

Таблица 2 - Параметры ансамбля частиц второй фазы в LT- GaAs_{0.97}Sb_{0.03} после постростового отжига при 400 °C

Область	Средний размер частицы D_p , нм	Средний объем частицы V_p , нм ³	Концентрация частиц N_p , 10^{16} см^{-3}
Верхняя	4.9	82	2.8
Средняя	7	337	1.4
Нижняя	7.5	312	1.3

Минимальный (критический) радиус устойчивого зародыша определяется выражением:

$$r^* = \frac{2\sigma v_a}{kT \ln S - E_{el}},$$

где σ – межфазное натяжение, v_a – атомный объем, S – пересыщение, E_{el} – упругая энергия. Используя экспериментальные или табличные данные, получим, что критический радиус оказывается меньше 0.15 нм. Это означает что, процесс зародышеобразования является беспороговым, как для LT-GaAs, так и для LT-GaAsSb.

Стационарная концентрация зародышей достигается в течение инкубационного периода. В областях, подвергшихся промежуточному нагреву (несмотря на низкую температуру), активируется диффузия, и из-за беспорогового характера начинается эффективное зародышеобразование. Таким образом влияние на постростовой отжиг промежуточного нагрева обусловлено тем, что в подвергавшихся ему областях инкубационный период частично или полностью пройден, в результате чего при последующем отжиге массовый рост частиц будет опережать процессы, происходящие в неподверженных промежуточному нагреву областях.

Третий раздел посвящен исследованию кристаллической структуры преципитатов AsSb в LT-GaAsSb.

Известно, что преципитаты As в LT-GaAs имеют обычную для мышьяка ромбоэдрическую решетку с пространственной группой симметрии $R\bar{3}m$, при этом полные ориентационные соотношения (ОС) с матрицей, выглядят следующим образом:

$$(0003)_p \parallel \{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}_m \text{ и } <\bar{1}2\bar{1}0>_p \parallel <\bar{1}\bar{1}0>_m,$$

где индексы p и m относятся к частице и матрице, соответственно. Далее такие ОС будут называться «классическими».

Кристаллическая структура частиц AsSb исследовалась в образцах LT-GaAsSb, отожженных при 400 °C, 500 °C, 600 °C и 800 °C с помощью ВРЭМ и картин электронной дифракции. Аналогичным образом исследовались преципитаты As в образцах LT-GaAs, отожженных при идентичных температурах. На рисунке 7 представлены изображение поперечного сечения (110) образца LT-GaAsSb, отожженного при 400 °C, а также картины дифракции, полученные с областей эпислой, имеющих разный средний размер частиц.

Изучение преципитатов AsSb методами ВРЭМ показало, что ориентация большинства частиц не соответствует классическим ОС. Совокупность данных, полученных из картин электронной дифракции, ВРЭМ-изображений и их Фурье-образов позволила однозначно установить, что такие частицы имеют ромбоэдрическую фазу, но с другими ОС: $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}_m$ и $<\bar{2}20\bar{1}>_p \parallel <\bar{1}\bar{1}0>_m$. В дальнейшем они будут называться, как «неклассические». Картины дифракции от ансамбля частиц средним размером до 5 нм допускают интерпретацию кристаллической решетки частиц, как кубической с ОС $\{\bar{1}00\}_p \parallel \{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}_m$ и $<0\bar{1}0>_p \parallel <\bar{1}\bar{1}0>_m$. Нижняя область образца дважды подвергалась промежуточному нагреву, а значит процесс формирования наночастиц в ней опережает остальные. Это означает, что состояние кристаллической структуры частиц, несоответствующего классическим ОС, предшествует формированию частиц с классическими ОС.

Аналогичные исследования образцов LT-GaAsSb, отожженных при 500, 600 и 800 °C, обнаружили, что доля частиц с неклассическими ОС, уменьшается с повышением температуры отжига, т.е. частицы испытывают переориентацию в обычные симметрично-совпадающие ОС. Для выяснения влияния размеров преципитатов на их переориентацию исследовался образец LT-Al_{0.3}Ga_{0.7}AsSb, выращенный в идентичных условиях и отожженный при температуре 600 °C. Присутствие алюминия в LT-GaAs замедлило диффузию, из-за чего средний размер частиц в LT-Al_{0.3}Ga_{0.7}AsSb (7 нм) оказался значительно меньше, чем LT-GaAsSb (12.8 нм), отожженном при той же температуре 600°C. Обнаружено, что основная доля преципитатов в Al_{0.3}Ga_{0.7}AsSb имеет

неклассические ОС. Это позволяет полагать, что изменение ОС частиц связано не столько с температурой отжига, сколько с размером частицы.

В таблице 3 приведены данные о размерах precipитатов, отожженных при различных температурах, и качественная оценка наличия в ансамбле неклассических объектов.

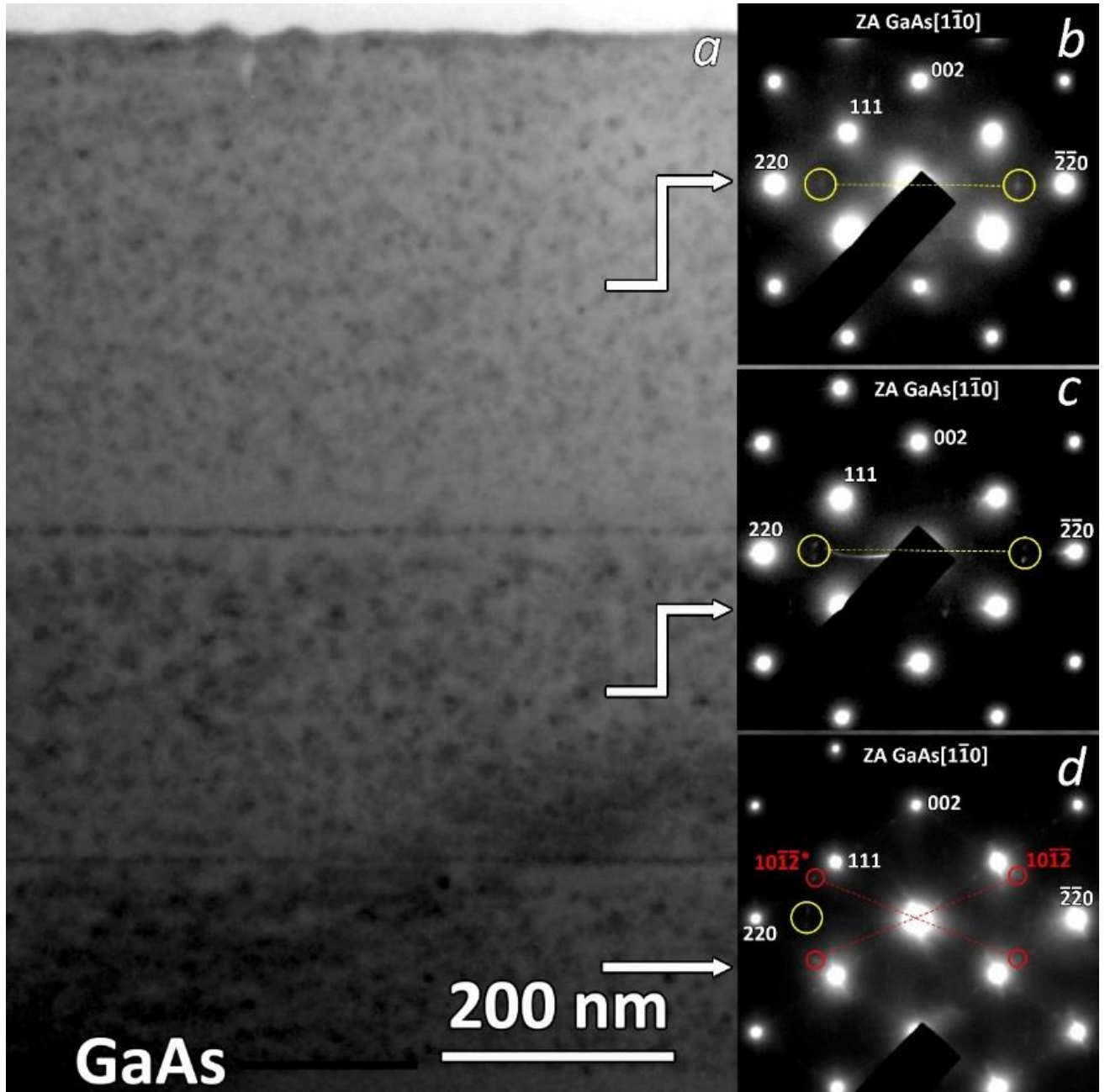


Рисунок 7. Светлопольное ПЭМ изображение образца, отожженного при 400 °С, в действующем рефлексе 002 (а) и картины электронной микродифракции от различных областей эпитаксиального слоя LT-GaAs_{0.97}Sb_{0.03}. Желтыми окружностями отмечены нетипичные рефлекссы, красными окружностями отмечены рефлекссы, соответствующие классическим ОС

Таблица 3. Размеры преципитатов в образцах, отожженных при различных температурах и наличие частиц, несоответствующих классическим ОС

Температура отжига	Средний размер преципитата, нм	Диапазон размеров, нм	Неклассические частицы
800 °С	19.6	11.2-28	Не обнаружено
600 °С	12.8	8.8-16.8	Редкие свидетельства
500 °С	7.2	4-10.3	Малая доля
400 °С	6.3	3.4-10.2	Преимущественно
↓AlGaAsSb ↓			
600 °С	7		Преимущественно

Несмотря на идентичные условия роста и отжига в LT-GaAs частицы As с неклассическими ОС не встречаются. В ромбоэдрической решетке плоскости (0003) и $\{\bar{1}012\}$ одни из самых плотноупакованных, из-за чего в первую очередь они будут согласовываться с плоскостями матрицы. Для частицы As рассогласование плоскостей $\{\bar{1}012\}$ и {0003} с плоскостями {111} матрицы ≈ 0.15 и 0.07 , соответственно. Тогда как для частицы Sb рассогласование плоскостей $\{\bar{1}012\}$ и {0003} с плоскостями {111} матрицы ≈ -0.05 и -0.15 , соответственно. При этом случай, $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ соответствует неклассическим ОС, а $(0003)_p \parallel \{111\}_m$ – классическим ОС. Поэтому с точки зрения согласования плоскостей частице As выгоднее иметь классические ОС, тогда как частице Sb значительно выгоднее иметь неклассические ОС. Это объясняет наличие неклассических ОС в преципитатах AsSb в LT-GaAsSb и свидетельствует о том, что ориентация кристаллической решетки преципитата на ранних этапах развития определяется рассогласованием плотноупакованных плоскостей.

Таким образом выделяются следующие особенности преципитации AsSb в LT-GaAsSb под воздействием отжига в порядке увеличения среднего размера частиц:

1. Беспороговое формирование зародышей
2. Вероятное возникновение кубической фазы с ОС: $\{\bar{1}00\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle 0\bar{1}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$
3. Ромбоэдрическая фаза с ОС: $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$.

4. Переориентация ромбоэдрической фазы в ОС:
 $(0003)_p \parallel \{111\}_m; <11\bar{2}0>_p \parallel <1\bar{1}0>_m$

В связи с обнаружением необычных ОС для AsSb в GaAsSb и предположением об их возникновении из-за увеличения несоответствия межплоскостных расстояний между (111) GaAs и (0003) AsSb представлялось целесообразным выяснить, реализуются ли подобные ОС для частиц Bi в GaAsBi, для которых несовпадение тех же межплоскостных расстояний оказывается еще больше (25,9% вместо 13,5%).

Четвертый раздел посвящен исследованию кристаллографии преципитатов в LT-GaAsBi. В начале обсуждаются имеющиеся представления о микроструктуре преципитатов в GaAsBi. Затем приведено описание условий роста и постростового отжига исследуемых эпитаксиальных слоев LT-GaAs_{0.97}Bi_{0.03} и LT-GaAs с периодическими монослоями Bi (LT-GaAs:δ-Bi).

Анализ распределения Bi в LT-GaAs_{0.97}Bi_{0.03}, подвергнутого термообработке при 600 °C, с помощью EDX показал его высокое содержание в частицах. Исследование преципитатов методами ПЭМ продемонстрировало, что картины дифракции и быстрого преобразования Фурье (БПФ) для LT-GaAs_{0.97}Bi_{0.03} и LT-GaAs:δ-Bi после отжига при 400 °C подобны. В качестве примера на рисунке 8 показана дифракционная картина от образца LT-GaAs:δ-Bi, которая сопоставляется с картинами БПФ изображений в высоком разрешении образца LT-GaAs_{0.97}Bi_{0.03}. Желтыми окружностями на дифракционной картине выделены рефлексы от второй фазы. Измеренное расстояние между рефлексами соответствует межплоскостному расстоянию 3.26 ± 0.01 Å, т.е. плоскости (1 $\bar{1}$ 02) ромбоэдрической решетки Bi.

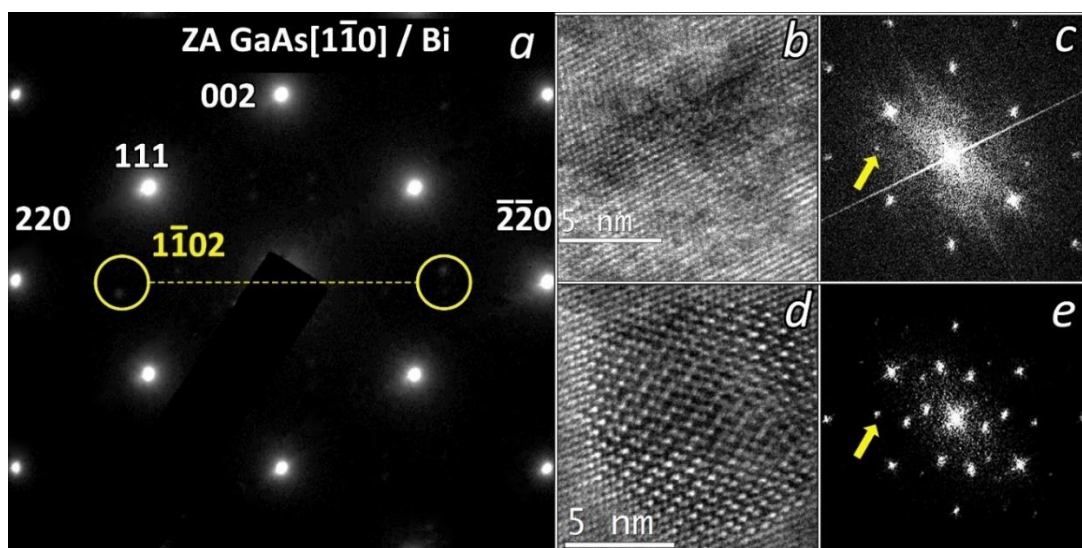


Рисунок 8. Картина дифракции, полученная от слоя LT-GaAs:δ-Bi (a), изображения в высоком разрешении наночастиц AsBi в LT-GaAs_{0.97}Bi_{0.03} (b, c) и соответствующие им БПФ (d, e)

Исходя из полученных картин дифракции, данных ВРЭМ и соответствующих им БПФ, полученных от образцов, отожженных при 400 °С, фаза и ОС преципитатов с матрицей определяются как аналогичные rh-AsSb с неклассическими ОС в LT-GaAsSb.

Такие же результаты получены для обоих типов образцов, отожженных при 500 и для LT-GaAs-δBi, отожженного при 600 °С. Все перечисленные образцы отличались лишь средним размером частиц и их концентрацией.

Однако, отжиг LT-GaAsBi при 600 °С привел к появлению дополнительных рефлексов второй фазы наряду с рефлексами, соответствующими неклассическим ОС. Соответствующая

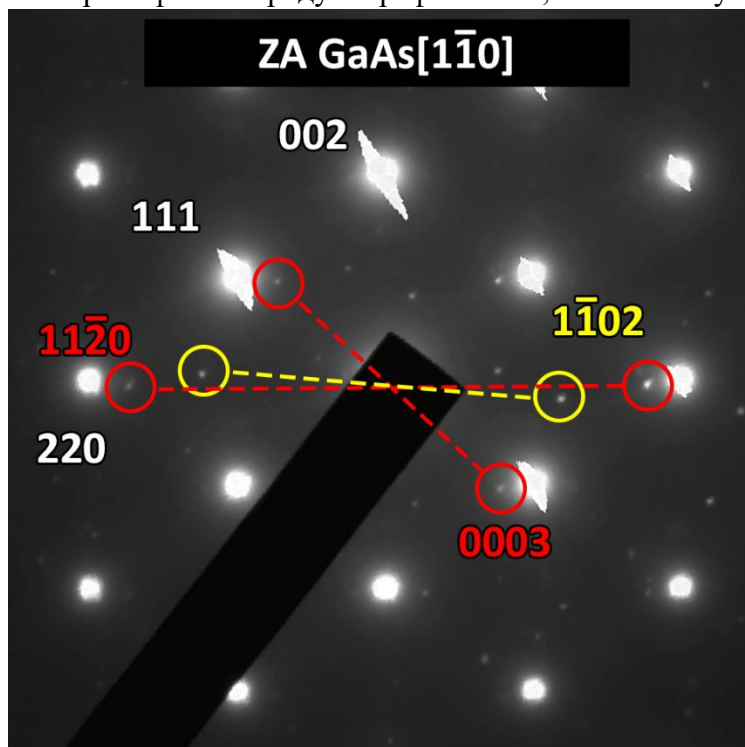


Рисунок 9. Картина дифракции, от образца LT-GaAsBi после отжига при 600 °С. Красными окружностями отмечены рефлексы, соответствующие классическим ОС, желтыми – неклассическим

дифракционная картина приведена на рисунке 9. Желтыми окружностями отмечена пара рефлексов, соответствующих неклассическим ОС. Определенное по расстоянию между этими рефлексами межплоскостное расстояние равно $3.26 \pm 0.01 \text{ \AA}$, что соответствует доле Bi 0.96 ± 0.01 . Красными окружностями выделены рефлексы, типичные для ромбоэдрической фазы с классическими ОС. Появление на дифракционной картине при повышении температуры отжига до 600 °С рефлексов, характерных для классических ОС

означает, что существенная доля частиц претерпела переориентацию, аналогичную таковой для преципитатов AsSb в LT-GaAsSb. Средний размер частиц Bi в этом

образце составлял 17 нм, в то время как в LT-GaAsSb появление классических ОС для частиц AsSb регистрировалось уже при среднем размере 6.3 нм. По положению рефлексов определено, что решетка преципитатов с классическими ОС значительно деформирована $\varepsilon_{0003} = -0.021$ и $\varepsilon_{1120} = 0.007$. При этом доля Bi оценена в 0.94-0.95.

На рисунке 10 приведена зависимость несоответствия межплоскостных расстояний (0003) и $\{1012\}$ для $\text{As}_{1-x}\text{Bi}_x$ и $\text{As}_{1-x}\text{Sb}_x$ от содержания висмута и сурьмы, соответственно, относительно межплоскостного расстояния $\{111\}$ матрицы. Несоответствие межплоскостных расстояний

$\{\bar{1}012\}$ и $\{111\}$ в неклассической ориентации частиц Bi близко к нулю. При этом межплоскостные расстояний (0003) и $\{111\}$ в классической ориентации частиц Bi имеют еще большую степень несоответствия. Этот факт согласуется с тем, что преципитаты Bi меняют ОС на классические при значительно большем размере преципитата, и подтверждает связь переориентации в частицах AsSb в LT-GaAsSB и Bi в LT-GaAsBi с несоответствием межплоскостных расстояний плотноупакованных плоскостей преципитатов и матрицы.

В результате, выделяются следующие особенности преципитации Bi в LT-GaAsBi под воздействием отжига в порядке увеличения среднего размера частиц:

1. Распределенное скопление атомов Bi вокруг общего центра. Формирование частицы, наследующей решетку матрицы с относительно низкой долей Bi (около 30%) GaAsBi
2. Образование ромбоэдрической фазы с ориентационными соотношениями: $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$.
3. Переориентация частицы с сохранением ромбоэдрической фазы в ориентационные соотношения: $(0003)_p \parallel \{111\}_m$; $\langle 11\bar{2}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$

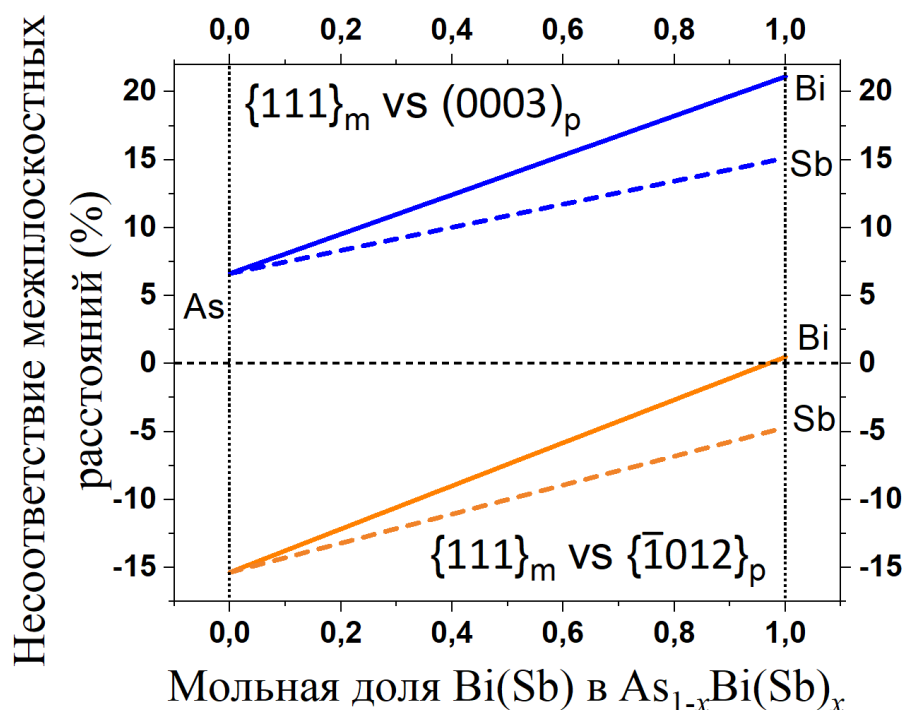


Рисунок 10. Несоответствие межплоскостных расстояний AsBi (сплошная) и AsSb (пунктирная) относительно межплоскостных расстояний (111) матрицы GaAs в зависимости от содержания компонентов

Основные результаты и выводы работы

В заключении кратко сформулированы основные результаты диссертационной работы:

1. В результате анализа частиц As и AsSb в образцах, выращенных и отожженных в аналогичных условиях, показано, что включения AsSb имеют больший средний размер и меньшую концентрацию, что говорит о более высоких темпах эволюции этих частиц. По полученным экспериментальным данным определена энергия активации совместной диффузии As и Sb в эпитаксиальных слоях LT-GaAsSb: 0.7 ± 0.1 эВ, что заметно ниже, чем в LT-GaAs 0.87 эВ.
2. Для LT-GaAs и LT-GaAsSb методами ПЭМ, РДА и оптической спектроскопии поглощения показано, что концентрация антиструктурных дефектов As_{Ga} практически одинакова. Кроме того, показано, что при изначально малой (3%) доле Sb в эпитаксиальном слое ее содержание в преципитате достигает 80%. На основании этих данных предложен механизм, объясняющий более активное протекание диффузии в LT-GaAsSb, основанный на замещении Sb атомами избыточного As, за счет чего появляется дополнительный канал миграции Sb по междоузельному механизму.
3. Показано, что промежуточный нагрев (кратковременный подъем температуры во время роста), вопреки имеющимся представлениям, влияет на параметры преципитатов при постростовом отжиге низкотемпературных эпислоев. Это обусловлено, во-первых, активацией, даже при кратковременном нагреве до 250 °С, диффузии, что связано с высокой начальной концентрацией вакансий галлия. Во-вторых, влияние на преципитацию промежуточного нагрева обуславливается беспороговым характером формирования зародышей второй фазы. В результате при постростовом отжиге в слоях, подвергавшихся промежуточному нагреву, начинается массовый рост частиц, тогда как в неподвергавшихся промежуточному нагреву слоях только начинается процесс зародышеобразования.
4. Продемонстрировано, что на начальном этапе эволюции преципитат AsSb в LT-GaAsSb имеет неклассические ориентационные соотношения с матрицей $\{\bar{1}012\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle \bar{2}20\bar{1} \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$, не наблюдавшиеся для As, для которых характерны ориентационные соотношения $(0003)_p \parallel \{111\}_m$; $\langle 11\bar{2}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$ (классические). Показано, что переход частицы AsSb из неклассических ориентационных соотношений в классические определяется размером преципитата. Появление неклассических ориентационных соотношений связано с тем, что для частиц AsSb значительно выгоднее согласовывать с плоскостями $\{111\}$ матрицы плоскости $\{\bar{1}012\}$, а не

плоскости $\{0003\}$, как это происходит при классических ориентационных соотношениях. Обнаружены свидетельства возможного наличия кубической фазы в преципитатах AsSb с ориентационными соотношениями $\{\bar{1}00\}_p \parallel \{111\}_m$ и $\langle 0\bar{1}0 \rangle_p \parallel \langle 1\bar{1}0 \rangle_m$.

5. Проведены структурные исследования включений Bi в эпитаксиальных слоях LT-GaAsBi и LT-GaAs- δ Bi. Показано, что ориентация частиц Bi под воздействием отжига преобразуется аналогично тому, как это происходит с AsSb в LT-GaAsSb. Особенностью преципитации Bi является более высокая, чем Sb в AsSb, доля его содержания в частицах, достигающая 96%, а также переход к классическим ориентационным соотношениям при бóльших размерах частицы.

Публикации по теме диссертационного исследования в периодических научных изданиях, рекомендованных ВАК:

A1. Bert N., Ushanov V, **Snigirev L.**, Kirilenko D., Ulin V., Yagovkina M., Preobrazhenskii V., Putyato M., Semyagin B., Kasatkin I., Chaldyshev V., Metal-Semiconductor AsSb-Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03} Metamaterial// Materials, v.15, 21 (2022)

A2. **Снигирев Л. А.**, Ушанов В. И., Иванов А. А., Берт Н. А., Кириленко Д. А., Яговкина М.А., Преображенский В. В., Путятю М. А., Семягин Б. Р., Касаткин И. А., Чалдышев В.В. Структура и оптические свойства композитного метаматериала AsSb-Al_{0.6}Ga_{0.4}As_{0.97}Sb_{0.03}// ФТП, т.57, 1, с. 71 – 76 (2023)

A3. **Снигирев Л. А.**, Берт Н. А., Преображенский В. В., Путятю М. А., Семягин Б. Р., Чалдышев В. В. Влияние промежуточного низкотемпературного нагрева на преципитацию в нестехиометрическом GaAs// ФТП, т.57, 6, с. 507 – 512 (2023)

A4. **Снигирев Л. А.**, Мясоедов А. В., Берт Н. А., Преображенский В. В., Путятю М. А., Семягин Б.Р., Чалдышев В.В. Особенности микроструктуры наноразмерных преципитатов AsSb в LT-GaAsSb// ФТТ, т.65, 12, с. 2309 – 2316 (2023)

A5. Поленок Е.Д.; Берт Н.А., Иванов А.А., **Снигирев Л.А.**, Ушанов В.И., Преображенский В.В., Путятю М.А., Семягин Б.Р., Яговкина М.А., Чалдышев В.В. Формирование квазидвумерных слоев наночастиц висмута в эпитаксиальных пленках арсенида галлия// ФТТ, т.66, 9, с. 1514 – 1519 (2024)

Тезисы докладов и труды конференций:

A6. Снигирев, Л.А. Особенности преципитации в LT GaAs после предварительного низкотемпературного нагрева / Н.А.Берт, В.В. Преображенский, М.А. Путятю, Б.Р. Семягин, В.В. Чалдышев // Вторая объединенная конференция «Электронно-лучевые технологии и рентгеновская оптика в микроэлектронике»: тезисы докладов. — Черноголовка, 13–16 ноября 2023 г.

A7. Снигирев, Л.А. Микроструктура преципитатов AsSb в LT-GaAs по данным электронной микроскопии / А.В. Мясоедов, Н.А. Берт, В.В. Чалдышев // XXVIII Международный симпозиум «Нанопфизика и нанoeлектроника»: тезисы докладов. — Нижний Новгород, 11–15 марта 2024 г

A8. Поленок Е.Д. Брэгговский резонанс в системе слоев плазмонных наночастиц Bi в матрице GaAs / Берт Н.А.; Иванов А.А.; Преображенский В.В.; Путятю М.А.; Семягин Б.Р.; Снигирев Л.А.; Ушанов В. И.; Яговкина М.А.; Чалдышев В.В. // XVI Российская конференция по физике полупроводников: тезисы докладов. — Санкт-Петербург, 7-11 октября 2024 г.

Список используемой литературы

1. Maier S.A. Plasmonics: Fundamentals and applications // Plasmonics: Fundamentals and Applications. Springer US, 2007. P. 1–223.
2. Zhao D. et al. Plasmonic Saturable Absorbers // Adv Photonics Res. John Wiley & Sons, Ltd, 2021. Vol. 2, № 8. P. 2100003.
3. Crouse D. et al. Optical absorption by Ag precipitates in AlGaAs // J. Appl. Phys., 1997. Vol. 81, № 12. P. 7981–7987.
4. Melloch M.R. et al. Low-temperature grown III-V materials // Annual Review of Materials Science, 1995. Vol. 25, № 1. P. 547–600.
5. Lavrentieva L.G. et al. Defects in the GaAs and InGaAs layers grown by low-temperature molecular-beam epitaxy // Russian Physics Journal, 2006. Vol. 49, № 12. P. 1334–1343.
6. Melloch M.R. et al. Formation of arsenic precipitates in GaAs buffer layers grown by molecular beam epitaxy at low substrate temperatures // Appl. Phys. Lett., 1990. Vol. 57, № 15. P. 1531–1533.
7. Hung C.Y. et al. Annealing cycle dependence of preferential arsenic precipitation in AlGaAs/GaAs layers // Appl. Phys. Lett., 1998. Vol. 73, № 3. P. 330–332.
8. Lukin P. V. et al. Optical properties of GaAs structures containing a periodic system of layers of AsSb metal nano-inclusions // Semiconductors, 2012. Vol. 46, № 10. P. 1291–1295.
9. Silkin V.M. et al. Localized Surface Plasmon Resonance in Metamaterials Composed of $\text{As}_{1-z}\text{Sb}_z$ Semimetal Nanoparticles in $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}_{1-y}\text{Sb}_y$ Semiconductor Matrix // Nanomaterials, 2023. Vol. 13, № 8. P. 1355.
10. Ushanov V.I. et al. Plasmon resonance in new AsSb–AlGaAs metal–semiconductor metamaterials // Semiconductors, 2015. Vol. 49, № 12. P. 1587–1591.
11. Melloch M.R. et al. Low-temperature grown III-V materials // Annu. Rev. Mater. Sci., 1995. Vol. 25. P. 547–600.
12. Martin G.M. Optical assessment of the main electron trap in bulk semi-insulating GaAs // Appl. Phys. Lett., 1981. Vol. 39, № 9. P. 747–748.
13. Shaw D. Diffusion in Semiconductors // Springer Handbooks. Springer, Cham, 2017. 1–1 p.
14. Берт Н. А. и др. Структура слоев индия в низкотемпературном арсениде галлия и ее изменение при отжиге в интервале температур 500–700°C // ФТП, 1998. Т. 32, № 7. С. 769.
15. Schultz M. et al. Experimental and computer simulation studies of diffusion mechanisms on the arsenic sublattice of gallium arsenide // J. Appl. Phys., 1998. Vol. 83, № 10. P. 5295–5301.

16. Chaldyshev V. V. et al. Enhanced As-Sb intermixing of GaSb monolayer superlattices in low-temperature grown GaAs // Appl. Phys. Lett., 2001. Vol. 79, № 9. P. 1294–1296.
17. Васильев В.И. и др. Формирование тройных твердых растворов AIII^ВV на пластинах GaAs и GaSb за счет твердофазных реакций замещения // ФТП, 2015. Т. 49, № 7. С. 984.
18. Losurdo M. et al. Fundamental reactions controlling anion exchange during mixed anion heterojunction formation: Chemistry of As-for-Sb and Sb-for-As exchange reactions // J. Appl. Phys., 2006. Vol. 100, № 1.
19. Vasil'ev V.I. et al. Formation of A₃B₅ ternary solid solutions on GaSb plates by solid-state substitution reactions // J. Phys. Conf. Ser., 2014. Vol. 572, № 1.