

На правах рукописи

Никифоров Александр Иванович

Формирование наногетероструктур с квантовыми точками на основе германия в кремнии методом МЛЭ

Специальность 01.04.07 – «Физика конденсированного состояния»

**Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук**

Новосибирск 2016

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук (ИФП СО РАН).

Научный консультант

Пчеляков Олег Петрович - доктор физико-математических наук, профессор, заведующий отделом роста и структуры полупроводниковых материалов Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук.

Официальные оппоненты:

Георгий Эрнстович Цирлин - доктор физико-математических наук, заведующий лабораторией эпитаксиальных нанотехнологий Федерального государственного бюджетного учреждения высшего образования и науки «Санкт-Петербургский национальный исследовательский Академический университет Российской академии наук»;

Алексей Викторович Панин - доктор физико-математических наук, доцент, заведующий лабораторией физики поверхностных явлений Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук;

Лев Константинович Орлов - доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник отдела физики полупроводников Института физики микроструктур – филиал Федерального государственного бюджетного учреждения науки Федерального исследовательского центра Институт Прикладной Физики РАН.

Ведущая организация: Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Физический институт им. Лебедева Российской академии наук.

Защита состоится 21 февраля 2017 г. в 15 часов на заседании диссертационного совета Д.003.037.01 в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук по адресу: 630090, Новосибирск, проспект академика Лаврентьева, 13.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Федерального государственного бюджетного учреждения науки Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук и на сайте: http://www.isp.nsc.ru/comment.php?id_dissert=904

Автореферат разослан « ____ » _____ 2016 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор физико-математических наук

Погосов Артур Григорьевич



ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность

Развитие полупроводниковой науки, техники и технологии всегда двигалось по пути уменьшения размеров и расширения спектра применяемых материалов. Основа этого поступательного движения была заложена в Физико-техническом институте под руководством академика Ж.И. Алферова для гетероструктур на основе полупроводниковых соединений АЗВ5 [1]. В дальнейшем развитие этого направления развивалось с уменьшением геометрических размеров в область использования так называемых «квантовых точек» в качестве активных областей излучающих приборов [2]. В качестве квантовых точек выступали кристаллические кластеры, формирующиеся на поверхности в соответствии с механизмом роста Странского - Крастанова в результате самоорганизации.

Молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) – это метод создания гетероструктур, при котором формирование эпитаксиального слоя происходит на кристаллической подложке. Использование молекулярно-лучевой эпитаксии для создания структур на основе GeSi обладает неоспоримыми преимуществами по сравнению с другими методами, поскольку метод является совместимым с развитой кремниевой технологией. МЛЭ обладает широкими возможностями создания гетеросистем на основе GeSi с произвольным сочетанием слоев разного типа и состава. Метод МЛЭ позволяет управлять структурными свойствами получаемых объектов, их размерами и пространственным распределением.

Гетеросистема германий на кремнии представляет собой идеальный объект для изучения процесса роста тонких пленок по механизму Странского - Крастанова. Отличительной особенностью реализации этого механизма для данной системы является образование при некоторых условиях осаждения массива трехмерных островков германия на поверхности смачивающего слоя. При относительно низких температурах синтеза, такие островки не содержат дислокаций несоответствия даже после существенного превышения ими критических толщин. Прикладной интерес к нанокластерам Ge связан с успехами в разработке технологии получения достаточно однородного по размеру массива островков.

Наноструктуры на основе германия на кремнии привлекают внимание технологов ввиду больших успехов в создании новых перспективных приборов с использованием квантовых эффектов. Появляются светоизлучающие и фотоприемные кремний - германиевые устройства, позволяющие кремниевой технологии успешно конкурировать с традиционно оптоэлектронными материалами, такими как соединения III-V [3, 4, 5]. Намечились перспективы использования полупроводниковых материалов на основе германия и кремния, содержащих кристаллические Ge кластеры нанометровых размеров (квантовые точки), «встроенные» в матрицу Si. Интерес к

нанокластерам Ge в Si связан с успехами в разработке технологии получения достаточно однородного по размеру массива нанокластеров Ge, размеры которых удалось уменьшить до значений, обеспечивающих проявление эффектов размерного квантования вплоть до комнатной температуры. Совместимость разработанных методов с существующей кремниевой технологией изготовления дискретных приборов и схем также способствует развитию данной технологии.

Впервые для выявления одноэлектронных эффектов в гетеросистеме Ge-Si были использованы массивы саморганизованных островков, получаемых в результате реализации механизма роста по Странскому-Крастанову [6]. До этого времени основным способом создания таких структур была фотолитография, с присущим этому методу ограничением в минимальных размерах. Проявление эффекта самоорганизации упорядоченных массивов островков нанометровых размеров в гетеросистемах Ge-Si и InAs-GaAs позволило получать бездефектные квантовые точки предельно малых размеров (10 - 100 нм) с плотностью 10^{10} - 10^{12} см⁻² и привело к более четкому проявлению атомноподобных характеристик в электронных и оптических спектрах этих объектов. Но большая часть работ по исследованию электронных свойств квантовых точек выполнялась на основе соединений III-V. Технологии гетероэпитаксии соединений III-V позволяют создавать гетероструктуры I типа, что важно для оптических свойств систем, а малая величина эффективной массы носителей обеспечивает проявление эффектов размерного квантования при больших размерах островков. Первые исследования по квантовым точкам на основе соединений III-V были проведены авторами работ [7, 8] на структурах InAs-GaAs.

Для гетеросистемы германий на кремнии первой публикацией, в которой сообщается о наблюдении образования псевдоморфных полосок германия (теперь называемых квантовыми нитями), повторяющих очертания ступеней, и островков нанометровых размеров (ныне квантовых точек), является, по-видимому, работа [9], выполненная в ИФП СО РАН еще в 1974 году. При относительно низких температурах синтеза такие островки не содержат дислокаций несоответствия (ДН) даже после существенного превышения ими критических толщин, что наиболее ярко было показано в работах Eaglesham and Cerullo на Ge-Si [10] и Guha et al. на InGaAs-GaAs [11]. Именно после этих публикаций начался бурный рост исследований механизмов образования напряженных наноостровков и особенностей их самоорганизации, как имеющих практическое применение в нанoeлектронике. Благодаря успехам в разработке технологии получения нанокластеров Ge их размеры удалось уменьшить до значений, обеспечивающих проявление эффектов размерного квантования вплоть до комнатной температуры [12].

Анализу развития и современного состояния представлений о механизмах самоорганизации ансамблей квантовых точек при гетероэпитаксии посвящен ряд обзорных и теоретических работ [13, 14, 15 16].

Манипуляции и наблюдения над материей на атомном уровне привели к качественной революции в области нанотехнологий. Эти технологии позволяют изготавливать миниатюрные электронные и оптические приборы для хранения памяти, эффективные лазеры или электролюминесцентные диоды с необычным спектром, фотоэлектрические структуры с высокой эффективностью. Постоянное уменьшение масштаба открывает путь к производству квантовых наноструктур с ранее неизвестными свойствами. Одним из путей развития нанотехнологии является использование квантовых точек германия в кремнии, которые привлекают внимание, как в качестве модельной системы, так и благодаря их применению в электронной промышленности на основе кремниевых систем [17, 18, 19].

Квантовые точки могут создаваться литографическими методами, такими как травление фокусированными ионными пучками, фотолитография или селективное химическое травление. Альтернативный им и менее возмоздействуемый со стороны метод - это самоорганизация квантовых точек. Самоорганизация может проявляться в металлических, полупроводниковых и молекулярных материалах [20], но для нас важна самоорганизация в процессе гетероэпитаксии при молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Возможность выращивания нанокластеров германия в кремнии, которые остаются когерентными и имеют различные кинетически контролируемые формы [21], открыло возможность для исследования, контроля и использования таких самоорганизованных островков. В гетероэпитаксиальной технологии на основе SiGe, квантовые точки возникают в результате релаксации упругой деформации после роста смачивающего слоя, образующегося по механизму Странского-Крастанова (СК). Различие в параметрах решетки обеспечивает значительную двухосную деформацию несоответствия параллельно границе пленка/подложка, которая может быть частично снижена вследствие морфологической эволюции в перпендикулярном направлении. Мы будем рассматривать ситуацию только с бездислокационной пленкой, которая имеет больше перспектив использования ее в оптике или электронике. Это означает, что толщина пленки ограничена критической толщиной Мэтьюза [22] для сохранения когерентности пленки и подложки.

Для создания новых приборов необходимо изучить типичные характеристики квантовых точек с целью разработки соответствующих процессов их самоорганизации. Можно сформулировать следующие требования для того, чтобы сделать КТ полезными для устройств, работающих при комнатной температура: КТ должны иметь достаточно малый размер, чтобы получить достаточно глубокие локализованные состояния; массив КТ должны иметь хорошую равномерность и большую плотность; система

должна остаться когерентной и бездислокационной. Синтез самоорганизованных квантовых точек является одним из быстро развивающихся областей для прикладной физики и электронной инженерии. Множество способов были использованы для создания регулярных ансамблей квантовых точек с помощью спонтанной или вынужденной самоорганизации как на обычных подложках, так и искусственно структурированных. Спонтанные процессы самоорганизации ограничены распределением по размерам КТ [23]. Основные ростовые процессы направлены на оптимизацию условий роста, использование различной ориентации подложки, последовательности слоев и других параметров для достижения латеральной упорядоченности и уменьшения дисперсии по размерам.

Задача, которая стоит перед учеными и технологами - это изготовление плотных и однородных массивов сверхмалых квантовых точек на больших масштабах (как правило, на всей подложке). Ключевым вопросом будущих технологий на основе квантовых явлений является, сможет ли самоорганизация SiGe кластеров создать достаточно плотный массив квантовых точек с улучшенным управлением и контролем их свойства. Кроме того, гетероэпитаксия подразумевает использование различных материалов и легирующих примесей, которые также оказывают влияние на распределение упругих напряжений. В результате усиливается неравномерность распределения напряжений в островках, которое в свою очередь изменяет механизм роста и влияет на свойства квантовых точек. Поэтому крайне важно установить баланс основных движущих сил зарождения и роста квантовых точек для того, чтобы предсказать и понять явление их самоорганизации, тем самым определив пути улучшения их физических свойств в нанометровом масштабе.

Цель данной работы заключалась в решении фундаментальной проблемы физики конденсированного состояния – разработке физических основ молекулярно-лучевой эпитаксии наноструктур на основе кремния и германия, открывающего новые перспективы использования кремния как материала фотоники.

Для достижения этой цели необходимо было решить следующие **задачи**:

- 1) исследовать процессы морфологических трансформаций поверхности тонких пленок на основе германия непосредственно в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии;
- 2) установить основные закономерности образования и роста островков на основе германия на поверхности кремния, твердого раствора кремний-германий и окиси кремния;
- 3) изучить основные физические процессы при росте смачивающего слоя и изменении механизма роста от двумерного к трехмерному;

4) определить закономерности релаксации упругих напряжений при наращивании кремнием слоев германия и установить условия вертикального упорядочения нанокластеров германия в матрице кремния.

Для решения указанных задач были решены следующие технические и технологические проблемы:

1) разработана воспроизводимая технология создания плотного массива островков малого размера на основе германия как на поверхности, так и в объеме кремния;

2) разработана технология изготовления эпитаксиальных структур на основе кремния с произвольным профилем легирования, заданной толщиной и чередованием слоев с резкими технологическими границами для изготовления макетов различных приборных устройств;

2) модернизирована установка молекулярно-лучевой эпитаксии GeSi и разработана технология воспроизводимого роста эпитаксиальных структур с квантовыми точками высокой плотности и малого размера на основе германия в кремнии.

Объекты и методы решения. В качестве объектов исследования использовались пластины монокристаллического кремния разного типа и уровня легирования. Эпитаксия проводилась в ИФП СО РАН на установке молекулярно-лучевой эпитаксии «Катунь», разработанной ИФП СО РАН и изготовленной на Опытном заводе СО РАН. В процессе роста наногетероструктур с квантовыми точками на основе германия в кремнии анализ кристаллической структуры, морфологии поверхности, напряженного состояния и атомной структуры осуществлялся методом дифракции быстрых электронов с записью изменения картины ДБЭ и ее последующей обработкой. Дифракционный контроль процесса роста дополнен анализом морфологии поверхности и структуры получаемых слоев методами сканирующей туннельной микроскопии *ex situ* и высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопией поперечного среза. Данные СТМ позволили проследить эволюцию размеров и плотности островков германия, а методикой ПЭМ исследовалась эволюция изменения формы нанобъектов германия и их кристаллическая структура.

Научная новизна работы заключается в разработке физических основ молекулярно-лучевой эпитаксии наноструктур на основе кремния и германия. В диссертационной работе впервые решены следующие задачи:

1. Всесторонне изучен процесс роста пленки германия на поверхности Si(100) путем регистрации изменения интенсивности картины ДБЭ *in situ*. Построена структурная фазовая диаграмма, показывающая области существования напряженных и пластически релаксированных сплошных и островковых пленок германия на поверхности Si(100) в зависимости от толщины и температуры осаждения. Диаграмма включает в себя области существования двумерного смачивающего слоя, «hut»-кластеров, «dome»-

кластеров и область роста релаксированных пленок с дислокациями несоответствия в границе раздела.

2. На основе экспериментальных данных и расчета предложена качественная модель релаксации двумерной поверхностной решетки, объясняющая изменение ее параметра до значений, превышающих величину рассогласования параметров решеток германия и кремния в момент максимальной шероховатости поверхности за счет деформации краев островков.

3. Обнаружены осцилляции изменения параметра поверхностной атомной ячейки пленки Ge в плоскости роста при двумерном механизме роста. Они имеют тот же характер, что и осцилляции интенсивности зеркального рефлекса, но сдвинуты на полпериода. Изменение параметра двумерной решетки на стадии 2D роста обусловлено упругой деформацией краев двумерных островков.

4. Получены гетероструктуры с массивом квантовых точек германия малого размера с высокой плотностью в матрице кремния. Предельная плотность островков составляет $6 \times 10^{11} \text{ см}^{-3}$ при температуре осаждения 300°C с минимальным размером в основании 10-15 нм. Наименьший разброс (15 %) наблюдается у структур с наибольшей плотностью, т.е. выращенных при низких температурах и с высокой скоростью напыления. Это обусловлено одномоментным зарождением трехмерных островков и малой областью сбора адатомов в разрастающиеся "hut"-кластеры.

5. Впервые получены температурные зависимости толщины 2D-3D перехода для разной скорости осаждения Ge на поверхности Si(100). Критическая толщина имеет немонотонный характер, что связано со сменой механизмов роста смачивающего слоя от двумерно-островкового к двумерно-слоевому путем перемещения ступеней. Анализ механизмов роста показал, что в области наблюдаемого максимума толщины смачивающего слоя наблюдаются осцилляции интенсивности, наличие которых указывает на двумерно-островковый механизм роста.

6. Впервые установлена зависимость критической толщины перехода от двумерного механизма роста к трехмерному при росте пленок $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ на поверхности Si(100) от состава и температуры подложки. Температурная зависимость определяется увеличением шероховатости поверхности смачивающего слоя при низкотемпературном росте. При высокой шероховатости на поверхности пленки существует большее количество мест для упругих деформаций, таких как ступени и изломы. Эти места дают большую степень релаксации упругих напряжений, что в свою очередь увеличивает толщину 2D-3D перехода.

7. Показано, что с увеличением толщины $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ критическая толщина пленки Ge на слое твердого раствора для переходов 2D-3D и hut-dome уменьшается и выходит на насыщение. Уменьшение критических толщин

связано с накоплением упругой энергии в слое GeSi, которая суммируется с упругой энергией растущей пленки германия.

8. Впервые установлено, что при росте тройного соединения GeSiSn наблюдается немонотонная зависимость критической толщины перехода 2D-3D подобная зависимости, полученной при росте чистого Ge. Максимум зависимости смещен в низкотемпературную область, что вызвано наличием олова на поверхности роста, который выступает в качестве сурфактанта, ускоряющего поверхностную диффузию.

9. Установлена зависимость толщины пленки кремния, на которой происходит полная релаксация упругих деформаций от толщины ниже залегающего слоя германия. Данная зависимость разграничивает область с вертикальным упорядочением германиевых кластеров и область без упорядочения. Показано, что островки германия вертикально упорядочены в многослойной структуре для толщин кремниевого спейсера менее значений, на которых происходит полная релаксация упругих деформаций.

10. Обнаружено, что вертикальное упорядочение островков германия в многослойной структуре приводит к уменьшению их плотности с увеличением их размера. Уменьшение плотности происходит из-за сепарации мест зарождения островков при их вертикальном упорядочении, вследствие того, что над островками малого размера распределение упругих напряжений недостаточно для образования мест предпочтительного зарождения островков. Основания большинства островков стремятся к квадратной форме по мере увеличения количества слоев. Это может быть объяснено подавлением анизотропии поверхностной диффузии напряжениями, вызванными наличием слоя германия.

11. Показано, что толщина смачивающего слоя зависит от количества повторений слоев кремния и германия. Это связано с эффектом накопления энергии упругих деформаций с увеличением количества повторений. При малых толщинах кремниевого спейсера может быть реализована ситуация когда смачивающий слой не образуется вовсе и островки германия формируются непосредственно на поверхности кремния.

12. Получен массив островков германия на предварительно окисленной поверхности кремния ультра-малых размеров в основании менее 10 нм и высокой плотностью до 10^{12} см⁻². Показано, что в отличие от чистой поверхности, рост пленки германия на окисле кремния происходит без образования смачивающего слоя.

13. Обнаружено, что во время окисления поверхности Si(100) при температуре подложки 400°C и напуске кислорода в камеру до давления 2×10^{-5} Па наблюдается минимум интенсивности зеркального рефлекса картины ДБЭ, который соответствует максимальной шероховатости поверхности. Это указывает на покрытие поверхности окислом в 0.5 монослоя при послойном окислении.

Практическая значимость работы.

Проведенные исследования послужили основой для создания воспроизводимой технологии роста эпитаксиальных структур с квантовыми точками на основе германия в кремнии методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Предложены и реализованы технологические режимы роста для создания ультраплотного массива квантовых точек с минимальными размерами.

Разработана методика создания многослойных бездефектных эпитаксиальных гетероструктур с многократным чередованием слоев квантовых точек, используемая для создания макетов фотоприемников ИК диапазона. Высокое совершенство получаемых наногетероструктур обеспечило рекордно низкие темновые токи в этих приборах.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Области существования двумерного смачивающего слоя, «hut»-кластеров, «dome»-кластеров и «dome»-кластеров с дислокациями несоответствия в границе раздела образуют структурную фазовую диаграмму морфологического состояния пленки Ge в процессе роста на поверхности Si(100). Критические толщины пленки, разделяющие эти области, определяются изменением свободной энергии системы и зависят от температуры осаждения и толщины нанесенного слоя германия. Изменение морфологического состояния поверхности германия сопровождается существенным изменением поверхностной атомной ячейки германия в плоскости роста. Ее величина может достигать значений, превышающих величину рассогласования параметров решеток германия и кремния в момент максимальной шероховатости поверхности за счет деформации краев островков.

2. Изменение механизма роста определяет характер температурной зависимости критической толщины смачивающего слоя тонкой пленки германия на поверхности Si(100). Зависимость имеет немонотонный характер с максимумом, положение которого обусловлено сменой механизма роста смачивающего слоя от двумерно-островкового к двумерно-слоевому путем перемещения ступеней. Такого рода зависимость наблюдается при росте пленок Ge и тройного соединения GeSiSn. Критическая толщина перехода от двумерного механизма роста к трехмерному при росте пленок Ge_xSi_{1-x} на поверхности Si(100) определяется составом твердого раствора и зависит от температуры подложки. Увеличение шероховатости с понижением температуры обеспечивает большее количество мест упругих деформаций, таких как ступени и изломы, что приводит к большей степени релаксации упругих деформаций.

3. В процессе роста двумерного смачивающего слоя Ge на поверхности кремния происходит периодическое изменение параметра поверхностной атомной ячейки в плоскости роста, обусловленное упругой деформацией краев двумерных островков. Периодическое изменение параметра поверхностной атомной ячейки в плоскости роста имеет тот же характер, что и

осцилляции интенсивности зеркального рефлекса, но сдвинуты на полпериода в связи с тем, что максимальная деформация наблюдается в момент минимума интенсивности зеркального рефлекса, когда шероховатость поверхности максимальна.

4. Толщина пленки кремния, на которой происходит полная релаксация упругих деформаций, определяется толщиной напряженного слоя германия. При толщинах кремниевого спейсера менее требуемого для полной релаксации происходит вертикальное упорядочение кластеров германия. Вертикальное упорядочение вызывает уменьшение плотности и распределения островков германия по размерам. Накопление остаточной упругой энергии деформации с увеличением количества повторений чередующихся слоев Ge и Si приводит к уменьшению толщины смачивающего слоя германия вплоть до ее полного исчезновения. Это накопление происходит тем быстрее, чем выше температура осаждения и меньше толщина кремниевого спейсера.

5. В отличие от атомарно-чистой поверхности Si(100), рост пленки германия на окисле кремния происходит по механизму Фольмера-Вебера, т.е. без образования сплошного смачивающего слоя. Наличие окисного слоя приводит к уменьшению величины критической толщины напряженной пленки германия на порядок по сравнению с ростом на чистой поверхности кремния.

Апробация работы

Результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях:

9 Национальная конференция по росту кристаллов (НКРК2000), Москва (2000); Международной европейской материаловедческой конференции E-MRS, Strasbourg, France (1998, 2000, 2001, 2013); 11 International Conference On MBE, China, Beijing 2000; IV Российская конференция по физике полупроводников (1999, 2001, 2003, 2007, 2011); Совещание по росту кристаллов, пленок и дефектам структуры. Кремний-2002. Новосибирск (2002); E-MRS Fall Meeting, Warsaw, Poland (2003, 2013); Республиканской конференции по физической электронике, Ташкент, Узбекистан, (2003, 2005, 2009, 2013); 2 Int. SiGe Technology and Device Meeting, Frankfurt (Oder), Germany, (2004); Workshop on Low-dimensional semiconductor structures: growth, properties and applications, Aveiro, Portugal (2006); 12 Национальной конференции по росту кристаллов, Москва, (2006); Российская конференция и школа по актуальным проблемам полупроводниковой нанофотозлектроники «Фотоника», Россия, Новосибирск, (2008, 2011, 2015); Международный симпозиум «Нанозлектроника и нанозлектроника», Россия, Нижний Новгород, (1998, 1999, 2001, 2003, 2004, 2005, 2009, 2011, 2013, 2015); International Conference on Silicon Epitaxy and Heterostructures (2007, 2009,

2011); Международная научно-практическая конференция «Актуальные проблемы радиофизики», г. Томск, (2010, 2012); International Conference “Nanostructures: physics and technology”, Russia , St. Petersburg, (2002, 2004, 2005, 2010, 2011, 2012, 2015); Международная конференция «Кремний», Россия, (2007, 2008, 2009, 2010, 2012, 2014); International Conference on superlattices, nanostructures and nanodevices, China, Beijing, (2006, 2008, 2010, 2012); Novosibirsk-Tohoku Global COE Conference for young scientists, Russia, Novosibirsk, (2010); 16-th European workshop on molecular beam epitaxy (Euro-MBE 2011), France, Alpe d’Huez, (2011); Международный Симпозиум Нанотехнологии, Энергетика и Космос, Россия, Черноголовка (2011, 2012, 2013); The 30. European Conference on Surface Science, Antalya, Turkey (2014); Fifth European Conference on Crystal Growth, Bologna, Italy, (2015).

Публикации. По теме диссертации опубликовано, 45 статей, получен 1 патент на изобретения, перечень которых приведен в конце автореферата и в списке цитируемой литературы в конце диссертации. Данный список не включает многочисленные публикации в трудах отечественных и международных конференций, а также статьи и авторские свидетельства автора, напрямую не связанные с темой диссертации.

Объем и структура работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, заключения с общими выводами и содержит 252 страниц текста, включая 89 иллюстраций, 205 наименований списка цитируемой литературы.

Научная обоснованность и достоверность полученных экспериментальных результатов, представленных в диссертационной работе, определяется использованием широкого набора современного исследовательского и экспериментального оборудования и воспроизведением обнаруженных эффектов в других отечественных и зарубежных научных коллективах, о чем свидетельствуют ссылки на опубликованные автором работы по теме диссертации.

Личный вклад автора заключается в выборе направления исследований, постановке задачи, концепции проведения экспериментов. Автор лично проводил эксперименты по росту эпитаксиальных структур, участвовал в разработке методики регистрации и анализа картины ДБЭ. При личном непосредственном участии автора проводился анализ экспериментальных результатов, проведение оценок и расчетов, подготовка докладов и публикаций. В опубликованных трудах автору принадлежат результаты, которые вошли в сформулированные защищаемые положения.

Краткое содержание работы

Во введении сформулированы основы метода молекулярно-лучевой эпитаксии, приведены основные результаты и проблемы метода к началу выполнения исследований, представленных в диссертационной работе,

обоснована актуальность темы, сформулирована цель работы, научная новизна и практическая значимость полученных результатов, изложены положения, выносимые на защиту.

Первая глава посвящена исследованию процесса роста и механизма формирования кластеров германия на поверхности Si(100) в процессе МЛЭ методом регистрации изменения интенсивности картины ДБЭ *in situ*.

Синтез проводился в установке МЛЭ «Катунь-С», оснащенной двумя электронно-лучевыми испарителями для Si и Ge, легирующая примесь (Sb и В) испарялась из эффузионной ячейки. Аналитическая часть камеры состоит из квадрупольного масс-спектрометра, кварцевого измерителя толщины и дифрактометра быстрых электронов с энергией до 30 кВ. В процессе роста дифракционная картина регистрируется ССD-камерой и изображение вводится в персональный компьютер. Программное обеспечение позволяет следить со скоростью 10 кадров в секунду как за всем изображением, так и за выбранными участками дифракционной картины. Скорость роста Ge составляла 10 МС/мин, температура варьировалась от 200 до 700°С.

Изменения дифракционной картины качественно отражают изменение морфологии растущей пленки [А1-А6]. Исходная дифракционная картина со сверхструктурной перестройкой свидетельствует об атомарной чистоте поверхности. В процессе напыления германия до 4 монослоев (1 монослой – 0.14 нм) вид картины качественно не изменяется, что соответствует образованию так называемого смачивающего слоя. Дальнейшее напыление германия приводит к образованию трехмерных островков. Причиной смены механизма роста является накопленная упругая энергия системы вследствие рассогласования параметров решеток кремния и германия (4 %). Энергетически становится выгоднее образовывать трехмерные упруго напряженные островки. Образование «hut» - кластеров проявляется на дифракционной картине в виде появления тяжей. При изменении формы островков германия от «hut» - к «dome»- кластерам картина дифракции приобретает вид картины дифракции на просвет.

Количественную информацию можно получить из регистрации интенсивности дифракционной картины [А7-А11]. Анализ изменения интенсивности в азимуте [110] вдоль нулевого тяжа позволил разграничить области двумерного роста, роста «hut» - и «dome»- кластеров. Наблюдаемые осцилляции интенсивности зеркального рефлекса указывают на реализацию послойного механизма роста пленки германия на поверхности Si(100) в процессе роста смачивающего слоя. Изменение углового положения происходит в момент зарождения и роста «hut»-кластеров, что и дало возможность определить момент морфологической перестройки «hut»-кластеров в «dome»- кластеры. Для определения момента пластической релаксации «dome» - кластеров регистрировалось также и изменение интенсивности

дифракционной картины вдоль линии, пересекающей тяжи и объемные рефлексы. Расстояние между ними соответствует двумерной атомной ячейки a_{\parallel} в плоскости подложки. Расстояние между рефлексами, соответствующими отражениям $0\bar{1}$ и 01 , изменяется в процессе роста. Это может означать, что межатомное расстояние a_{\parallel} пленки Ge в плоскости (100) изменяет свою величину. Рефлексы от сверхструктуры (2x1) также претерпевают аналогичное изменение углового положения. Это изменение отражает деформацию элементарной поверхностной ячейки, которая возникает из-за рассогласования параметров решеток пленки и подложки. Изменение параметра элементарной поверхностной ячейки в процентах от начального значения, рассчитанного относительно исходной поверхности Si(100), приведено на рис. 1. По изменению расстояния между объемными рефлексами, соответствующими «dome»-кластерам, определен момент начала пластической релаксации пленки германия, содержащей в границе раздела сетку дислокаций несоответствия. Он соответствует толщине пленки германия, при которой изменение величины a_{\parallel} между начальным и конечным состоянием достигает стационарного состояния и составляет 4% [A11-A13]. Это значение совпадает с рассогласованием постоянных решеток германия и кремния параметр поверхностной двумерной ячейки в процессе роста пленки Ge на поверхности Si(100).

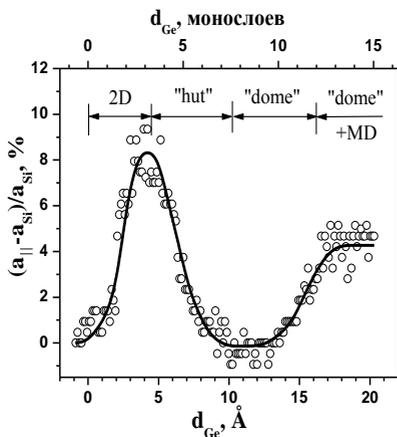


Рис. 1. Изменение параметра поверхностной двумерной ячейки в процессе роста пленки Ge на поверхности Si(100).

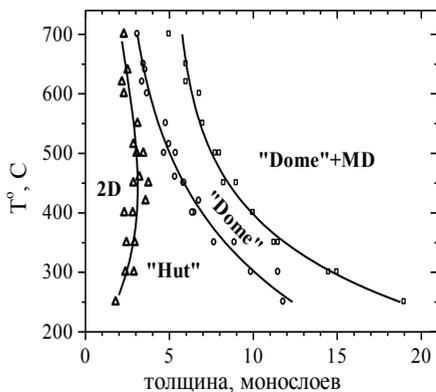


Рис. 2. Фазовая диаграмма структурного состояния пленки Ge на поверхности Si(100).

Наряду с дифракцией от поверхности наблюдается дифракция на про-свет пучка электронов, проходящих через объем островков. Наблюдаемый параметр двумерной ячейки в последнем случае отражает параметр ячейки в объеме островка германия, который сопряжен с кремниевой подложкой. Этот параметр по мере увеличения доли объемной дифракции при разрастании островков стремиться к значению, соответствующему объемного кремния. Следующей стадией изменения параметра поверхностной двумерной ячейки является пластическая релаксация пленки германия вследствие введения дислокаций несоответствия в границе раздела. В этом случае измеряемый параметр стремиться к значению равному для релаксированного германия, которые на 4% превышает исходный.

Таким образом, на основе полученных экспериментальных данных из анализа изменения интенсивности дифракционной картины в процессе роста была построена структурная фазовая диаграмма (Рис. 2), показывающая области существования напряженных и пластически релаксированных сплошных и островковых пленок германия на поверхности Si(100) в зависимости от толщины и температуры осаждения [A14-A17].

Как видно из представленной зависимости, параметр атомной поверхностной ячейки претерпевает существенные изменения. Сопоставляя полученную зависимость с фазовой диаграммой и видом дифракционной картины можно выделить области, соответствующие различным фазам роста пленки Ge на поверхности Si(100). В процессе двумерно-слоевого роста и начальной фазы появления “hut”-кластеров изменение параметра a_{\parallel} достигает 8%. Следующая область соответствует образованию и росту упруго релаксированных островков Ge в форме “hut”-кластеров. Затем происходит трансформация “hut”-кластеров в “dome”-кластеры и их последующий рост. Как известно, на стадии роста “dome”-кластеров на границе раздела Ge и Si формируется сетка дислокаций несоответствия, снимающая напряжения, вызванные несоответствием параметров решеток Si и Ge.

Количественный анализ начальной стадии роста пленки германия на кремнии выполнен на основе математического моделирования в рамках молекулярной статики с использованием потенциала Терсофа [A18]. Вычисления проводились с помощью пакета LAMMPS [24]. Моделирование было выполнено для островков Ge, имеющих форму прямоугольного параллелепипеда с квадратным сечением в основании. Стороны квадрата параллельны направлениям типа $\langle 110 \rangle$, а их длины L изменяются от 2 до 8 межатомных расстояний. В случае $L=2$ обозначим островки как 2×2 , а в случае $L=8$ – как 8×8 . На рисунке 3 для островков 2×2 , 3×3 , 4×4 и 8×8 представлены результаты расчета этих средних величин Δa_{\parallel} в зависимости от высоты среза. На каждом графике количество кривых равно числу исследованных островков разной высоты h_0 . Для островков 2×2 максимальное среднее значение составляет около 9%, а для островков 3×3 – около 8%.

Эти максимальные значения достигаются при $h_0=4\div 6$ МС. При дальнейшем увеличении латеральных размеров значения $\Delta a_{||}$ продолжает уменьшаться, но всегда превышают 4%.

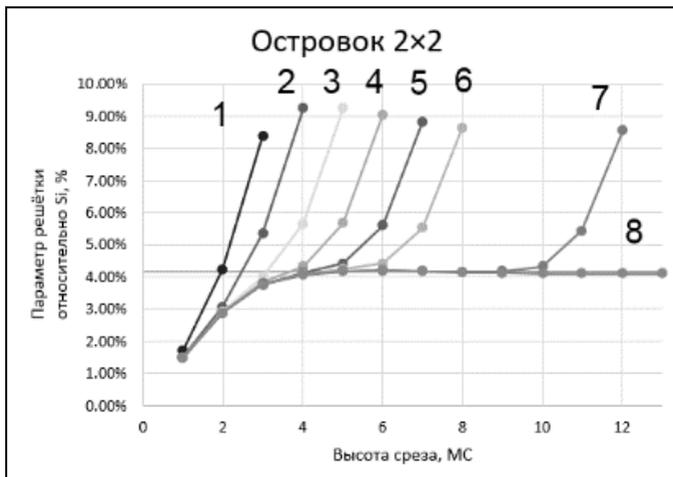


Рис. 3. Усредненные по площади поперечного сечения островка расчетные значения $[(a_{||\text{Ge}}-a_{\text{Si}})/a_{\text{Si}}]\cdot 100\%$ кристаллической решетки в зависимости от координаты Z (высоты среза) для островка 2×2 . Изменения параметра определялись для латеральных направлений типа $\langle 110 \rangle$. Высоты h_0 : 1 - $h_0=3$ МС, 2 - $h_0=4$ МС, 3 - $h_0=5$ МС, 4 - $h_0=6$ МС, 5 - $h_0=7$ МС, 6 - $h_0=8$ МС, 7 - $h_0=12$ МС, 8 - $h_0=24$ МС.

Особый интерес представляют данные о напряжениях в растущем слое, которые и является основной движущей силой наблюдаемых морфологических перестроек. Оценить эти напряжения можно было бы по изменению решетки растущей пленки Ge. Изменение решетки в процессе гетероэпитаксии может быть установлено из положения рефлексов картины ДБЭ. Это было продемонстрировано для определения момента релаксации в системах Ge/Si [25] и InAs/GaAs [26]. Подтверждение предположения об искажении двумерных островков при послойном росте получено в работах [27,28], в которых наблюдали периодическое изменение величины поверхностной двумерной ячейки для A_3B_5 и металлов. Можно предположить, что и в процессе послойного роста пленки Ge на Si должны наблюдаться периодические изменения параметра решетки, обусловленные деформацией двумерных островков. Ранее авторы [29] методом электронной микроскопии высокого разрешения поперечного среза показали, что атомы на краях ступеней могут сдвигаться от своего кристаллографически заданного по-

ложения вследствие их краевого положения. Тем самым элементарная ячейка около края ступней или края двумерного островка легче подвержены деформации в отличие от ячеек, находящихся вдали от края ступени.

На рис. 4 приведена зависимость параметра двумерной поверхностной ячейки (в процентах по отношению к значению $a_{||}$ для поверхности чистого кремния) в процессе роста пленки Ge на поверхности Si(100) и схема

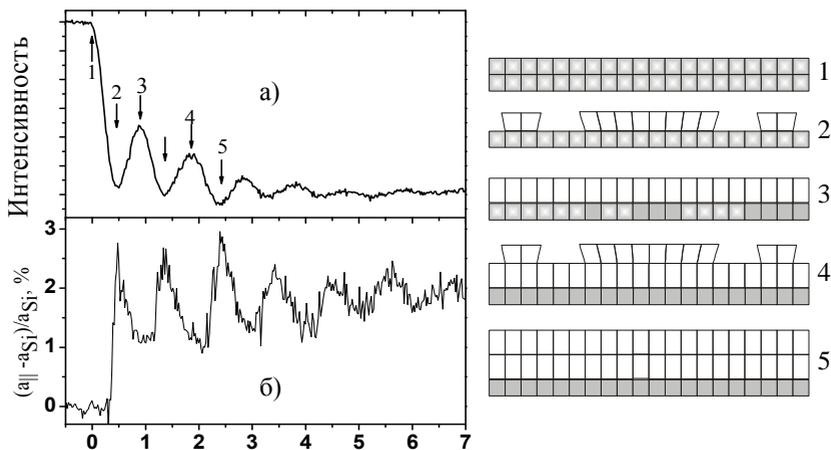


Рис. 4. Слева - изменение интенсивности зеркального рефлекса (а) и параметра двумерной поверхностной ячейки (б) в процессе роста пленки Ge на поверхности Si(100). Справа - схема изменения параметров решетки, закрашенные квадратики представляют элементарную ячейку кремния, а не закрашенные – германия. Цифрами 1-5 указаны стадии роста.

изменения параметров решетки [A19-A20]. На этом же рисунке показано и соответствующее изменение интенсивности зеркального рефлекса электронного пучка ДБЭ, отраженного от поверхности подложки. Как можно видеть из представленной зависимости значение $a_{||}$ изменяется в процессе роста, причем периодически. Периодическое изменение параметра двумерной ячейки Ge в плоскости (100) имеет тот же характер, что и осцилляции интенсивности зеркального рефлекса. Это говорит о том, что причина изменения как параметра $a_{||}$, так и интенсивности зеркального рефлекса одна и та же, а именно, периодическое изменение шероховатости поверхности растущей пленки. Как известно, подобное изменение обусловлено при послойном 2D росте зарождением и срастанием двумерных островков. Однако осцилляции параметра двумерной ячейки сдвинуты на полпериода по отношению к соответствующим осцилляциям зеркального пучка электро-

нов. Максимум осцилляций параметра решетки совпадает с минимумом осцилляций интенсивности при заполнении монослоя равном 0.5. Такое поведение означает, что при максимальной шероховатости поверхности упругая деформация двумерных островков максимальна и параметр двумерной атомной ячейки имеет наибольшее значение. При полном заполнении каждого монослоя островки срастаются, образуя гладкую поверхность, а двумерная поверхностная ячейка такой пленки достигает минимума. Уменьшение параметра $a_{||}$ для гладкой поверхности свидетельствует о том, что наибольшее увеличение поверхностной ячейки происходит на краях островков и при их срастании упругая деформация в плоскости роста уменьшается. Среднее значение параметра двумерной ячейки в процессе роста смачивающего слоя германия постепенно увеличивается.

Схематично изменение параметров решетки растущего слоя Ge по двумерно-слоевому механизму показано на рис. 5 [A21-A22]. Закрашенные квадратики представляют элементарную ячейку кремния, а не покрашенные – германия. Слева - изменение интенсивности зеркального рефлекса (а) и параметра двумерной поверхностной ячейки (б) в процессе роста пленки Ge на поверхности Si(100). Цифрами 1-5 указаны стадии роста, соответствующие минимуму и максимуму интенсивности. Цикличность изменения шероховатости обуславливает осцилляции наблюдаемых параметров. Гладкая поверхность сплошного слоя соответствует максимуму осцилляций зеркального пучка и минимуму осцилляций параметра поверхностной двумерной ячейки. Наличие двумерных упруго деформированных островков на поверхности роста вызывает уменьшение интенсивности зеркального рефлекса, а искажения решетки на краях островков - наблюдаемое увеличение поверхностной ячейки пленки германия. Осцилляции параметра $a_{||}$ регистрируются во всех интервалах температур и скоростей роста, когда присутствуют осцилляции зеркального пучка ДБЭ.

В главе 2 изучен переход от двумерного механизма роста к трехмерному для различных соединений на основе германия. Влияние температуры осаждения Ge на толщину смачивающего слоя в процессе роста на поверхности Si(100) анализировалось методом регистрации изменения интенсивности картины ДБЭ. Рост Ge осуществлялся при температуре подложки в диапазоне от 300 до 700°С (Рис.5).

Момент перехода от двумерного механизма роста к трехмерному определяется по резкому увеличению интенсивности рефлекса от трёхмерного объекта на ростовой поверхности [A11]. Критическая толщина смачивающего слоя, соответствующая переходу 2D-3D, определялась по пересечению касательной и минимума интенсивности. Наличие осцилляций интенсивности зеркального луча указывает на рост атомарно гладкой пленки по двумерно-слоевому механизму. Наряду с определением критической толщины смачивающего слоя проводился анализ механизма его роста по из-

менению интенсивности зеркального рефлекса ДБЭ в процесса осаждения германия для различных температур осаждения в диапазоне 300°C-700°C [A23].

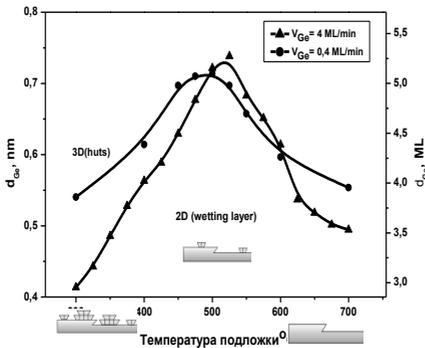


Рис. 5. Зависимость критической толщины пленки для перехода 2D-3D от температуры и скорости роста. Над графиками схематично показаны механизмы 2D роста.

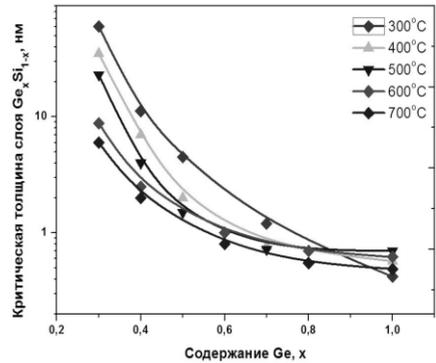


Рис. 6. Зависимости критических толщин перехода 2D-3D слоя твердого раствора Ge_xSi_{1-x} от состава и температуры подложки.

Исходя из характера изменения интенсивности зеркального рефлекса можно утверждать, что в области низких температурах (300°C-450°C) реализуется двумерный механизм роста за счет зародышеобразования островков на моноатомных террасах и их срастание. На это указывает наличие осцилляций интенсивности, характерные для данного механизма. В области температур 450°C - 525°C наблюдается сосуществование двумерных механизмов роста как за счет образования и роста двумерных островков, так и за счет перемещения атомных ступеней. При температурах осаждения выше 550°C доминирующим механизмом оказывается перемещение ступеней за счет встраивания адатомов в ее края. Это обусловлено увеличением длины миграции адатомов на поверхности роста, которые в результате миграции по террасе достигают ступеней и встраиваются в нее преодолевая барьер на краю ступени.

Методом регистрации изменения интенсивности и формы рефлексов картин ДБЭ в процессе роста пленки определялась толщина, при которой происходит изменение механизма роста от двумерного к трехмерному тонких пленок Ge_xSi_{1-x} . [A23, A25] Критическая толщина перехода 2D-3D, определяемая методом ДБЭ, заведомо меньше критической толщины, соответствующей пластической релаксации и введению дислокации несоответствия. На основе данных, полученных методом ДБЭ, построена диаграмма,

разграничивающая механизмы двумерного и трехмерного роста пленок $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ в диапазоне температур 300-700°C [A26]. Диапазон толщины $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ под графиком функции перехода 2D-3D определяет область, в которой происходит роста смачивающего слоя и растут бездефектные псевдоморфные двумерные слои (рис. 6).

Анализ шероховатости поверхности смачивающего слоя при различных температурах осаждения для одной толщины пленки показал, что при низкотемпературном росте шероховатость поверхности существенно больше. При высокой шероховатости на поверхности пленки существует большее количество мест для упругих деформаций, таких как ступени и изломы. Эти места дают большую степень релаксации упругих напряжений, что в свою очередь увеличивает толщину 2D-3D перехода.

Сравнение экспериментально полученных зависимостей перехода 2D-3D пленки $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ с расчетными выполнено из рассмотрения уравнения энергетического баланса. Во всем диапазоне составов $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ наблюдается хорошее соответствие экспериментальных результатов с расчетными при температуре роста 700°C. Нелинейная зависимость критической толщины пленки от содержания Ge в слое $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ связана с величиной накопленных упругих напряжений.

Осаждение чистого германия на уже осаждённый слоя твердого раствора $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ меняет критическую толщину слоя Ge для морфологических переходов 2D-3D и hut-dome в сторону её уменьшения по сравнению с ростом германия непосредственно на поверхности Si(100) [A27-A28]. Это вызвано накоплением дополнительной запасённой упругой энергии в слое твердого раствора $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$, величина которой определяется толщиной пленки. Наличие предварительно нанесенного слоя $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ изменяет не только величины критических толщин морфологических переходов, но и влияет на свойства массива островков германия на нем. Полученные зависимости критической толщины пленки Ge для переходов 2D-3D и hut-dome от толщины слоя твердого раствора $\text{Ge}_{0.3}\text{Si}_{0.7}$ представлены на рис. 8 [A29]. Наблюдаются нелинейные зависимости критической толщины пленки Ge для морфологических переходов 2D-3D и hut-dome, спадающие с увеличением толщины $\text{Ge}_{0.3}\text{Si}_{0.7}$. С увеличением толщины пленки твердого раствора одинакового состава происходит уменьшение критических толщин, так как происходит усиление влияния накопленных упругих напряжений. Результаты расчета представлены на рис. 7 наряду с полученный экспериментальной зависимостью критической толщины перехода 2D-3D. Расчетная зависимость проходит несколько ниже экспериментальной. Это связано с тем, что при расчете не принимали во внимание кинетические ограничения, из-за которых критическая толщина может принимать большие значения.

В расчете для определения критической толщины пленки германия (d_{Ge}), осаждаемой на слой твердого раствора Ge_xSi_{1-x} , использовалось условие баланса для суммарной энергии системы:

),

- модули упругости и поверхностная энергия Ge и GeSi, соответственно. Меняя толщину слоя твердого раствора можно определить при этом критическую толщину пленки Ge.

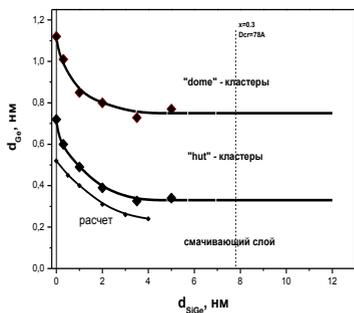


Рис. 7. Зависимости критической толщины морфологических переходов пленки Ge от толщины слоя $Ge_{0.3}Si_{0.7}$.

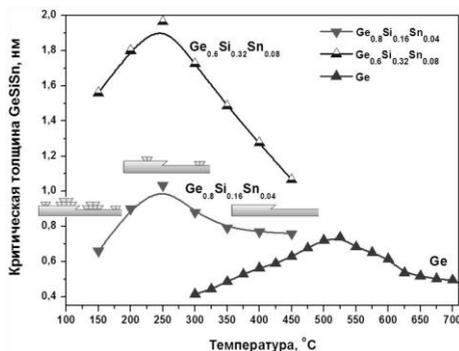


Рис. 8. Температурная зависимость перехода 2D-3D при эпитаксии $Ge_{1-x-y}Si_xSn_y$ на кремнии (100).

Методика, применяемая для анализа начальных стадий роста тонких пленок германия на кремнии, была использована и для случая роста тонких пленок $Ge_{1-x-y}Si_xSn_y$ на кремнии. И для этой системы метод регистрации изменения интенсивности картины ДБЭ в процессе роста позволил определить критическую толщину перехода от двумерного механизма роста к трехмерному. Измерения проводились в диапазоне температур от 150 до 450 °C. Процесс роста пленки $Ge_{1-x-y}Si_xSn_y$ качественно соответствует процессу гетероэпитаксии пленки Ge на поверхности Si(100).

Изменение дифракционной картины в процессе роста пленок германия и $Ge_{1-x-y}Si_xSn_y$ на Si(100) ведут себя похожим образом [A30-A32]. Методом регистрации изменения интенсивности картин ДБЭ в процессе эпитаксиального роста была определена критическая толщина перехода от двумерного механизма роста к трехмерному для гетероструктур $Ge_{1-x-y}Si_xSn_y/Si(100)$ в зависимости от температуры осаждения и состава. Для корректного сравнения результатов измерения параметр решетки слоя твердого раствора $Ge_{1-x-y}Si_xSn_y$ был выбран равным параметру решетки Ge. Темпера-

турная зависимость толщины смачивающего слоя имеет немонотонный характер с максимумом (рис. 8) [A34-A33]. Такое поведение обусловлено изменением механизма роста от двумерно-островкового роста к росту за счет движения ступеней как и в случае роста чистого Ge на поверхности кремния. Для сравнения полученных результатов на рис.8 приведена зависимость толщины смачивающего слоя при росте чистого германия на поверхности Si(100). При низких температурах часть адатомов из-за их малой подвижности не достигают краев двумерных островков. В результате этого происходит многоуровневый рост в результате которого двумерные островки могут зарождаться не только на заполненной террасе, но и на поверхности самих двумерных островков. Многоуровневые островки вызывают высокую поверхностную шероховатость поверхности роста и могут трансформироваться в трехмерные островки. При росте температуры подложки плотность многоуровневых островков и шероховатость поверхности уменьшается, тем самым обеспечивая увеличение толщины смачивающего слоя. Наличие осцилляций интенсивности картины ДБЭ подтверждает, что эпитаксиальный рост протекает по двумерно-островковому механизму.

В главе 3 на основе измерения параметра элементарной поверхностной двумерной ячейки определена толщина пленки кремния, на которой происходит полная релаксация упругих деформаций, вызванных ростом на напряженном слое германия. Определено относительное изменение параметра поверхностной элементарной ячейки пленки германия и кремния при их последовательном напылении на поверхности Si(100)-2x1 для различных толщин германия [A35].

Особенностью метода ДБЭ является регистрация изменения параметра поверхностной элементарной ячейки *in situ*, т.е. непосредственно в процессе роста [A36]. Максимальное значение параметра кристаллической решетки достигается в месте расположения слоя германия и затем происходит плавное изменение значения параметра до исходного, равного кристаллической решетки ненапряженного кремния. Полученное изменение параметра кристаллической решетки качественно совпадает с поведением параметра поверхностной элементарной ячейки и подтверждает предположение о постепенной релаксации упругих деформаций.

Измерялось изменение параметра $a_{||}$ по картине RHEED как в процессе формирования германиевого слоя, так и последующего кремниевого [A37-A39]. Причем слой германия мог иметь различное морфологическое состояние. На рис. 9 показано изменение параметра поверхностной элементарной ячейки нормированное на единицу для удобства обработки и представления результатов в процессе роста кремния на слое германия различной толщины. На основе этих данных определяются толщины слоя кремния для различных толщин промежуточного слоя германия, при которых, достигается значение параметра поверхностной решетки соответствующее

объемному материалу – кремнию. Точка выхода на насыщение каждой из этих зависимостей соответствует толщине, при которой достигается полная релаксация. Измерения проводились при температуре подложки 500°C. Параметр $a_{||}$ в процессе роста пленки кремния на слое германия постепенно стремится к величине, характерной для объемного материала и отражает процесс релаксации упругих напряжений.

Полная релаксация напряжений в пленке кремния, вызванная наличием захороненного слоя германия, зависит от толщины зарращиваемого слоя германия и достигается на толщине, при которой параметр $a_{||}$ достигает

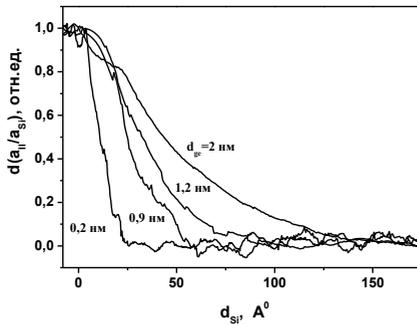


Рис. 9. Изменение параметра поверхностной элементарной ячейки в процессе роста кремния на слое германия различной толщины.

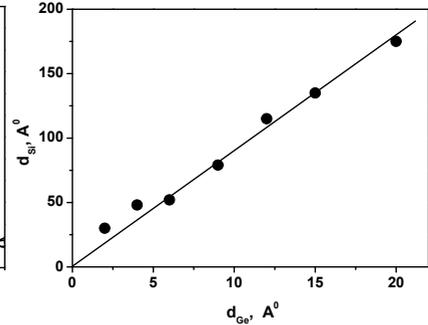


Рис. 10. Зависимость толщины эпитаксиального слоя Si, требуемого для полной релаксации упругих искажений в системе от толщины зарращиваемого слоя Ge.

начального значения. Экспериментальные результаты достаточно хорошо описываются линейной зависимостью, проходящей через начало координат. Контроль толщины, при которой достигается полная релаксация, необходим для реализации вертикально упорядоченных островков германия в матрице кремния. Следует ожидать, что вертикальное упорядочение будет реализовываться в условиях, когда поверхность пленки кремния уже не будет упруго напряжена в результате наличия захороненного слоя германия. В этом случае эпюра распределения упругих напряжений на поверхности пленки кремния будет неоднородна, и иметь максимумы над островками германия. Эти точки будут служить местами зарождения островков германия следующего слоя, а их расположение будет вертикально упорядочено. Область толщин слоев германия и кремния, лежащая ниже прямой линии на рис.10 соответствует области вертикального упорядочения германиевых кластеров. В области выше этой прямой корреляции положения островков не будет наблюдаться. Вертикальное упорядочение островков германия в матрице кремния было подтверждено методом ТЕМ-

изображение высокого разрешения. Таким образом, неравномерные по поверхности растущей пленки Si упругие напряжения, обусловленные наличием островков германия, распространяются на глубину более толщины прослойки кремния, что ведет к организации роста квантовых точек друг над другом.

Анализ интенсивности дифракционной картины в процессе роста слоев германия в структуре $(\text{Ge}/\text{Si})_n$, где n – количество повторений в периодической структуре, позволил количественно оценить изменение толщины смачивающего слоя (т.е. толщины, при которой наблюдается переход от двумерного роста к трехмерному) в случае наличия упругих деформаций на поверхности кремния. Эти деформации обусловлены наличием заросших слоев германия. На основе приведенных измерений была установлена зависимость толщины смачивающего слоя от количества повторений в периодической структуре $(\text{Ge}/\text{Si})_n$ для различных температур роста (Рис. 11). Толщина слоев германия составляла 6 монослоев, толщина кремниевого спейсера 3 нм. Толщина смачивающего слоя соответствует толщине, на которой происходит изменение от двумерного механизма роста к трехмерному. Была также определена зависимость толщины смачивающего слоя от толщины Si слоя (спейсера) между слоями германия при толщине слоя германия равной 6 монослоев и температуре эпитаксии 500°C (Рис. 12). Толщина смачивающего слоя слабо зависит от температуры роста в диапа-

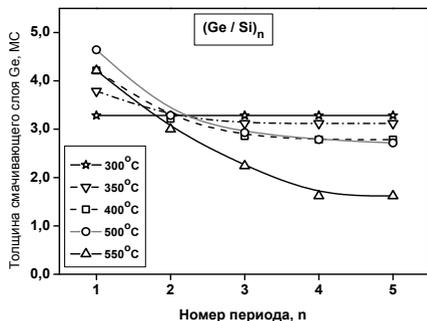


Рис. 11. Зависимость толщины смачивающего слоя от количества повторений в периодической структуре $(\text{Ge}/\text{Si})_n$ для различных температур роста

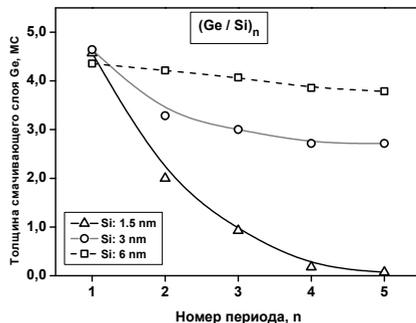


Рис. 12. Зависимость толщины смачивающего слоя от толщины Si слоя (спейсера) между слоями германия в периодической структуре $(\text{Ge}/\text{Si})_n$ для температуры роста 500°C.

зоне 300-500°C для всех слоев Ge, кроме первого. В процессе формирования первого слоя Ge изменение толщины смачивающего слоя определяется особенностями механизма роста на начальной стадии эпитаксии Ge на ненапряженной поверхности Si(100). На толщину смачивающего слоя после-

дующих повторений уже более сильное влияние оказывает деформация решетки вследствие имеющихся напряжений. Таким образом, напряженное состояние поверхности пленки кремния определяется в основном толщиной слоя, а не температурой эпитаксии. Влияние толщины спейсера сказывается более существенным образом. При больших значениях толщина смачивающего слоя не изменяется от количества повторений. Это наблюдается при толщинах слоя кремния, достаточных для полной релаксации напряжений. Присутствие спейсера малой толщины приводит к практически полному исчезновению смачивающего слоя. Наличие значительной деформации решетки приводит к смене механизма роста Странского-Крастанова на механизм Фольмера-Вебера, когда при гетероэпитаксии островки формируются сразу, без образования смачивающего слоя.

Глава 4 посвящена изучению механизма роста тонкой пленки германия на окисленной поверхности кремния.

Размеры островков уменьшаются при снижении температуры осаждения германия. Минимальные размеры островков германия, получаемые при росте на чистой поверхности кремния, составляют 15 нм. Дальнейшее уменьшение размеров за счет снижения подвижности адатомов или увеличения их плотности с увеличением скорости напыления технологически затруднены. С целью уменьшения размеров и увеличения плотности необходимо подключать иные механизмы, влияющие на процесс зародышеобразования. Это может быть нанесение материала сурфактанта, которое существенно изменяет параметры поверхностной диффузии адатомов. Подобное воздействие оказывает и наличие тонкого окисного слоя на поверхности кремния перед нанесением германия. Для этого рост германия осуществляется на атомарно чистой окисленной поверхности, которая подготавливается непосредственно в установке МЛЭ.

В зависимости от температуры осаждения германия, на поверхности кремния может остаться часть пленки окисла, которая не успела десорбироваться в начале роста пленки Ge. Это происходит при температурах роста от 460 до 570°C. При понижении температуры островки германия растут неэпитаксиально подложке и разделены на границе раздела окисным слоем. Но на открытых от окисла участках могут зарождаться островки германия, разрастаясь затем даже на слой SiO₂ [30]. Эпитаксиальные структуры с островками германия на окисном слое в матрице кремния оказались интересным объектом с точки зрения их оптических свойств. Была обнаружена интенсивная фотолуминесценция при комнатной температуре в области 2-3 эВ [31].

В процесс окисления регистрировалось изменение интенсивности различных рефлексов картины ДБЭ [A40-A42]. Для измерения толщины окисла *in situ* использовался эффект осцилляции зеркального рефлекса в процессе окисления поверхности Si. Минимум интенсивности зеркального

рефлекса соответствует максимальной шероховатости поверхности, т.е. покрытию поверхности окислом толщиной 0.5 ML. В дальнейшем его интенсивность повышается и стремится к стационарному значению. Образование второго и последующих слоев окисла не приводит к изменению интенсивности зеркального рефлекса, так как морфология поверхности не меняется.

Для анализа начальной стадии роста пленки германия на окисленной поверхности кремния проводилась регистрация изменения интенсивности зеркального рефлекса и рефлекса трехмерной дифракции (3D-рефлекс) [A43]. Эти величины очень чувствительны к изменению шероховатости поверхности, а возникновение 3D-рефлекса указывает на наличие трехмерных объектов на исследуемой поверхности. На рис. 13 приведено характерное изменение интенсивности этих рефлексов в процессе роста пленки Ge

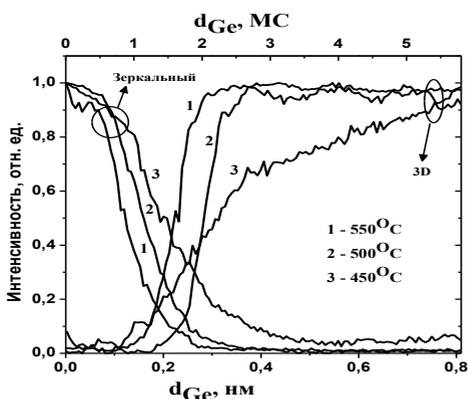


Рис. 13. Изменение интенсивности зеркального и 3D рефлексов в процессе роста пленки Ge при различной температуре подложки на окисленной поверхности Si(100).

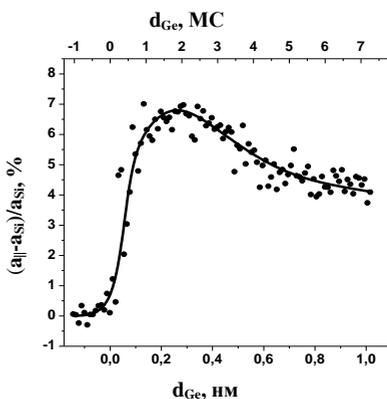


Рис. 14. Изменение интенсивности дифракционной картины (а) вдоль линии, пересекающей тяжи и 3D-рефлексы, а также изменение a_{\parallel} (б) в процессе роста пленки Ge.

на окисленной поверхности Si(100). Интенсивность этих рефлексов изменяется уже после напыления одного монослоя и осцилляции интенсивности зеркального рефлекса не наблюдаются. Это свидетельствует об отсутствии такой стадии роста, как образование смачивающего слоя. Во время напыления первого монослоя на поверхности SiO₂ образуется адсорбционный слой германия, который со второго монослоя трансформируется в трехмерные островки. Таким образом, в отличие от механизма роста Странского-Крастанова, который реализуется на чистой поверхности кремния, на поверхности окисленного кремния рост пленки германия протекает по меха-

низму Фольмера-Вебера. Влияние температуры осаждения германия не изменяет характер изменения морфологии поверхности. При существенном понижении температуры (ниже 500°C) наблюдается плавное изменение интенсивности, обусловленное сосуществованием нескольких фаз на ростовой поверхности.

Полученных данных недостаточно для анализа напряженного состояния начальных стадий роста тонкой пленки германия на окисленной поверхности кремния. Для анализа деформаций решетки германия измерялось изменение параметра элементарной поверхностной двумерной ячейки a_{\parallel} [A44-A45]. Для этого регистрировалось изменение расстояния между рефлексами дифракционной картины, которое соответствует параметру a_{\parallel} . На рис. 14 показано изменение a_{\parallel} в процессе роста пленки Ge на окисленной поверхности относительно значения, соответствующего поверхности кремния. Из представленной зависимости видно, что рост сопровождается существенным изменением поверхностной ячейки решетки Ge относительно этого параметра для Si, остающегося постоянным. Это изменение достигает 7%, как это наблюдалось и в случае роста на чистой поверхности Si(100) [A12]. Вначале происходит рост упруго напряженных островков, затем значение a_{\parallel} уменьшается до величины объемного германия, что свидетельствует о полной пластической релаксации островков. Характер изменения параметра a_{\parallel} аналогичен тому, что наблюдается в процессе гетероэпитаксии германия на чистой поверхности Si(100), но область существования напряженных островков Ge значительно меньше и появившиеся трехмерные островки уже после напыления одного монослоя германия имеют максимальное значение параметра двумерной поверхностной ячейки. По мере напыления германия параметр элементарной поверхностной двумерной ячейки уменьшается до величины объемного германия. Пластическая релаксация островков становится заметной уже при напылении 3-4 монослоев германия и после 6-7 монослоев практически завершается. Таким образом область существования упруго напряженных островков существенно меньше по сравнению с ростом на чистой поверхности кремния и составляет всего 2-3 монослоя германия.

Основные результаты и выводы.

1. Установлены закономерности морфологического перехода, определяющего механизм роста Странского-Крастанова, при гетероэпитаксиальном росте тонких пленок на основе германия на поверхности Si(100) - перехода от двумерного механизма роста к трехмерному. Этот переход происходит при достижении критической толщины, значение которой зависит не только от кинетических и термодинамических параметров ростового процесса, но и реализуемого в конкретных условиях механизма двумерного роста. Влияние этих параметров и механизмов происходит через изменение

потенциально выгодных мест релаксации упругих деформаций, таких как ступени и изломы. Это явление обуславливает существенные изменения поверхностной атомной ячейки германия в плоскости роста.

2. Обнаружено, что для гетеросистем Ge/Si(100) и GeSiSn/Si(100) критическая толщина перехода от двумерного механизма роста к трехмерному имеет немонотонный характер с максимумом. Изменение характера зависимости критической толщины связано со сменой механизма двумерного роста смачивающего слоя от двумерно - островкового на двумерно - слоевой путем перемещения ступеней. Анализ механизмов роста подтвердил, что в области наблюдаемого максимума толщины смачивающего слоя наблюдаются осцилляции интенсивности, наличие которых указывает на двумерно - островковый механизм роста. Смещение точки перегиба при изменении скорости роста вызвано увеличением поверхностной длины диффузии адатомов. Максимум зависимости критической толщины для гетеросистемы GeSiSn/Si(100) смещен в низкотемпературную область, что вызвано наличием олова на поверхности роста, которое выступает в качестве сурфактанта, ускоряющего поверхностную диффузию.

3. Показано, что критическая толщина перехода от двумерного механизма роста к трехмерному при росте пленок Ge_xSi_{1-x} на поверхности Si(100) определяется не только рассогласованием параметров решетки для различного содержания германия в твердом растворе, но и существенным образом зависит от температуры осаждения. Влияние температуры роста проявляется путем увеличения шероховатости поверхности пленки при понижении температуры. При высокой шероховатости на поверхности пленки существует большее количество мест для упругих деформаций - многоуровневых островков с высокой плотностью ступеней и изломов. Эти места дают большую степень релаксации упругих напряжений, что в свою очередь увеличивает толщину 2D - 3D перехода.

4. Обнаружено периодическое изменение параметра поверхностной элементарной ячейки пленки Ge в плоскости роста в процессе ее роста на поверхности кремния при МЛЭ. Осцилляции изменения параметра поверхностной атомной ячейки имеют тот же характер, что и осцилляции интенсивности зеркального рефлекса, но сдвинуты на полпериода. Изменение параметра двумерной решетки на стадии двумерного роста смачивающего слоя обусловлено упругой деформацией краев двумерных островков.

5. Показано, что с увеличением толщины двумерного слоя Ge_xSi_{1-x} критическая толщина морфологических переходов 2D - 3D и hut - dome пленки Ge, растущего на твердом растворе, уменьшается. Уменьшение критических толщин связано с накоплением упругой энергии в слое GeSi, которая суммируется с упругой энергией растущей пленки германия пока не достигает значения необходимого для изменения механизма роста на трехмерный.

6. Получена структурная фазовая диаграмма, показывающая области существования напряженных сплошных и островковых пленок германия на поверхности Si(100) и пластически релаксированных в зависимости от толщины и температуры осаждения. Диаграмма включает в себя области существования двумерного смачивающего слоя, «hut»-кластеров, «dome»-кластеров и область роста релаксированных пленок с дислокациями несоответствия в границе раздела. С учетом этой диаграммы могут быть получены кластеры германия требуемой плотности, размера и формы.

7. Установлена зависимость толщины пленки кремния, на которой происходит полная релаксация упругих деформаций от толщины ниже залегающего слоя германия. При толщинах кремниевого спейсера менее требуемого для полной релаксации упругих деформаций происходит вертикальное упорядочение кластеров германия. Вертикальное упорядочение в многослойной структуре приводит к уменьшению плотности и распределения островков германия по размерам. Уменьшение плотности hut-кластеров при их вертикальном упорядочении происходит из-за сепарации мест зарождения островков при неравномерном распределении упругих деформаций на поверхности кремния.

8. Накопление остаточной упругой энергии деформации с увеличением количества повторений чередующихся слоев Ge и Si приводит к уменьшению толщины смачивающего слоя германия вплоть до ее полного исчезновения. Это накопление происходит тем быстрее, чем выше температура осаждения и меньше толщина кремниевого спейсера. В предельном случае, когда смачивающий слой не образуется, механизм роста Странского-Крастанова меняется на механизм роста Фальмера-Вебера.

9. Установлено, что в отличие от чистой поверхности, рост пленки германия на окисле кремния происходит без образования смачивающего слоя, т.е. по механизму Фальмера-Вебера. Минуя стадию роста смачивающего слоя, формируются упруго напряженные островки германия малого размера и высокой плотности, на порядок превышающей плотность германиевых кластеров на чистой поверхности Si(100). Наличие окисного слоя приводит к уменьшению величины критической толщины напряженной пленки германия.

10. Обнаружено, что во время окисления поверхности Si(100) при пуске кислорода в камеру МЛЭ протекает по двумерно-островковому механизму. Это сопровождается изменением интенсивности зеркального рефлекса картины ДБЭ с появлением минимума при покрытии поверхности окислом в 0.5 монослоя. Образование второго и последующих слоев окисла не приводит к изменению интенсивности зеркального рефлекса, так как граница раздела окисел-кремний оказывается в глубине гетероструктуры и морфология поверхности не изменяется.

Список основных работ автора по теме диссертации

[A1] V.A. Markov. In situ RHEED control of direct MBE growth of Ge quantum dots on Si (001). / V.A. Markov, A.I. Nikiforov, O.P. Pchelyakov // J.Cryst. Growth – 1997 - V.175/176 - P.736-740.

[A2] O.P. Pchelyakov. Surface Processes and Phase Diagrams in MBE Growth of Si/Ge Heterostructures. / O.P. Pchelyakov, V.A. Markov, A.I.Nikiforov, L.V. Sokolov // Thin Solid Films, - 1997 – V.306 –P. 299-306.

[A3] I.G. Neizvestni. RHEED oscillation during the MBE process under the coexistence of step flow and two-dimensional nucleation growth modes. / I.G. Neizvestni, A.I. Nikiforov, O.P. Pchelyakov, L.V. Sokolov, N.L. Shwartz, and Z.Sh. Yanovitskaya // Phys.Low-Dim.Struct., - 1999 - , T.1/2 – Стр.81-96.

[A4] A.I. Nikiforov. RHEED investigation of limiting thickness epitaxy during low-temperature Si-MBE on (100) surface / A.I. Nikiforov, B.Z. Kanter and O.P. Pchelyakov // Thin Solid Films – 1998 – V.336 – P. 179-182.

[A5] О.П.Пчеляков. Прямой синтез наноструктур при молекулярно-лучевой эпитаксии германия на кремнии / О.П.Пчеляков, А.В.Двуреченский, В.А.Марков, А.И.Никифоров, А.И.Якимов // Известия АН, сер. Физическая – 1999 - Т.63 - №2 – Стр.228-234.

[A6] V.A. Markov. RHEED studies of nucleation of Ge islands on Si(001) and optical properties of ultra-small Ge quantum dots. / V.A. Markov, H.H. Cheng, Chih-ta Chia, A.I. Nikiforov, V.A. Cherepanov, O.P. Pchelyakov, K.S. Zhuravlev, A.B. Talochkin, E. McGlynn, M.O. Henry // Thin Solid Films – 2000 – V.369 –P.79-83.

[A7] O.P.Pchelyakov. Atomistic aspects of silicon-germanium nanostructures formation by molecular beam epitaxy. / O.P.Pchelyakov, Yu.B.Bolkhovityanov, A.I.Nikiforov, B.Z. Olshanetsky, L.V. Sokolov, S.A. Teys, and B. Voigtlaender // Atomistic aspects of Epitaxial Growth, ed. M.Kortla et al., Kluwer Academic Publishers – 2002 – P.371-381.

[A8] O.P. Pchelyakov. Molecular beam epitaxy of silicon-germanium nanostructures. / O.P. Pchelyakov, Yu.B. Bolkhovityanov, A.V. Dvurechenskii, A.I. Nikiforov, A.I. Yakimov, B. Voigtlaender // Thin Solid Films – 2000 – V.367 – P.75-84.

[A9] О.П. Пчеляков. Молекулярно-лучевая эпитаксия наноструктур на основе кремния и германия. / О.П. Пчеляков, Ю.Б. Болховитянов, А.В. Двуреченский, Л.В. Соколов, А.И. Никифоров, А.И. Якимов // ФТП – 2000 - Т.34 - №11 – Стр.1281-1299.

[A10] О.П. Пчеляков. Молекулярно-лучевая эпитаксия наноструктур на основе кремния и германия / О.П. Пчеляков, Ю.Б. Болховитянов, Л.В. Соколов, А.И. Никифоров, Б. Фойхтлендер // Известия АН, сер. физ. - 2000 – Т.64 - №2 – Стр.205-214.

[A11] A.I. Nikiforov. In situ RHEED control of self-organized Ge quantum dots. / A.I. Nikiforov, V.A. Cherepanov, O.P. Pchelyakov, A.V. Dvurechenskii and A.I. Yakimov // *Thin Solid Films*, - 2001 - V.380 – P.158-163.

[A12] А.И. Никифоров. Исследование процесса роста пленки Ge на поверхности Si(100) методом регистрирующей дифрактометрии. / А.И. Никифоров, В.А.Черепанов, О.П.Пчеляков // ФТП – 2001 – Т.35 - №9 – Стр.1032-1035.

[A13] А.И. Никифоров. Формирование островков Ge на поверхности Si(100) методом МЛЭ. / А.И. Никифоров, В.А.Черепанов, О.П.Пчеляков // *Поверхность*. – 2002 - Т.6 – Стр.74-78.

[A14] А.И. Никифоров. Изменение структуры, микрорельефа и упругой деформации при МЛЭ смачивающего слоя Ge на Si / А.И. Никифоров, Б.З. Ольшанецкий, О.П. Пчеляков, Л.В. Соколов, С. А.Тийс, В.А. Черепанов, Б. Фойхтлендер // *Известия АН, Серия физическая* – 2002 – Т.66 - № 2 – Стр.172-175.

[A15] А.И. Никифоров. Изменение морфологии поверхности и параметра поверхностной решетки пленки Ge на Si в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии. / А.И. Никифоров, В.А.Черепанов, О.П.Пчеляков // *Журнал физической химии* – 2003 - Том 77 - № 10 – Стр.1896–1899.

[A16] О.П. Пчеляков. Наногетероструктуры Si-Ge-GaAs для фотоэлектрических преобразователей. / О.П. Пчеляков, А.В. Двуреченский, А.И. Никифоров, Н.А.Паханов, Л.В. Соколов, С.И. Чикичев, А.И. Якимов // ФТТ – 2005 - Т.47 – №1 – Стр.63-66.

[A17] O.P. Pchelyakov. MBE growth of ultra small coherent Ge quantum dots in silicon for applications in nanoelectronics. / O.P. Pchelyakov, A.I. Nikiforov, B.Z. Olshanetsky, S.A. Teys, A.I. Yakimov, S.I. Chikichev // *Journal of Physics and Chemistry of Solids* – 2008 – V.69 – P.669–672.

[A18] Карпов А.Н., Никифоров А.И., Труханов Е.М., Н.Л. Шварц "Диагностика нанопленок германия на основе методов дифракции быстрых электронов и компьютерного моделирования в рамках молекулярной статистики"// Сборник материалов 8-го международного семинара: «Современные методы анализа дифракционных данных и актуальные проблемы рентгеновской оптики», Великий Новгород, июнь 2016г.

[A19] А.С. Паршин. Спектроскопия сечения неупругого рассеяния электронов наногетероструктур Ge_xSi_{1-x} . / А.С. Паршин, Е.П. Пьяновская, О.П. Пчеляков, Ю.Л. Михлин, А.И. Никифоров, В.А. Тимофеев, М.Ю. Есин. // ФТП – 2014 – Т.48 – Вып.2 – Стр.237-241.

[A20] A.I. Nikiforov. Oscillation of in-plane lattices constant of Ge islands during molecular beam epitaxy growth on Si. / A.I. Nikiforov, V.A. Cherepanov and O.P. Pchelyakov // *Materials Science and Engineering B*, - 2002 – V.89 – P.180-183.

[A21] А.И. Никифоров. Осцилляции параметра поверхностной атомной ячейки островков Ge в процессе роста на поверхности Si(100). / А.И. Никифоров, В.А. Черепанов, О.П. Пчеляков // Известия Академии Наук. Серия физическая. – 2002 – V.66 – P.169-171.

[A22] A.I. Nikiforov. Variation of in-plane lattice constant of Si/Ge/Si heterostructures with Ge quantum dots. / A.I. Nikiforov, V.V. Ulyanov, R.A. Shaiduk, S.A. Teys, F.K. Gutakovsky and O.P. Pchelyakov // International Journal of Nanoscience – 2007 - Vol. 6 - No. 3/4 – P.297-299.

[A23] A.I. Nikiforov. Ge and $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ islands formation on $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ solid solution surface / A.I. Nikiforov, V.A. Timofeev, S.A. Teys, A.K. Gutakovsky, O.P. Pchelyakov // Thin Solid Films. – 2012 – V.520 – P.3319 – 3321.

[A24] A.I. Nikiforov. Wetting layer formation in superlattices with Ge quantum dots on Si(100). / A.I. Nikiforov, V.V. Ulyanov, V.A. Timofeev, O.P. Pchelyakov // Microelectronics Journal - 2009 - V.40 - P.782–784.

[A25] A.I. Nikiforov. Surface structure of thin pseudomorphous GeSi layers. / A.I. Nikiforov, V.A. Timofeev, O.P. Pchelyakov // Applied Surface Science - 2015 - V.354 - P.450-452.

[A26] A.I. Nikiforov. Initial stages growth of $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ layers and Ge quantum dots formation on $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ surface by MBE. / A.I. Nikiforov, V.A. Timofeev, S.A. Teys, A.K. Gutakovsky, O.P. Pchelyakov // Nanoscale Research Letters - 2012 - P.7:561.

[A27] А.И. Никифоров. Формирование слоев квантовых ям и квантовых точек GeSi методом МЛЭ для ИК фотоприемников. / А.И. Никифоров, В.А. Тимофеев, С.А. Тийс, А.К. Гутаковский, О.П. Пчеляков, А.И. Якимов // Изв. вузов. Физика. - 2012 - Т.55 - №8/2 - Стр.249-250.

[A28] А.И. Никифоров. Формирование наногетероструктур Ge/Si и Ge/ $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ /Si методом молекулярно-лучевой эпитаксии. / А.И. Никифоров, В.А. Тимофеев, С.А. Тийс, О.П. Пчеляков // АВТОМЕТРИЯ - 2014 - №3 - Стр.5-12.

[A29] А.И. Никифоров. Наноструктуры с квантовыми точками Ge в Si: Технология и свойства. / А.И. Никифоров, О.П. Пчеляков // Узбекский физический журнал, - 2010 - Т.12 - №1-2 - Стр.8-12.

[A30] А.И. Никифоров. Синтез гетероэпитаксиальных пленок $\text{Si}_x\text{Sn}_y\text{Ge}_{1-x-y}$ на Si(100). / А.И. Никифоров, В.И. Машанов, В.А. Тимофеев, С.А. Тийс, О.П. Пчеляков // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2013 – Т.56. №9/2 – С.116-118.

[A31] V. Mashanov. Formation of Ge-Sn nanodots on Si(100) surfaces by molecular beam epitaxy. / V. Mashanov, V. Ulyanov, V. Timofeev, A. Nikiforov, O. Pchelyakov, I.-S. Yu, H. Cheng // Nanoscale Research Letters. - 2011 - V.6 - P.1-5.

[A32] A.I. Nikiforov. Reflection high energy electron diffraction studies on $\text{Si}_x\text{Sn}_y\text{Ge}_{1-x-y}$ on Si(100) molecular beam epitaxial growth. / A.I. Nikiforov, V.I.

Mashanov, V.A. Timofeev, O.P. Pchelyakov and H.-H. Cheng // *Thin Solid Films* - 2014 - V.557 - P.188–191.

[A33] А.Р. Туктамышев. Начальные стадии роста тройных соединений Si-Ge-Sn, выращенных на Si(100) методом низкотемпературной МЛЭ. / А.Р. Туктамышев, В.И. Машанов, В.А. Тимофеев, А.И. Никифоров, С.А. Тийс // *Физика и техника полупроводников*. – 2015 – Т.49 - №12 –Стр.1630–1634.

[A34] В.А. Тимофеев. Синтез эпитаксиальных пленок на базе материалов Ge-Si-Sn с гетеропереходами Ge/GeSn, Ge/GeSiSn, GeSn/GeSiSn. / В.А. Тимофеев, А.П. Коханенко, А.И. Никифоров, В.И. Машанов, А.Р. Туктамышев, И.Д. Лошкарев // *Известия вузов. Физика* - 2015 - Т.58 - №7 - Стр.81-85.

[A35] A.I. Nikiforov. MBE growth of vertically ordered Ge quantum dots on Si. / A.I. Nikiforov, V.V. Ulyanov, S.A. Teys, A.K. Gutakovskii, O.P. Pchelyakov, A.I. Yakimov, A. Fonseca, J.P. Leitão, N.A. Sobolev // *Phys. Stat. Sol. (c)* – 2007 - V.4 - P.262-264.

[A36] A.I. Nikiforov. The influence of elastic strains on the growth and properties of vertically ordered Ge “hut”- clusters. / A.I. Nikiforov, V.V. Ulyanov, S.A. Teys, A.K. Gutakovskiy, O.P. Pchelyakov // *Thin Solid Films* – 2008 – V.517 – P.69–70.

[A37] О.П. Пчеляков. Наногетероструктуры Ge/Si с упорядоченными квантовыми точками Ge для применения в оптоэлектронике. / О.П. Пчеляков, А.В.Двуреченский, А.И. Никифоров, А.В. Войцеховский, Д.В. Григорьев, А.П. Коханенко // *Известия высших учебных заведений. Серия: Физика*. - 2010 – Т.9 – Стр.59-63.

[A38] K.A. Lozovoy. Heterostructures with self-organized quantum dots of Ge on Si for optoelectronic devices. / K.A. Lozovoy, A.V. Voytsekhovskiy, A.P. Kokhanenko, V.G. Satdarov, O.P. Pchelyakov and A.I. Nikiforov // *Opto–electronics review*. - 2014 – V.22 – P.171–177.

[A39] V.A. Timofeev. Formation of Ge/Si nanoscale structures at different growth conditions by molecular beam epitaxy. / V.A. Timofeev, A.I. Nikiforov, V.A. Zinoviyev, S.A. Teys, O.P. Pchelyakov // *Journal of Nanoelectronics and Optoelectronics*. – 2015 – V.10 – P.99-103.

[A40] А.И. Никифоров. Рост и структура наностроек Ge на атомарно-чистой поверхности окиси Si. / А.И. Никифоров, В.В. Ульянов, О.П. Пчеляков, С.А. Тийс, А.К. Гутаковский // *Физика твердого тела* – 2004 - Т.46 №1, Стр. 80-82.

[A41] Т.С. Шамирзаев. Фотолюминесценция квантовых точек германия, выращенных в кремнии на субмонослое SiO₂ / Т.С. Шамирзаев, М.С. Сексенбаев, К.С. Журавлев, А.И. Никифоров, В.В. Ульянов, О.П. Пчеляков // *ФТП*, - 2005 - Т. 47 - Стр.80-82.

[A42] A.I. Nikiforov. Formation of Ge nanoislands on pure and oxidized Si surfaces by MBE. / A.I. Nikiforov, V.V. Ulyanov, A.G. Milekhin, O.P.

Pchelyakov, S.A. Teys, S. Schulze, and D. R. T. Zahn // Phys. stat. sol. (c) – 2004 – V.1 - No.2 – P.360–363.

[A43] А.И. Никифоров. Получение наностроек Ge ультрамалых размеров с высокой плотностью на атомарно-чистой поверхности окиси Si./ А.И. Никифоров, В. В. Ульянов, О. П. Пчеляков, С. А. Тийс, А. К. Гутаковский // Физика твердого тела – 2005 – Т.47 - №1 – Стр. 67-69.

[A44] A.I. Nikiforov. Germanium Nanoislands Formation on Silicon Oxide Surface by MBE. / A.I. Nikiforov, V.V. Ulyanov, O.P. Pchelyakov, S.A. Teys and A.K. Gutakovsky // Mater. Sci. Semicond. Process. – 2005 - V.8 – P.47-50.

[A45] A. Fonseca. Optical And Structural Analysis Of Ge/Si Quantum Dots Grown On A Si(001) Surface Covered With A SiO₂ Sub-Monolayer. / A. Fonseca; E. Alves; J. P. Leitão; N. A. Sobolev; M. C. Carmo; A. Nikiforov // International Journal Of Nanoscience - 2007 - V:6 - No:3/4 - P.245-248.

Цитируемая литература

1 Алферов Ж.И. "О возможности создания выпрямителя на сверхвысокие плотности тока на основе p - i - n (p - n - n), (n - p - p)-структуры с гетеропереходами" / Алферов Ж.И. // ФТП - 1967 - Т.1 - Стр.436-438.

2 Н.Н. Леденцов. Гетероструктуры с квантовыми точками: получение, свойства, лазеры. / Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов, В.А. Щукин, П.С. Копьев, Ж.И. Алферов, Д. Бимберг. // ФТП - 1998 - Т.32, - №4, - Стр.385-410.

3. R.A. Metzger. Is Silicon-Germanium the New "Materials of the Future" / R.A. Metzger // Compound Semicond. - 1995 - Vol.1 - No3, P. 21.

4. R.A. Soref. Prospects for novel Si-based optoelectronic devices: unipolar and p-i-p-i lasers. / R.A. Soref // Thin Solid Films - 1997 - V.294 - P.325-329.

5. D.J. Paul. Silicon germanium heterostructures in electronics: the present and the future. / D.J. Paul //Thin Solid Films 1998 - V.321 - P.172-181.

6. A.I. Yakimov. Coulomb staircase in Si/Ge structure. / A.I. Yakimov, V.A. Markov, A.V. Dvurechenskii, O.P. Pchelyakov // Phil. Mag. - 1992 - V.B 65 - P.701705.

7. D. Leonard. Direct formation of quantum-sized dots from uniform coherent islands of InGaAs on GaAs surfaces. / D. Leonard, M. Krishnamurthy, C. M. Reaves, S. P. Denbaars and P. M. Petroff // Appl. Phys. Lett. - 1993 - V.63 - P.32033205.

8. J.-M. Marzin. Photoluminescence of Single InAs Quantum Dots Obtained by Self-Organized Growth on GaAs. / J.-M. Marzin, J.-M. Gerard, A. Izrael, D. Barrier, and G. Bastard // Phys. Rev. Lett. - 1994 - V.73 - P.716-719.

9. L.N. Aleksandrov. Heteroepitaxy of germanium thin films on silicon by ion sputtering. / L.N. Aleksandrov, R.N. Lovyagin, O.P. Pchelyakov and S.I. Stenin // J. Cryst. Growth - 1974 - V.24/25 - P.298-301.

10. D.J. Eaglesham. Dislocation-free Stranski–Krastanow growth of Ge on Si(100). / D.J. Eaglesham and M. Cerullo. // *Phys.Rev.Lett.*, - 1990 - V.64 - P.1943-1948.

11. S. Guha. Onset of incoherency and defect introduction in the initial stages of molecular beam epitaxial growth of highly strained $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ on GaAs(100). / S. Guha, A. Madhukar, and K.C. Rajkumar // *Appl.Phys.Lett.* - 1990 - 57, - P.2110-2112.

12 A.I. Yakimov. Formation of zero-dimensional hole states in Ge/Si heterostructures probed with capacitance spectroscopy. / A.I. Yakimov, A.V. Dvurechenskii, Yu.Yu. Proskuryakov, A.I.Nikiforov, O.P. Pchelyakov. // *Thin Solid Films* - 1998 - V.336 - P.332-335.

13. F. Liu. Self-organized nanoscale structures in SiGe films. / F. Liu and M.G. Lagally // *Surf. Sci.* - 1997 - V.386- P.169-181.

14 V.G. Dubrovskii. Kinetics of the initial stage of coherent island formation in heteroepitaxial systems. / V.G. Dubrovskii, G.E. Cirlin, and V.M. Ustinov // *Phys. Rew. B* - 2003 - V.68 - P.075409.

15 S.N. Filimonov. Statistics of second layer nucleation in heteroepitaxial growth / S.N. Filimonov, Yu.Yu. Hervieu // *Surf. Sci.* - 2002. - V.507-510 - P.270-275.

16 B. Voigtlaender, Fundamental processes in Si/Si and Ge/Si epitaxy studied by scanning tunneling microscopy during growth, / B. Voigtlaender // *Surf. Sci. Rep.* 2001 - V.43 - P.1-127.

17 I. Berbezier. SiGe nanostructures: new insights into growth processes, / I. Berbezier, A. Ronda, A. Portavoce // *J. Phys.: Condens. Matter* - 2002 - V.14 - P.8283-8331.

18 K. Brunner, Si/Ge nanostructures. / K. Brunner // *Reports on Progress in Physics.*– 2002. – V. 65 – P. 27 – 72.

19 J.-M. Baribeau. Ge dots and nanostructures grown epitaxially on Si, / J.-M. Baribeau, X. Wu, N.L. Rowell, D.J. Lockwood // *J. Phys.: Condens. Matter* – 2006 – V.18 P. R139-R174.

20 J.V. Barth, Engineering atomic and molecular nanostructures at surfaces, / J.V. Barth, G. Costantini, K. Kern // *Nature* - 2005 – V.437 – P.671-679.

21 Y.W. Mo, Kinetic pathway in Stranski–Krastanov growth of Ge on Si(001) / Y.W. Mo, D.E. Savage, B.S. Swartzentruber, M.G. Lagally // *Phys. Rev. Lett.* – 1990 – V.65 – P.1020-1023.

22 J.W. Matthews. Defects in epitaxial multilayers: I. Misfit dislocations. / J.W. Matthews, A.E. Blakeslee // *J. Cryst. Growth* - 1974 - 27 – P.118-125.

23 O.G. Schmidt eds. Lateral Alignment of Epitaxial Quantum Dots, / O.G. Schmidt // Springer – 2007 - ISBN: 978-3-540-46935-3.

24 S. Plimpton. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics. / S. Plimpton // *J. Comput. Phys.* – 1995 - V. 117 -P. 1-19.

25. L. Kubler. Si adatom surface migration biasing by elastic strain gradients during capping of Ge or $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ hut islands / L. Kubler, D. Dentel, J. L. Bischoff, C. Ghica, C. Ulhaq-Bouillet and J. Werckmann. // *Appl.Phys.Lett.* – 1998 - V.73 - No.8 – P.1053-1055.

26. Akihiro Ohtake. Strain Relaxation in InAs/GaAs(111)A Heteroepitaxy. / Akihiro Ohtake, Masashi Ozeki, and Jun Nakamura. // *Phys.Rev.Lett.* – 2000 - V.84 - No.20 – P.4665-4668.

27. N. Grandjian. Epitaxial growth of highly strained $\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ on GaAs(001): the role of surface diffusion length / N. Grandjian and J. Massies // *J.Crystal Growth* – 1993 - V.134 – P.51-62.

28. P. Turban. In-plane lattice spacing oscillatory behaviour during the two-dimensional hetero- and homoepitaxy of metals. / P. Turban, L. Hennet, S. Andrieu // *Surf. Sci.* – 2000 – V.446 – P.241–253.

29 M. Pasemann. Direct observation of the atomic structure of interfaces in the systems Si-SiO₂ and Ge-GeO₂. / M. Pasemann and O.P. Pchelyakov // *J. Cryst. Growth* – 1982 – V.58 – P.288-289.

30 A.A. Shklyayev. Three-dimensional Si islands on Si.001. surfaces. / A.A. Shklyayev, M. Ichikawa // *Phys. Rev. B*, - 2001 – V.65 – P.045307.

31 A.A. Shklyayev. Visible photoluminescence of Ge dots embedded in Si/SiO₂ matrices. / A.A. Shklyayev, M. Ichikawa // *Appl. Phys. Lett.* – 2002 – V.80 – P.14321434.