

На правах рукописи

ДЕНИСОВ Сергей Александрович

**МОЛЕКУЛЯРНО-ПУЧКОВАЯ ЭПИТАКСИЯ
ИЗ СУБЛИМАЦИОННОГО ИСТОЧНИКА
СЛОЕВ КРЕМНИЯ И ГЕТЕРОСТРУКТУР SiGe/Si НА САПФИРЕ**

Специальность 01.04.07 – физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Нижний Новгород – 2012

Работа выполнена на кафедре кристаллографии и экспериментальной физики
Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского

Научный руководитель:

Шенгуров Владимир Геннадьевич, доктор физико-математических наук

Официальные оппоненты:

Цырлин Георгий Эрнстович,
доктор физико-математических наук, Санкт-Петербургский Академический университет - научно-образовательный центр нанотехнологий РАН

Болдыревский Павел Борисович,
доктор физико-математических наук, профессор, ФГБОУ ВПО «Нижегородский коммерческий институт»

Ведущая организация:

Институт физики микроструктур РАН, г. Нижний Новгород

Защита состоится « » 2012 г. в на заседании диссертационного совета Д.212.166.01 в Нижегородском государственном университете им. Н.И.Лобачевского по адресу: 603950, г. Нижний Новгород, пр. Гагарина, 23, корп. 3.

С диссертацией можно ознакомиться в фундаментальной библиотеке
Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского

Автореферат разослан « » 2012 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д.212.166.01,
доктор физико-математических наук, профессор



А.И.Машин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

Одним из приоритетных направлений развития современной физики полупроводников является развитие технологии формирования гетероструктур, которое необходимо для улучшения параметров приборов твердотельной микро- и оптоэлектроники. Среди различных полупроводниковых материалов кремний является основным материалом микроэлектроники. Это связано с уникальным сочетанием его свойств и высоким уровнем технологии синтеза этого материала и приборов на его основе. Значительное улучшение параметров приборов на основе кремния достигается, когда используются слои твердого раствора SiGe за счет увеличения подвижности носителей заряда [1]. Оптоэлектронные применения Si также могут быть значительно расширены за счет использования слоев твердого раствора SiGe. Большие надежды при этом возлагаются на использование этого материала для создания эффективных излучателей на основе Si.

Задачи разработки специализированных интегральных схем (ИС) с улучшенными характеристиками скорости обработки информации и повышенной устойчивостью к воздействию дестабилизирующих факторов способствовали появлению новых структур на основе кремния, а именно структур кремния на сапфире (КНС) и кремний-германия на сапфире [2-4]. Однако вырастить слои кремния на сапфире с малой плотностью кристаллических дефектов трудно из-за большого несоответствия параметров решеток кремния и сапфира и разницы коэффициентов линейного теплового расширения [5]. Эта проблема усугубляется при выращивании слоев твердого раствора SiGe на сапфире из-за еще большего рассогласования параметров решеток слоя и подложки.

Для решения проблемы выращивания эпитаксиальных слоев Si или твердого раствора SiGe на сапфире необходимо использовать низкотемпературные методы, например, молекулярно-пучковую эпитаксию (МПЭ). В то же время используемое в МПЭ осаждение кремния и германия с помощью электронно-лучевого испарения сопряжено с рядом недостатков: трудность обеспечения автотигельного режима испарения, особенно Ge; трудность получения слоев Si и Ge с чистотой $\leq 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ из-за загрязнений; кроме того, в потоке Si содержится до 20% многоатомных молекул, конденсация которых в некогерентную позицию приводит к формированию дефектов.

Метод сублимационной МПЭ Si имеет ряд преимуществ при выращивании слоев Si и SiGe по сравнению как с МПЭ с твердотельными источниками, так и с газовыми [6]. С использованием простого устройства для испарения Si можно формировать поток атомов Si достаточно высокой интенсивности и низкого фоновое легирования. Поток атомов Si из сублимационного источника ближе к моноатомному, что снижает плотность дефектов в слоях и оказывает положительное влияние на весь процесс эпитаксиального роста. При введении в камеру роста германа происходит его разложение на сублимационном источнике, что позволяет выращивать слои SiGe с меньшими трудностями, чем МПЭ с электронно-лучевым испарением. Методом сублимационной МПЭ можно выращивать слои Si и SiGe при более низкой температуре [6,7].

Однако получаемые данным методом слои были однородны по толщине на

небольшой площади (1-4 см²) [8]. В то же время для изготовления ИС на основе структур, выращенных методом МПЭ, необходимо использовать подложки стандартной формы большей площади (диски Ø=76-100 мм).

К началу наших исследований (2004 г.) рост слоев кремния на сапфире методом МПЭ из сублимационного источника для практического использования был изучен недостаточно. Для реализации широких возможностей этого метода необходимо было установить фундаментальные закономерности между условиями роста и структурой выращиваемых слоев кремния на сапфире. В свете вышесказанного данная работа является актуальной.

Цель и основные задачи работы

Цель работы заключалась в проведении исследований особенностей роста методом сублимационной МПЭ слоев Si и SiGe на подложках сапфира, в том числе и на подложках стандартной формы (дисках диаметром до 100 мм), а также в комплексном исследовании их условий роста, направленном на разработку технологии низкотемпературного выращивания КНС-структур и слоев SiGe на них для микро- и оптоэлектроники.

Достижение цели работы потребовало решения следующих основных задач:

1. Разработка метода и устройств для выращивания сублимационной МПЭ слоев Si и SiGe на подложках стандартной формы – дисках Ø = 76 – 100 мм.

2. Теоретическое и экспериментальное исследование распределения толщины слоя Si по площади подложки при испарении из плоского источника в зависимости от геометрических размеров (ширины и длины источника, расстояния между источником и подложкой), закона движения (сканирования) источника относительно подложки.

3. Исследование влияния высокотемпературного предэпитаксиального отжига на структуру и морфологию поверхности сапфира.

4. Исследование начальной стадии роста эпитаксиальных слоев кремния на сапфире для уточнения механизма роста при низкотемпературном осаждении из сублимационного источника.

5. Исследование особенностей ростовых процессов в методе сублимационной МПЭ слоев кремния на сапфире и влияние на них внешних условий.

6. Исследование условий роста, а также структурных, морфологических и некоторых оптических свойств слоев твердого раствора SiGe на сапфире.

Научная новизна работы

1. Разработан и исследован принципиально новый метод выращивания эпитаксиальных слоев кремния из сублимационного источника на подложках стандартной формы в виде дисков диаметром до 100 мм. Разработан комплект устройств, позволяющих осуществлять качение сублимационного источника относительно подложки, формировать из него поток атомов Si высокой интенсивности и осуществлять нагрев оптически прозрачной в видимом диапазоне волн подложки (сапфир) до высоких температур (вплоть до 1450°С).

2. Впервые всесторонне теоретически и экспериментально исследован процесс равномерного осаждения слоев кремния по площади подложки в зависимости от числа неподвижных сублимационных источников или источника, движущегося

щегося относительно подложки по разным законам. Установлено, что при сканировании источника по линейному закону достигается более однородное распределение толщины слоя Si: ее разброс составлял ~5% на площади, ограниченной координатами $x = \pm 34$ мм и $y = \pm 50$ мм (центр координат находится в центре подложки).

3. Впервые для метода сублимационной МПЭ исследована начальная стадия роста слоев кремния на подложке сапфира ($1\bar{1}02$), подготовленной в условиях *in situ* высокотемпературного отжига, в зависимости от ее температуры. Установлено, что зародыши кремниевого слоя образуются с большей вероятностью на моноатомных ступенях, сформированных при высокотемпературном ($\geq 1400^\circ\text{C}$) отжиге сапфира за счет дополнительных связей. Выявленная экспериментально зависимость плотности зародышей от времени осаждения позволила установить, что образование и рост их происходит по механизму насыщения со временем. Установлено также, что рост зародышей в плоскости подложки происходит быстрее, чем в высоту, что свидетельствует о преобладающем влиянии поверхностной диффузии в процессе роста.

4. Впервые исследована зависимость структуры и морфологии поверхности слоев кремния на сапфире ($1\bar{1}02$) от температуры и ее вариации в процессе роста. Установлены допустимые ее значения, обеспечивающие достаточно высокое совершенство слоев. Обнаружен эффект снижения температуры эпитаксиального роста слоев Si на сапфире и улучшения морфологии поверхности в процессе роста их с приложением к подложке отрицательного потенциала (-200 В), которому дано объяснение на основе модели о вкладе кинетической энергии потока в активацию подвижности адатомов Si.

5. Впервые исследована зависимость структуры и морфологии гетероструктур со слоями твердого раствора кремний-германий на сапфире ($1\bar{1}02$) от комплекса технологических параметров (температуры, давления германа), а также от толщины буферного слоя Si. Установлено, что достаточно высокое совершенство слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с $x \leq 0,25$ на сапфире достигается при низких температурах роста ($360-410^\circ\text{C}$) и оно сравнимо с совершенством таких слоев, выращенных на подложках Si(100). Введение прослойки кремния между сапфиром и слоем SiGe улучшает структурное совершенство последних. Однако при малых толщинах прослойки слои SiGe имеют преимущественную ориентацию (011), а не (001), как слои кремния на сапфире. Этому эффекту дается объяснение на основе несоответствия параметров решеток слоя и подложки.

6. Впервые комбинированным методом осаждения из сублимационного источника кремния и германия из германа (GeH_4) получены структуры со слоями $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$:Er на сапфире ($1\bar{1}02$), которые продемонстрировали высокую интенсивность фотолюминесценции (ФЛ) на $\lambda = 1,54$ мкм, сравнимую с интенсивностью ФЛ таких же слоев, выращенных на Si(001).

Практическая ценность работы

Результаты, полученные в данной работе, могут служить основой технологии выращивания методом сублимационной МПЭ структур кремний или кремний-германий на сапфире для кремниевой микро-, нано- и оптоэлектроники.

К основным практически важным результатам можно отнести следующие:

1. Разработанный для сублимационной МПЭ Si метод расчета распределения толщины осаждаемого слоя позволяет определить значения технологических параметров для выращивания слоев Si с заданным однородным распределением их толщины по площади подложки.

2. Разработанный метод предэпитаксиальной подготовки поверхности подложки сапфира путем высокотемпературного отжига в потоке атомов Si может быть использован в технологии выращивания методом МПЭ слоев Si и других полупроводниковых слоев (например, GaN).

3. Установленные количественные зависимости структурных, морфологических и оптических параметров слоев Si и SiGe от условий роста на подложках сапфира позволяют разработать методики формирования конкретных эпитаксиальных гетероструктур приборного качества.

4. На основе полученных результатов предложен ряд новых технических решений, на которые получены 2 патента и одно положительное решение по заявке.

Научные положения, выносимые на защиту

1. Метод МПЭ с сублимационным источником паров кремния позволяет выращивать на подложках сапфира R-среза эпитаксиальные слои Si(001) с высоким совершенством структуры (при $d_{Si} = 0,5$ мкм, $\Delta\omega_{1/2} \leq 18$ угл. мин.) и относительно гладкой поверхностью (RMS = 2,4 нм от скана поверхности размером 10×10 мкм), однородные по толщине (~5%) на большой площади (до $\varnothing=100$ мм) при использовании линейного движения источника относительно подложки.

2. Предэпитаксиальный высокотемпературный отжиг подложки сапфира ($1\bar{1}02$) при $\geq 1210^\circ\text{C}$ в потоке атомов Si и при $\geq 1400^\circ\text{C}$ без потока приводит к формированию на ее поверхности моноатомных ступеней, вдоль которых происходит образование зародышей на начальной стадии роста слоя кремния.

3. Приложение к подложке сапфира небольшого по величине (-200 В) отрицательного потенциала способствует эффективному снижению температуры роста Si на сапфире и сглаживанию морфологии его поверхности за счет достижения большей подвижности адатомов Si и их однородного распределения по поверхности роста.

4. Рост совершенных по структуре слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ($x \leq 25\%$) на подложках сапфира ($1\bar{1}02$) с ориентацией (001) при низких температурах ($360-410^\circ\text{C}$) возможен при введении тонкого (~100 нм) буферного слоя Si; без этого слоя формируется слой с ориентацией SiGe(011), что связано с несоответствием параметров решеток слоя и подложки. Наблюдаемая высокая фотолуминесценция гетероструктур Si/Si_{1-x}Ge_x:Er/Si/ сапфир ($1\bar{1}02$) на $\lambda = 1,54$ мкм сравнима с ФЛ от таких структур, выращенных на Si(001), что подтверждает их высокое структурное совершенство.

Личный вклад автора

Все проведенные в диссертационной работе результаты исследований получены либо лично автором, либо при его непосредственном участии. Вклад соискателя в постановку задач и проведение исследований является определяющим в работах по теоретическому и экспериментальному изучению распределения конденсата по площади подложки при испарении из сублимационного источника

[A20, A21]; в работах по исследованию условий *in situ* предэпитаксиальной подготовки поверхности подложки сапфира [A1-A3, A7, A11, A18]; начальной стадии роста слоев Si на сапфире [A1, A6, A7, A23]; влияния условий роста слоев Si и SiGe на сапфире на структуру и морфологию их поверхности [A1-A3, A6, A7, A9, A17, A19, A22]. Соискателю принадлежит основная роль в проведении экспериментов и в интерпретации полученных результатов. В остальных работах вклад всех авторов равноправен.

Апробация результатов работы

Материалы диссертационной работы докладывались и обсуждались на Международных и Всероссийских конференциях: Международной конференции "Кремний" (Москва, 2005, 2007, 2011; Черноголовка, 2008; Н.Новгород, 2010; С.Петербург, 2012), Международной конференции «Рост кристаллов и теплоперенос (ICSC-2005)» (Обнинск, 2005), Национальной конференции по росту кристаллов (Москва, 2004, 2006), Всероссийской молодежной научной школе «Материалы нано-, микро- оптоэлектроники и волоконной оптики: физические свойства и применение» (Саранск, 2004-2008), Всероссийской молодежной конференции по физике полупроводников и полупроводниковой опто- и наноэлектронике (С.Петербург, 2005, 2011), III-й Всероссийской конференции «Физические и физико-химические основы ионной имплантации» (Н.Новгород, 2010), Нижегородской научной сессии молодых ученых (Н.Новгород, 2007, 2008), Научной конференции «Структура и свойства твердых тел» (Н.Новгород, 2006), XXIV научные чтения им. Н.В.Белова (Н.Новгород, 2005), Научной студенческой конференции (Н.Новгород, 2003, 2005, 2006), XII-й конференции «Высокочистые вещества и материалы. Получение, свойства, применение» (Н.Новгород, 2004), X-й юбилейной международной научной конференции «Химия твёрдого тела: наноматериалы, нанотехнологии» (Ставрополь, 2010).

Работа по теме диссертационной работы выполнялась автором, будучи *руководителем* инновационных проектов по программе Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере «Участник молодежного научно-инновационного конкурса (УМНИК)» (ГК 5217р/7633 от 25.06.2007 и ГК № 6568р/8995 от 26.01.2009); программы «УМНИК-НН» Министерства промышленности и инноваций Нижегородской области (Договор № 13 от 11.12.2009), а также *исполнителем* проектов: АВИЦП Федерального агентства по образованию «Развитие научного потенциала высшей школы» (проекты РНП.2.1.1.3626, РНП.2.1.1.3615, 2009-2011 гг.).

Публикации

Перечень публикаций, раскрывающих основное содержание работы, содержит 51 печатную работу, в том числе одну монографию, 16 статей в рецензируемых журналах и 34 работы в материалах конференций. Также получено два патента и одно положительное решение о выдаче патента.

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и списка литературы. Объем работы составляет 154 страницы, включая 75 рисунков, 8 таблиц, спи-

сок цитируемой литературы из 135 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **Введении** обоснована актуальность темы исследований, сформулированы цель и задачи исследования, показана научная новизна и практическая значимость работы, даны сведения о структуре и содержании диссертации, а также сформулированы основные положения, выносимые на защиту.

В **первой главе** приведен обзор работ, посвященных росту и свойствам монокристаллических слоев Si и твердого раствора SiGe на подложках сапфира. Проанализированы причины, приводящие к ухудшению свойств КНС-структур. Сделан вывод о необходимости выращивания их с использованием низкотемпературных методов, в частности МПЭ Si с сублимационным источником. Наряду с его преимуществами отмечаются и недостатки, которые необходимо было устранить. Особое внимание уделено исследованиям влияния подготовки поверхности сапфира на структурное совершенство слоев, морфологию их поверхности. Также обсуждаются вопросы процесса зародышеобразования на начальной стадии и влияния температуры и внешних условий (облучение поверхности роста низкоэнергетическими ионами) на структуру слоев Si на сапфире.

В данной главе также подробно рассматриваются особенности роста нового гетероэпитаксиального материала SiGe/сапфир. Отмечается, что в опубликованной к началу данной работы литературе задача получения качественных структур такого типа не была решена.

В соответствии с этим выбрано направление и сформулированы основные задачи диссертационной работы.

Вторая глава посвящена разработке методики эпитаксиального выращивания слоев Si и SiGe на сапфире и соответствующей технологической аппаратуры. Для выполнения одной из поставленных задач были разработаны устройства для осаждения слоев из сублимационного источника кремния на подложках стандартной формы (дисках диаметром до 100 мм), а также для проведения предэпитаксиального отжига подложек сапфира при высокой (до 1450°C) температуре. Эти устройства были использованы в НИФТИ ННГУ на сверхвысоковакуумных установках МПЭ Si. Последнее устройство предусматривает расположение подложки между нагревателем и экраном-крышкой, которое в закрытом положении крышки обеспечивает отжиг подложки, а при открывании – доступ потока атомов Si из источника к подложке [Б3]. Для осаждения слоев равномерной толщины на подложке большой площади в первом разработанном устройстве предусмотрено качение источника. Для этого сублимационный источник был смонтирован на сильфонном узле, который обеспечивает радиальное перемещение источника относительно подложки [Б1].

В отличие от существующих конструкций сублимационного источника Si, которые не обеспечивали потоки достаточной интенсивности и чистоты и не могли быть легко заменены в процессе эксплуатации, в данной работе была разработана конструкция источника, в которой источник был вырезан в форме прямоугольного бруска длиной 90-120 мм и сечением 4×4 мм² с заостренными концами.

Крепление источника осуществлялось на гибких молибденовых пластинах с отверстиями, в которые вставлялись концы источника. При пропускании тока через источник области контакта подплавляются и образуют стабильный электрический контакт [Б2].

Выращивание структур Si и SiGe проводили методом, где поток атомов Si формировали из сублимационного кремниевого источника, а поток Ge – путем разложения германа (GeH_4), вводимого в камеру роста. При выполнении экспериментов в качестве основных операций был введен предэпитаксиальный высокотемпературный отжиг подложки сапфира. Давление остаточных газов в установке перед ростом слоев составляло $\leq 5 \cdot 10^{-8}$ Торр.

В заключительной части главы кратко охарактеризован также весь комплекс методов исследования выращенных структур.

В третьей главе приводятся результаты теоретических оценок и экспериментального исследования распределения толщины слоя кремния по площади подложки диаметром до 100 мм при испарении из плоского источника (одного или нескольких). Исследовано влияние широкого спектра варьируемых параметров: размеров источника, расстояния между ним и подложкой, амплитуды колебания его относительно подложки, а также от числа источников и закона их движения (линейный или синусоидальный).

Расчеты основывались на данных, приведенных в работе [9], где дается вывод распределения плотности вещества на плоскости от простейших форм неподвижных испарителей (прямоугольник, диск). Движение источника вдоль подложки было разбито на малые промежутки, в области которых источник можно считать неподвижным, и суммированием толщины от каждого «неподвижного» источника, была получена общая толщина слоя при испарении из движущегося источника. Если источник движется по прямой линии (например, вдоль оси OX), тогда распределение толщины слоя кремния будет иметь вид:

$$P(x, y) = (1/n) \cdot \int p(x(n), y) dn \quad (1)$$

где $P(x, y)$ – суммарная толщина слоя кремния от грани источника в точке подложки с координатами (x, y) ; $p(x, y)$ – толщина слоя кремния от «неподвижного» источника в точке подложки с координатами (x, y) , n – число промежутков, на которое разбито движение источника.

На рис. 1,а,б,в представлены теоретические профили распределения толщины слоя кремния по подложке из одного неподвижного и движущегося источника. Ось OX направлена вдоль ширины источника, а ось OY – вдоль его длины. По вертикали (вдоль OZ) отложена P_T – вероятность попадания атомов кремния в точку поверхности подложки с координатами (x, y) . Разброс (неравномерность) толщины слоя Δ_d рассчитывался как максимальное отклонение толщины слоя от ее среднего значения.

Из рис. 1,а' видно, что наибольший разброс толщины слоя достигает ~100% в направлении, перпендикулярном длине источника (вдоль оси OX) (рис. 1,а). Это подтверждают и экспериментальные данные. Отметим, что распределение толщины слоя по подложке вдоль длины источника значительно более однородное: ее разброс по теоретическим оценкам составляет 2-8%, а из экспериментальных

данных – 10%. При осаждении из источника, движущегося по закону синуса, распределение толщины слоя имеет вид двух холмов, симметрично расположенных относительно центра координат (рис. 1,б). Разброс толщины слоя зависит в большей степени от амплитуды колебания источника и при оптимальных условиях составляет ~17%.

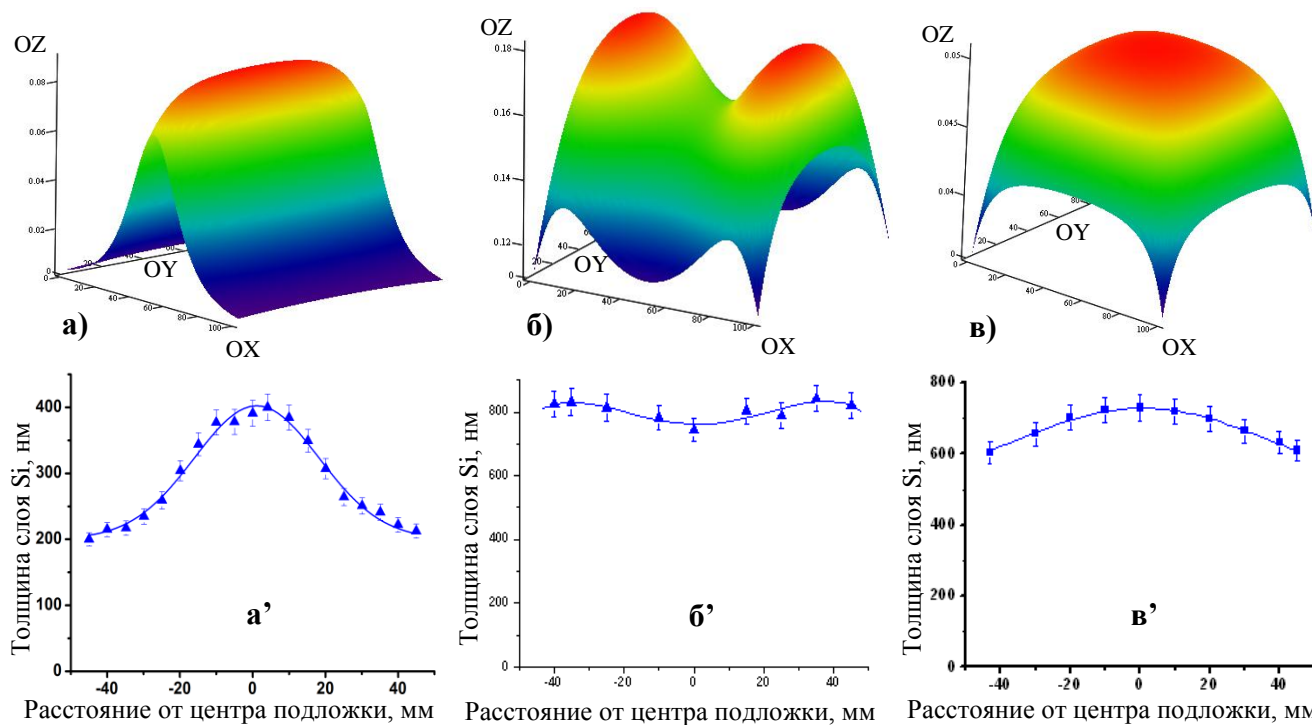


Рис. 1. Теоретические и экспериментальные (со знаком «'») распределения толщины слоя кремния по подложке при испарении из: а) неподвижного источника; б) источника, движущегося по закону синуса; в) источника, движущегося линейному закону. На рис. «а'» распределение толщины показано перпендикулярно длине источника, на рис. «б', в'» – вдоль направления его движения. Центр координат на рис. «а, б, в» смещен в точку (50;50;0).

Более однородное распределение толщины слоя по площади подложки достигается при движении источника по линейному закону: оно имеет вид усеченной четырехгранной пирамиды (рис. 1,в), в центральной части которой имеется достаточно плоское плато. За счет подбора параметров (расстояния источник-подложка и амплитуды колебания источника) разброс толщины осажденного слоя на подложке $\varnothing=100$ мм составлял ~5% на площади, ограниченной координатами: $x = \pm 34$ мм и $y = \pm 50$ мм. (рис. 1,в').

Четвертая глава посвящена исследованию зависимости структурного совершенства и морфологии поверхности слоев кремния, выращенных методом сублимационной МПЭ на сапфире (1 $\bar{1}$ 02) от условий *in situ* подготовки поверхности подложки, от ее температуры и влияния приложения к ней отрицательного потенциала в процессе роста.

В начале этих исследований было установлено, что высокотемпературный (~1400°C) предэпитаксиальный отжиг сапфира помимо рекристаллизации приповерхностного слоя подложки и удаления с нее поверхности загрязнений (углерод, кислород), приводит к формированию ступеней атомарной высоты (рис. 2). Этот же эффект наблюдался и при отжиге подложки в потоке атомов Si из сублимаци-

онного источника. Температура отжига при этом могла быть снижена до $\sim 1210^\circ\text{C}$. Появление ступеней на поверхности сапфира после отжига может быть объяснено микроразориентацией поверхности (формирование вицинальной поверхности) и термодинамическим фактором. Оцененный угол разориентации в нашем случае составил $\sim 0,02^\circ$ от плоскости $(1\bar{1}02)$. Термодинамический фактор появления атомарно плоских террас обусловлен усилением процессов миграции и испарения атомов Al и O на сапфире при высокотемпературном отжиге. Механизм очистки поверхности сапфира в потоке атомов Si связан с взаимодействием потока атомов Si с Al_2O_3 по химической реакции:



Продуктами этой реакции являются молекулы монооксида (SiO) и атомы Al [10].

Формирование ступеней и террас на поверхности сапфира благоприятно влияло на начальную стадию эпитаксиального роста слоя Si: зародышеобразование происходило преимущественно вблизи этих ступеней, а при последующем росте образовывались параллельные ряды островков Si, как выявило исследование с использованием метода атомно-силовой микроскопии (АСМ) (рис. 3). Это обусловлено появлением дополнительных связей вблизи ступеньки, что увеличивает вероятность образования возле них зародышей.

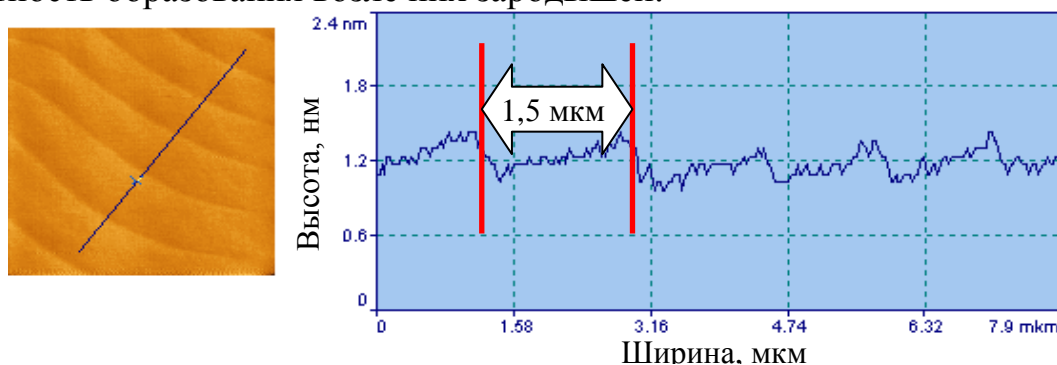


Рис. 2. АСМ снимок поверхности сапфира, отожженного при 1400°C в течение 30 минут. Вертикальный профиль сделан вдоль линии, указанной на снимке.

Для выявления механизма роста слоев Si на сапфире в работе было проведено исследование начальной стадии роста. С этой целью методом АСМ исследовалась морфология поверхности слоев, выращенных при $T_S=600-800^\circ\text{C}$ в различные временные интервалы. Эти исследования показали, что рост слоев Si на сапфире в методе сублимационной МПЭ начинался, как и в других методах, с формирования трехмерных островков, плотность которых возрастала, а размер уменьшался при снижении температуры роста согласно закону зародышеобразования [11]. При $T_S=600^\circ\text{C}$ начальная плотность мест зарождения составляла $\sim 5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Это объясняется тем, что при более высоких температурах адсорбированные атомы, обладая повышенной подвижностью, могут перемещаться в более выгодные энергетические состояния, создавая условия для роста укрупненных островков.

Исследование зависимости среднего размера островков и их плотности от времени роста выявило, что размер увеличивается с повышением длительности осаждения, а плотность уменьшается (рис. 4). Таким образом, образование и рост зародышей происходит по механизму насыщения со временем, а характер зависимости поперечного размера частиц от длительности осаждения позволяет за-

ключить, что рост частиц в плоскости подложки происходит быстрее, чем в высоту. Это свидетельствует о преобладании влияния поверхностной диффузии в процессе роста.

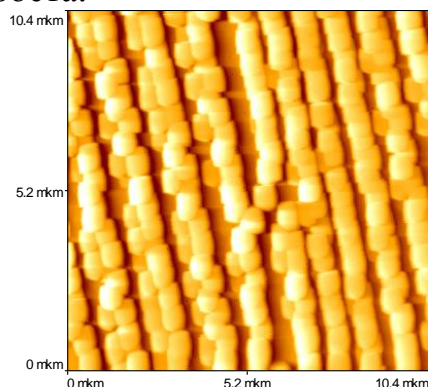


Рис. 3. АСМ-снимок поверхности слоя Si толщиной ~ 20 нм, осадженного на подложку сапфира, после ее отжига при 1400°C в течение 30 минут.

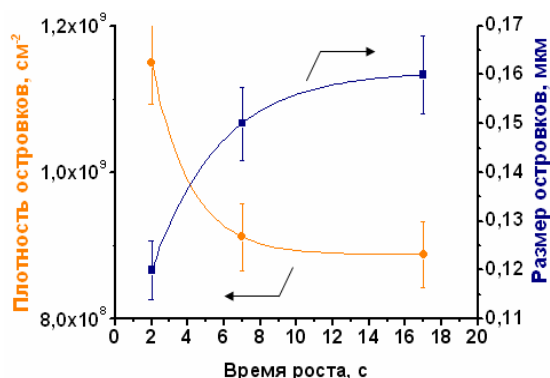


Рис. 4. Зависимость среднего размера островков и их плотности от времени роста при $T_S = 700^\circ\text{C}$.

В работе подробно исследовалось влияние температуры роста слоев Si на сапфире на структуру и морфологию поверхности. С этой целью прежде всего методами рентгеновской дифракции (РД) и электронографии исследовалось изменение структурного совершенства слоев, выращенных в широком температурном интервале $550\text{--}850^\circ\text{C}$. Был выявлен немонотонный характер этой зависимости (рис. 5). Наиболее совершенные по структуре слои кремния росли при температуре $700\text{--}750^\circ\text{C}$. При снижении температуры до 550°C в слоях Si, кроме ориентации (100) наблюдалась и ориентация (110). Ухудшение структурного совершенства с понижением температуры связано, вероятно, с понижением подвижности адсорбированных атомов Si и уменьшением вероятности достигнуть ими энергетически благоприятного состояния для встраивания в решетку растущего слоя. При повышении температуры ($\sim 850^\circ\text{C}$) из-за взаимодействия падающих на поверхность сапфира атомов Si возможно ее фасетирование, которое ухудшает морфологию поверхности и приводит к формированию дефектов [10].

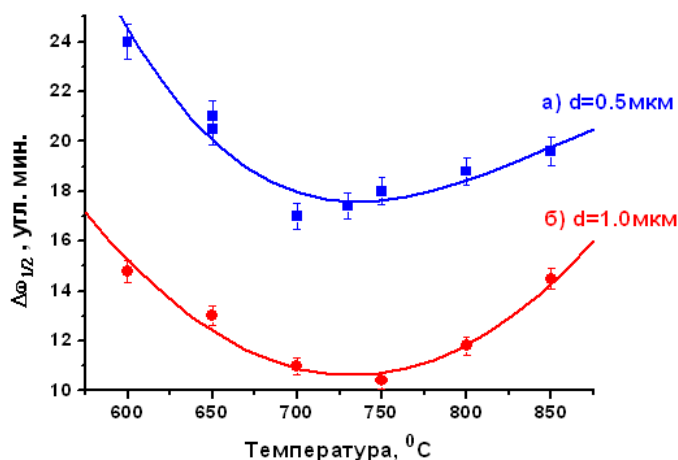


Рис. 5. Зависимость ширины кривой качания $\Delta\varphi_{1/2}$ от температуры роста для слоев Si толщиной а) 0,5 мкм б) 1,0 мкм.

Морфология поверхности слоев Si на сапфире ухудшалась при повышении

температуры роста. Задача выращивания на сапфире субмикронных слоев Si с достаточно гладкой поверхностью была решена за счет разработки двухтемпературного режима роста, который заключался в осаждении тонкого ($\leq 0,1$ мкм) зародышевого слоя Si при пониженной температуре (500-550°C) и последующего осаждения основной части слоя при повышенной температуре (700-750°C). Как показали исследования начальной стадии роста Si на сапфире, при низкой температуре формируются островки Si малых размеров. Это облегчает процесс их рекристаллизации при последующем повышении температуры для выращивания основной части слоя и ориентирования их в одном направлении.

Таким образом, рост слоев Si на сапфире (1 $\bar{1}$ 02) из сублимационного источника при различных температурных режимах показал, что грубая морфология поверхности слоев может быть обусловлена образованием крупных зародышевых частиц на начальной стадии роста либо низкой поверхностной подвижностью адатомов. Относительно низкая подвижность адатомов Si приводит к формированию трехмерных островков. Данная проблема может быть решена за счет внешнего воздействия на процесс роста, например, облучения поверхности растущего слоя низкоэнергетическими ионами. В работе [12] было показано, что при приложении к подложке отрицательного относительно сублимационного источника Si потенциала $V = -(50-300$ В) в потоке атомов из источника появляется и ионная составляющая, которая способствовала снижению температуры перехода от роста слоев Si со структурой поликристалла к росту аморфных слоев на окисленной Si-подложке.

Данная методика роста была использована для выращивания КНС-структур при $T_S = 450-600^\circ\text{C}$ и $V = -200$ В. Результаты исследования структуры слоев показали, что сравнимые по структурному совершенству слои растут при $T_S = 470^\circ\text{C}$ с приложением $V = -200$ В и при $T_S = 600^\circ\text{C}$ без приложения потенциала. Ширина $\Delta\omega_{1/2}$ кривой качания на полувывоте максимума интенсивности пика рентгеновской дифракции от этих слоев Si(100) толщиной 0,5 мкм составляла 31,8 и 33,7 угл.мин, соответственно. Слои Si, выращенные с приложением потенциала, имели также более гладкую морфологию поверхности. Величина RMS (среднеквадратичная шероховатость) от скана их поверхности размером 10×10 мкм составляла 3,2 нм, в отличие от величины RMS = 5,5 нм слоев, выращенных без приложения потенциала.

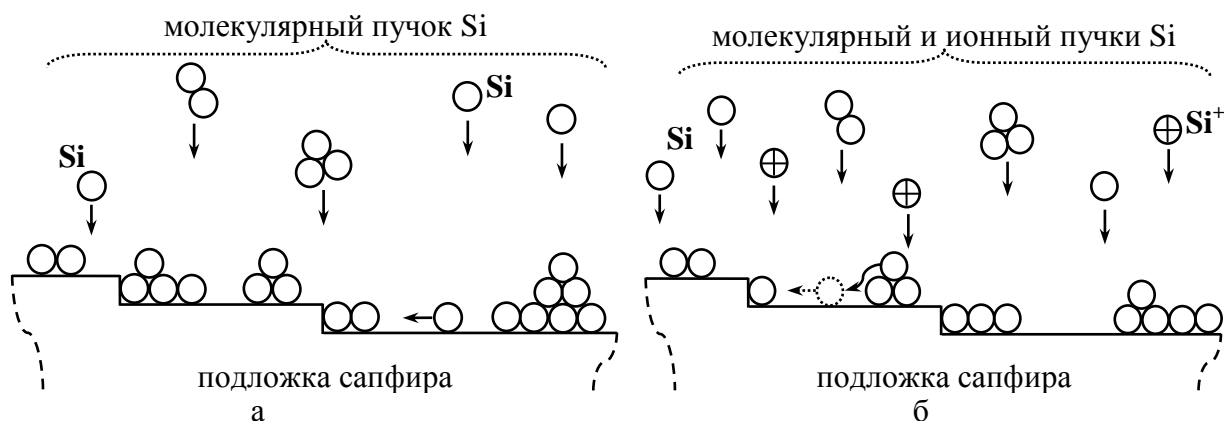


Рис. 6. Схематическое изображение процесса эпитаксиального роста из молекулярного пучка Si (а) и смешанного молекулярного с ионным пучком (б).

Наблюдаемое улучшение структурного совершенства слоев Si, сглаживание морфологии поверхности и снижение температуры роста при росте с приложением отрицательного потенциала к подложке сапфира было объяснено на основе предложенной модели. В процессе роста без приложения отрицательного потенциала к подложке адатомы Si располагаются на ее поверхности в пределах области, определяемой их кинетической энергией. Если ее недостаточно, то они занимают произвольное состояние на поверхности и тем самым приводят не только к формированию дефектов кристаллической решетки, но и развитию неоднородного (грубого) рельефа поверхности слоя (рис. 6,а). В случае приложения к подложке отрицательного потенциала, поскольку энергия ионов Si^+ выше энергии нейтральных атомов кремния, то это способствует усилению подвижности адатомов Si. Ионы Si^+ , бомбардируя поверхность в процессе эпитаксиального роста или мигрируя по поверхности подложки, испытывают соударения с адатомами Si, придавая последним дополнительный импульс (рис. 6,б). В результате увеличивается подвижность адатомов Si и вероятность встраивания их в наиболее выгодную позицию. Кроме того, это способствует более однородному распределению адатомов на поверхности подложки. При подходе адатомов Si к ступени они закрепляются на ней, что создает условия для формирования плоского кристаллического слоя и обеспечивает эпитаксиальный рост.

В работе исследовано структурное совершенство слоев Si на подложках сапфира стандартной формы $\varnothing=76$ мм и 100 мм, выращенных при $T_s=700^\circ\text{C}$. По данным методов электронографии и рентгеновской дифракции все исследуемые слои являлись монокристаллическими и имели ориентацию (100). Определено, что структурное совершенство сохраняется по площади подложки: разброс значений параметра $\Delta\omega_{1/2}$ не превышает 10% от значения $\Delta\omega_{1/2}$ в центре подложки.

В **пятой главе** представлены результаты исследования методами РД, электронографии, АСМ и ФЛ эпитаксиального роста слоев твердого раствора $Si_{1-x}Ge_x$ на подложках сапфира (1 $\bar{1}$ 02) и КНС-структурах в зависимости от температуры роста и толщины буферного слоя Si, а также от содержания Ge. Осаждение релаксированного слоя SiGe на сапфире, подобно КНС-структуре, представляет собой новый гетероэпитаксиальный материал, который должен способствовать улучшению приборных характеристик с преимуществами тонкопленочных КНС-структур [13]. В небольшом числе работ по выращиванию таких структур сообщалось, что при газофазном осаждении при температуре 800-900 $^\circ\text{C}$ слои SiGe, как и слои чистого Ge, имели ориентацию (110) и высокую плотность дефектов упаковки.

В представленной диссертационной работе было установлено, что прямое осаждение слоев $Si_{1-x}Ge_x$ с $x = 15-20\%$ при температуре подложки 550-700 $^\circ\text{C}$ приводит к формированию эпитаксиальных слоев с высокой дефектностью, а методом РД обнаружено присутствие в них ориентации (100), (110) и (111). Слои имели грубую морфологию поверхности. Это объясняется формированием островков SiGe при повышении температуры роста.

Другой подход предусматривал рост слоев SiGe на КНС-подложках. На подложках сапфира при $T_s = 565^\circ\text{C}$ были выращены тонкие ($\sim 0,1$ мкм) слои Si, а

затем при $T_S = 350-500^\circ\text{C}$ выращивали слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с $x = 15\%$ и толщиной $\sim 0,2$ мкм. Установлено, что при $T_S \geq 360^\circ\text{C}$ по данным метода электронографии росли монокристаллические слои, причем для слоев, выращенных при $T_S = 380-390^\circ\text{C}$, на электронограммах наблюдались Кикучи-линии, что свидетельствовало о наиболее совершенной структуре слоев. При $T_S < 360^\circ\text{C}$ и $T_S \geq 500^\circ\text{C}$ росли слои со структурой поликристалла.

Исследование методом РД показало, что зависимость структурного совершенства слоев SiGe на КНС-структуре, как и слоев Si на сапфире, от температуры роста носит немонотонный характер. Наиболее совершенные по структуре слои ($\Delta\omega_{1/2} \sim 16$ угл.мин.) росли при температуре $\sim 410^\circ\text{C}$. Следует отметить, что структурное совершенство слоев SiGe на КНС-подложках несильно отличается от структурного совершенства таких слоев, выращенных на подложках Si(100) ($\Delta\omega_{1/2} \sim 11$ угл.мин.). Морфология поверхности слоев SiGe на КНС-подложках зависит от температуры роста. Наиболее гладкие (RMS=1 нм) слои росли при $T_S=360^\circ\text{C}$, и с повышением температуры роста их поверхность огрубляется, что является следствием формирования островков SiGe при повышении температуры роста [14].

При уменьшении толщины буферного слоя Si от 100 нм до 50 нм выращенный на нем слой SiGe изменял ориентацию с (100) на (110). Основной причиной выделения преимущественной ориентации SiGe(110) может быть несоответствие решеток сапфира и слоя твердого раствора SiGe. Ориентация слоя SiGe(110) на плоскости сапфира (1 $\bar{1}$ 02) является наиболее выгодной.

В этой главе также демонстрируется успешное применение метода сублиминационной МПЭ для выращивания структур с легированными атомами эрбия слоями SiGe на КНС-подложках. Были выращены слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x:\text{Er}$ толщиной ~ 1 мкм с $x = 25\%$. Для исследования ФЛ на $\lambda = 1,54$ мкм сверху он зарастивался покровным слоем Si толщиной 0,1 мкм.

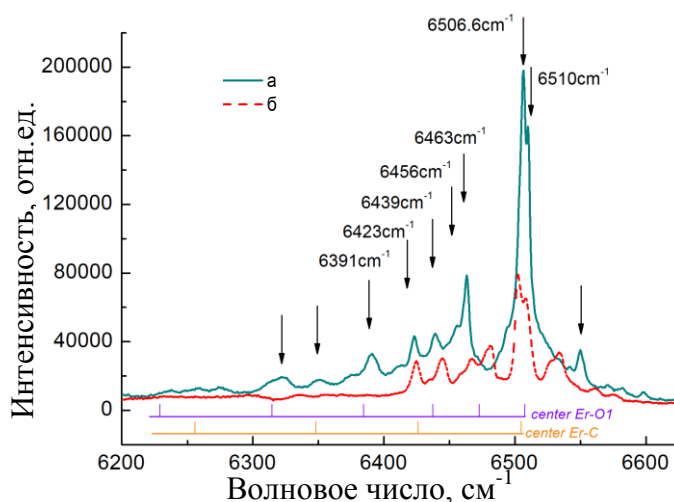


Рис. 7. Спектр ФЛ от структур SiGe:Er, выращенных на подложке а) КНС; б) Si(001). Стрелками на рисунке показано положение линий ФЛ доминирующих оптически активных центров иона Er^{3+} .

Для таких структур наблюдался интенсивный сигнал ФЛ, обусловленный примесью эрбия, и отсутствуют полосы, которые указывали бы на присутствие дефектов в структуре (рис. 7,а). Для сравнения исследовалась и аналогичная

структура, которая была выращена на подложке Si(100) (рис. 7,б). Спектры ФЛ обоих образцов характеризовался тонкой структурой спектра иона Er^{3+} . Сигнал ФЛ в области длин волн 1,54 мкм от структур SiGe:Er на KHC-подложках отличается максимальной интенсивностью.

В Заключение приведены основные результаты и выводы работы.

1. Разработан и изготовлен комплект устройств для сублимационной МПЭ Si: устройство колебательного движения (сканирования) источника относительно подложки для осаждения слоя на подложки стандартной формы (диски диаметром до 100 мм); устройство для нагрева до высоких ($\sim 1450^\circ\text{C}$) температур оптически прозрачной в видимом диапазоне волн подложки (сапфира); устройство сублимационного источника высокой интенсивности и чистоты потока с возможностью его легкой замены.

2. Написаны программы расчета распределения толщины слоя Si по площади подложки в зависимости от геометрических параметров и закона движения плоского сублимационного источника. Определены условия МПЭ, обеспечивающие рост слоев Si однородной толщины на подложках стандартной формы. Экспериментальное исследование процесса роста подтвердило теоретические оценки. Установлено, что наиболее однородное распределение толщины слоев по площади подложки достигается при движении источника по линейному закону: распределение толщины имеет вид усеченной четырехгранной пирамиды, а ее разброс составляет $\sim 5\%$ на площади, ограниченной координатами $x = \pm 34$ мм и $y = \pm 50$ мм (центр координат находится в центре подложки).

3. Обнаружено, что *in situ* высокотемпературный отжиг подложек сапфира в потоке атомов Si при $T_S \geq 1210^\circ\text{C}$, а без потока при $T_S \geq 1400^\circ\text{C}$ приводит к формированию на их поверхностях ступеней атомарной высоты, на которых при последующем росте зарождаются островки Si. Появление ступеней было объяснено микроразориентацией исходной поверхности сапфира, которая при отжиге превращается в террасчатую поверхность. Взаимодействие атомов Si с поверхностью сапфира (Al_2O_3) при его отжиге проходит по известной химической реакции, продуктами которой являются атомы Al и летучая моноокись SiO. В результате испарения ее происходит и испарение адсорбированных атомов кислорода и углерода.

4. Установлено, что на начальной стадии роста Si на сапфире наблюдается островковый характер. Плотность мест зарождения близка к плотности их в слоях, выращенных ГФЭ из силана. С увеличением толщины слоя механизм роста сменяется на послойный. Из зависимости плотности зародышей от времени роста установлено, что образование и рост зародышей происходит по механизму насыщения со временем, а характер зависимости поперечного размера частиц от времени позволяет заключить, что рост частиц в плоскости подложки происходит быстрее, чем в высоту. Это свидетельствует о преобладании влияния поверхностной диффузии в процессе роста.

5. Исследована зависимость структурного совершенства слоев Si на сапфире от температуры роста, в которой был определен вид структуры, сделана количественная оценка их структурного совершенства и выявлена кинетика перехода от монокристаллического роста к росту поликристалла при снижении температуры роста. Установлено, что зависимость структурного совершенства слоев Si на сап-

фире от температуры роста носит немонотонный характер. Слои со структурой монокристалла растут в интервале температур 550-850°C. При этом наиболее совершенные по структуре слои формируются при $T_S = 700-750^\circ\text{C}$. Ухудшение структурного совершенства слоя при низких температурах объясняется снижением подвижности адатомов. При высоких температурах ($>850^\circ\text{C}$) происходит фазирование поверхности сапфира, рост слоя Si на такой грубой поверхности требует аккомодации слоев на выступах и ямках за счет образования дислокаций или дефектов упаковки. Разработан режим двухтемпературного роста для эффективного сглаживания морфологии поверхности слоя Si на сапфире за счет использования низкотемпературного (500-550°C) зародышевого слоя Si толщиной $<0,1$ мкм и последующего роста основного слоя при повышенной температуре.

6. Установлено, что при одинаковой температуре роста в интервале 450-600°C структурное совершенство слоев кремния на сапфире, выращенных с приложением отрицательного потенциала (-200 В) к подложке, выше, а морфология поверхности значительно глаже, чем слоев, выращенных без приложения потенциала. Эти различия слоев усиливаются при снижении температуры роста. Структурное совершенство и морфология поверхности слоев, выращенных с приложением потенциала при $T_S = 475^\circ\text{C}$, соответствует слоям, выращенным без приложения потенциала при $T_S = 600^\circ\text{C}$, т.е. разница температур составляет $\sim 125^\circ\text{C}$. Данный эффект объясняется на основе модели усиления подвижности нейтральных адатомов Si за счет передачи им части энергии ионов Si^+ .

7. Показано, что рост слоев твердого раствора SiGe в МПЭ непосредственно на подложках сапфира приводит к появлению в слоях кристаллитов с разной ориентацией: помимо (001) еще и (011), и (111), что объясняется несоответствием параметров решеток слоя и подложки. Формирование слоев SiGe с единственной ориентацией (001) возможно при введении буферного слоя Si толщиной $\sim 0,1$ мкм.

8. Методом МПЭ из сублимационного источника кремния и введением в камеру роста германа (GeH_4) выращены многослойные структуры Si/Si_{1-x}Ge_x:Er/Si/сапфир с толщиной слоев SiGe:Er больше критической толщины и $x=0,15-0,25$, которые демонстрируют ФЛ на $\lambda = 1,54$ мкм высокой интенсивности.

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Gated Hall effect measurements in high-mobility *n*-type Si/SiGe modulation-doped heterostructure / K. Ismail, M. Arafa, F. Stern, J.O. Chu, B.S. Meyerson // Appl. Phys. Lett. – 1995. – V.66. – P.842-844.
2. Advanced thin-film silicon-on-sapphire technology: microwave circuit applications / R.A. Johnson, P.R. de la Houssaye, C.E. Chang, P-F. Chen, M.E. Wood, G.A. Garcia, I. Lagnado, P.M. Asbeck // IEEE Trans. Electron Dev. – 1998. – V.45. – P.1047-1054.
3. Silicon on sapphire CMOS for optoelectronic microsystems / A.G. Andreou, Z.K. Kalayjian, A. Apsel, P.O. Pouliquen, R.A. Athale, G. Simonis, R. Reedy // Circuits and Systems. – 2001. – V.1. – P.22-30.
4. Wado H. Epitaxial growth of SiGe on Al₂O₃ using Si₂H₆ gas and Ge solid source molecular beam epitaxy / H.Wado, K.Ohtani, M.Ishida // J.Crystl.Growth. - 1996. - V.169. -P.457-462.
5. Molecular beam epitaxy versus chemical vapor deposition of silicon on sapphire / E.D. Richmond, M.E. Twigg, S. Qadri, J.B. Pellegrino, M.T. Duffey // Appl. Phys. Lett. – 1990. – V.56. – P.2551-2553.
6. Шенгуров В.Г. Молекулярно-лучевая эпитаксия кремния с использованием субли-

мирующих источников / В.Г. Шенгуров // Поверхность. Физика. Химия. Механика. – 1994, №10-11. – С.44-50.

7. Гетероэпитаксиальные структуры $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ (100), полученные сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксией в среде GeH_4 / С.П. Светлов, В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, З.Ф. Красильник, Б.А. Андреев, Ю.Н. Дроздов // Известия РАН, сер. Физическая. – 2001. – V.65. – с.204-207.

8. Установка для сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии кремния / С.П. Светлов, В.Г. Шенгуров, В.А. Толочасов, Г.Н. Горшенин, В.Ю. Чалков // Приборы и техника эксперимента. – 2001, №5. – С.137-140.

9. Лозгачев В.И. Распределение потоков молекул на плоскости при испарении в вакууме / В.И. Лозгачев // Журнал технической физики. – 1962. – Т. XXXII, Вып.8. – С.1012-1022.

10. Chang C.C. Silicon-on-sapphire epitaxy by vacuum sublimation: LEED-Auger studies and electronic properties of the films / C.C. Chang // J. Vac. Sci. Technol. – 1971. – V.8. – P.500-511.

11. Портнов В.Н., Чупрунов Е.В. Возникновение и рост кристаллов. – М.: «Физматлит». – 2006. – 328 с.

12. Эффекты воздействия низкоэнергетических ионов на рост кремниевых пленок / Д.В. Шенгуров, А.В. Шабанов, Д.А. Павлов, В.Г. Шенгуров, А.Ф. Хохлов // Тез. докл. XIII-ой Межд. конф. «Взаимодействие ионов с поверхностью». – М.:1997. – Т.2. – С.346-349.

13. Advanced thin-film silicon-on-sapphire technology: microwave circuit applications / R.A. Johnson, P.R. de la Houssaye, C.E. Chang, P-F. Chen, M.E. Wood, G.A. Garcia, I. Lagnado, P.M. Asbeck // IEEE Trans. Electron Dev. – 1998. – V.45. – P.1047-1054.

14. Teichert C. Self-organization of nanostructures in semiconductor heteroepitaxy / C. Teichert // Physics Reports. – 2002. – V. 365, №4. – P. 335-432.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

A1. Денисов С., Шенгуров В. Эпитаксиальные слои кремния на сапфире, выращенные сублимационной МЛЭ. Рост, структура, морфология и некоторые свойства. // 2012. – LAP Lambert Academic Publishing. – 88 с. ISBN: 978-3-8484-2311-8.

A2. Выращивание слоев кремния на сапфире (1 $\bar{1}$ 02) методом молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Д.А. Павлов, Ю.Н. Дроздов, П.А. Шилиев // Известия ВУЗов. Поволжский регион. Естественные науки. – 2004. –Т.5, №.14. – С.77-82.

A3. Выращивание монокристаллических субмикронных слоев кремния на сапфире (1 $\bar{1}$ 02) методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Д.А. Павлов, Ю.Н. Дроздов, П.А. Шилиев // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2005. – №.11. – С.32-39.

A4. Свойства слоев кремния, полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии / В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Г.Н. Горшенин, Д.В. Шенгуров, С.А. Денисов // Неорганические материалы. – 2005. – Т.41. – С.1287-1291.

A5. Методы легирования слоев кремния в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии / В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Д.В. Шенгуров, С.А. Денисов // ФТП. – 2006. – Т.40. – С.188-194.

A6. Свойства слоев кремния на сапфире, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, Д.А. Павлов, П.А. Шилиев, Е.В. Коротков, С.М. Планкина, Е.А. Питиримова, В.Н. Трушин, С.В. Тихов,

Д.Г. Будеско // Вестник ННГУ. Серия ФТТ. – 2006. – №.1(9). – С.185-190.

А7. Структурное совершенство гетероэпитаксиальных слоев кремния на сапфире, выращенных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, Д.А. Павлов, Е.В.Коротков, Е.А. Питиримова, В.Н. Трушин // Неорганические материалы. – 2007. – Т.43. – С.391-398.

А8. Выращивание методом молекулярно-лучевой эпитаксии кремниевых слоев n- типа проводимости на сильнолегированных бором подложках / В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, Д.В. Шенгуров, С.А. Денисов // ФТП. – 2009. – Т.43. – С.193-196.

А9. Низкотемпературный рост слоев кремния на сапфире методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Е.А. Питиримова, В.Н. Трушин // Вестник ННГУ. Серия ФТТ. – 2009. – №.2. – С.49-54.

А10. Слабосигнальный эффект поля в гетероэпитаксиальных слоях кремния на сапфире, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии / С.В. Тихов, В.Г. Шенгуров, Д.А. Павлов, П.А. Шиляев, С.А. Денисов // Вестник ННГУ. Серия ФТТ. – 2009. – №.4. – С.39-44.

А11. Подготовка поверхности сапфира для выращивания слоев кремния методом молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, Д.А. Павлов, Е.А. Питиримова // Неорганические материалы. – 2010. – Т.46. – С.773-782.

А12. Электрофизические свойства тонких слоев кремния на сапфире, полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии / С.В. Тихов, В.Г. Шенгуров, Д.А. Павлов, П.А. Шиляев, Е.А. Питиримова, В.Н. Трушин, Е.В. Коротков, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков // Вестник ННГУ. Серия ФТТ. – 2010. – №.2(1). – С.60-65.

А13. Структурные и электрофизические свойства сильнолегированных тонких слоев кремния на сапфире, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии / Д.А. Павлов, С.В. Тихов, П.А.Шиляев, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, Е.В. Коротков, С.В. Турков // Вестник ННГУ. Серия ФТТ. – 2010. – №.5(2). – С.309-312.

А14. Диагностика тонких слоев кремния на сапфире в системе электролит/полупроводник / С.В. Тихов, Д.А. Павлов, В.Г. Шенгуров, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, П.А. Шиляев, Е.В. Коротков, С.В. Турков // Вестник ННГУ. Серия ФТТ. – 2010. – №.5(2). – С.313-316.

А15. Установка и вакуумный метод эпитаксиального выращивания многослойных структур, содержащих слои Si, Ge и SiGe / В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, С.А. Денисов, С.П. Светлов, Д.В. Шенгуров // Вакуумная техника и технология. – 2011. – Т.21. №1. – С.45-48.

А16. Легирование бором гетероструктур $Si_{1-x}Ge_x/Si$ в процессе сублимации кремния в среде германа / В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, С.А. Денисов, Д.В. Шенгуров, Р.Х. Жукавин, М.Н. Дроздов // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т.37, Вып.13. – С.24-30.

А17. Гетероструктуры $Si_{1-x}Ge_x$ на КНС-подложках, полученные методом сублимации кремния в среде германа / С.А. Матвеев, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров // Физическое образование в ВУЗах. – 2012. – Т.18, №1. – С.П32.

А18. Исследование структуры эпитаксиальных слоев кремния, выращенных на подложках сапфира, поверхность которых очищена молекулярным потоком кремния / С.А. Денисов, В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Е.А.Питиримова // Тезисы докладов V Международной конференции и IV школы молодых ученых и специалистов по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе «Кремний-2008», Черногловка, Россия, 1-4 июля 2008. – С.168.

A19. Выращивание слоев SiGe на КНС-структурах методом молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, С.А. Матвеев // X-я юбилейная Международная научная конференция «Химия твёрдого тела: наноматериалы, нанотехнологии», Ставрополь, Россия, 17-22 октября 2010. – С.137-138.

A20. Эпитаксиальное выращивание слоев Si из сублимационного источника на подложках диаметром до 100 мм / С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, С.П. Светлов, В.Г. Шенгуров // Тезисы докладов VIII-ой Международной конференции по актуальным проблемам физики, материаловедения, технологии и диагностики кремния, нанометровых структур и приборов на его основе «Кремний-2011», Москва, Россия, 5-8 июля 2011. – С.135.

A21. Распределение слоя кремния, выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии, на сапфировой подложке диаметром 100 мм / С.А. Денисов, В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков // Тезисы докладов 7-ой конференции Всероссийской молодежной научной школы «Материалы нано-, микро-, оптоэлектроники и волоконной оптики: физические свойства и применение», Саранск, Россия, 7-10 октября 2008. – С.145.

A22. Влияние приложения потенциала к подложке на структуру и морфологию слоев Si на сапфире / С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров, Е.В. Коротков, Д.А. Павлов, Е.А. Питиримова, В.Н. Трушин // Тезисы докладов III-й Всероссийской конференции «Физические и физико-химические основы ионной имплантации», Нижний Новгород, Россия, 26-29 октября 2010. – С.95-96.

A23. Зародышеобразование и рост кремниевых слоев на сапфире методом молекулярно-лучевой эпитаксии / С.А. Денисов, Е.В. Коротков, В.Ю. Чалков, В.Г. Шенгуров // Тезисы докладов 4-й межрегиональной молодежной научной школы «Материалы нано-, микро- и оптоэлектроники: физические свойства и применение», Саранск, Россия, 5-7 октября 2005. – С.95.

Патенты и заявки на изобретение

Б1. Патент Устройство для вакуумного напыления пленок / В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, С.А. Денисов // Патент №2411304, дата выдачи 10.02.2011, дата приоритета 21.07.2009.

Б2. Патент Сублимационный источник напыляемого материала для установки молекулярно-лучевой эпитаксии / В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, С.А. Денисов, Д.В. Шенгуров // Патент №2449411, дата выдачи 27.04.2012, дата приоритета 13.01.2011.

Б3. Устройство нагрева подложки для установки изготовления полупроводниковой структуры / В.Г. Шенгуров, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, С.П. Светлов // Заявка на изобретение №2010149024 от 30.11.2010. Принято положительное решение о выдаче патента от 06.04.2012.