

на правах рукописи



ГОНЧАРОВА Лидия Михайловна

**СУБЛИМАЦИОННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ
ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СЛОЕВ
В МИКРОРАЗМЕРНЫХ РОСТОВЫХ ЯЧЕЙКАХ**

01.04.07 – физика конденсированного состояния

Автореферат

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Новочеркасск – 2019

Работа выполнена в ФГБОУ ВО «Южно-Российский государственный политехнический университет (НПИ) имени М.И. Платова»

Научный руководитель доктор физико-математических наук, доцент
Чеботарев Сергей Николаевич,

Официальные оппоненты Бавижев Михаил Данильевич,
доктор физико-математических наук, профессор,
Лауреат Государственной премии РФ
в области науки и техники,
Почетный работник высшего
профессионального образования РФ,
АО НПП «Радий», г. Москва,
вице-президент

Павленко Анатолий Владимирович,
доктор физико-математических наук,
ФИЦ «Южный научный центр Российской
академии наук», лаборатория наноразмерных
активных сред и материалов, г. Ростов-на-Дону,
ведущий научный сотрудник

Ведущая организация ФГАОУ ВО «Южный федеральный
университет», научно-исследовательский
институт физики, г. Ростов-на-Дону,

Защита состоится 2 марта 2020 г. в 14 часов 00 минут на заседании диссертационного совета Д 212.101.07 Кубанского государственного университета по адресу: 350040, Краснодар, ул. Ставропольская, 149.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Кубанского государственного университета и на сайте www.kubsu.ru

Автореферат разослан «__» января 2020 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.101.07,
доктор физико-математических наук

Зарецкая М.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность и степень проработанности темы исследования

Развитие полупроводникового материаловедения, электроники и фотоники обусловлено совершенствованием технологических методов получения новых материалов [1] и совершенствованием их свойств [2] путем использования многослойных композиций [3], квантовых эффектов [4] и управляемого легирования [5]. Одним из перспективных направлений развития оптоэлектроники является переход от традиционных оптоэлектронных гетероструктур А3В5 к кремниевым материалам [6]. Выбор кремния обусловлен его широким распространением при производстве изделий классической электроники [7] и солнечной энергетики [8]. Однако, кремний является непрямозонным полупроводником, что существенным образом подавляет его излучательную способность при электронно-дырочной рекомбинации [9]. В этой связи кремний долгое время не относился к оптическим материалам. Ситуация начала меняться после получения наноразмерных гетероструктур «кремний-германий» с квантовыми ямами [10] и точками [11], а также кремниевым структурам, легированных эрбием [12]. Результаты этих и аналогичных работ показали возможность создания интегрированных кремниевых оптических устройств, способных работать на длине волны 1,54 мкм [13], которая соответствует максимуму прозрачности наиболее распространенных оптоволоконных кварцевых коммуникационных линий [14].

Общепризнанной технологией выращивания гетероструктур является молекулярно-пучковая эпитаксия [15], позволяющая получить достаточно совершенные приборные структуры GeSi [16] и SiEr [17]. Отдельными причинами недостаточного массового производства светоизлучающих структур на основе кремния методом молекулярно-пучковой эпитаксии являются малые коэффициенты переноса ростового вещества и активных примесей, а также проблематичное выращивание равномерных слоев на подложках большого диаметра [18].

Указанные причины обуславливают развитие альтернативных технологий получения оптоэлектронных кремниевых структур. Одной из возможных разновидностей молекулярно-пучковой эпитаксии является сублимационная кристаллизация при близком расстоянии источника и подложки. Ранее были исследованы простейшие варианты кристаллизации элементарных материалов в ростовой зоне, образованной соосными пластинами и предложены две модели массопереноса: зеркальная и диффузионная [19]. Показано, что использование сублимационного источника позволяет повысить чистоту процесса, а также защитить ростовую зону от внедрения фоновых примесей из остаточной вакуумной среды камеры ростовой установки [20].

Основываясь на анализе литературы отметим, что универсальный теоретический подход к моделированию массопереноса при сублимационной кристаллизации, применимый к различным источникам вещества при варьировании геометрии ростовой ячейки и температуры, не разработан. Кроме того, систематические исследования сублимационной кристаллизации полупроводников (кремния, германия), металлов (молибдена, эрбия) на подложки кремния, графита, молибдена различной конфигурации не проводились. Для решения обозначенных задач необходимо разработать аппаратное оформление и методики

экспериментальных исследований металлических и полупроводниковых слоев. Совокупность обозначенных проблем и составила предмет диссертационного исследования.

Цель диссертационной работы состоит в изучении физических закономерностей сублимационной кристаллизации полупроводниковых и металлических слоев в условиях вакуумной микроячейки различной конфигурации и исследовании их свойств.

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

1. Провести теоретический анализ кинетики массопереноса полупроводников и металлов при кристаллизации из сублимирующихся источников в условиях микроразмерной ростовой ячейки различной геометрической формы с учетом потерь вещества и переотражения атомов.

2. Создать лабораторную методику получения и исследования особенностей сублимационной кристаллизации полупроводников и металлов с образованием моно- и гетероструктур.

3. Экспериментально исследовать кинетику массопереноса кремния, германия, молибдена, эрбия в ростовых микроячейках плоской, цилиндрической, рельефной форм при различных размерах вакуумной зоны, температурах источника и подложки, перепадах температур на границах зоны.

4. Исследовать морфологию поверхности, основные типы дефектов, люминесцентные свойства структур, выращенных сублимационным методом.

Положения, выносимые на защиту

1. Моноэпитаксию кристаллических слоев кремния на подложках кремния с кристаллографической ориентацией (100) в условиях микроразмерной сублимационной ростовой зоны необходимо проводить при температурах 1575 - 1625 К, скачке температуры между источником и подложкой 220 – 250 К, толщинах микроячейки 70 – 100 мкм.

2. В узкой краевой области кремниевой подложки ($0,95 < R < 1$) формируются дефекты упаковки, что обусловлено наличием остаточных оксидных пленок, а также сфероидные металлосодержащие объекты $W(\text{Si}) > 95\%$, $W(\text{Fe}) = 3\%$, $W(\text{Cr}) = 1\%$, $W(\text{Ni}) < 0,5\%$, образование которых стимулировано фоновыми примесями элементов технологической оснастки.

3. Уменьшение длины цилиндрической подложки с 30 до 10 см при сублимации молибдена приводит к возрастанию потерь ростового вещества и снижению интегральной скорости процесса на 1 мкм/ч. Сужение цилиндрической вакуумной зоны с 1000 мкм до 500 мкм позволяет снизить краевой эффект потерь ростового вещества с 12% до 3%.

4. Двухстороннее сублимационное осаждение молибдена на графитовые подложки с прямоугольным рельефом при скорости 35 мкм/ч и толщине вакуумной микроячейки 100 мкм обеспечивает однородность слоя на внутренней стороне подложки толщиной 1 мм не хуже 7%.

5. Формирование направленных потоков в температурном интервале от 575 до 625 °С из гексагонально упорядоченных ячеек, механически высверленных в молибденовой пластине и заполненных германием, находящимся в жидкой фазе при

близком расстоянии источника и подложки обеспечивает управляемое нанесение слоев германия на кремниевые подложки с шероховатостью поверхности не превышающей 1,7 нм. Повышение температуры до 750 – 800 °С приводит резкому ухудшению состояния поверхности с повышением шероховатости до 28 нм, что обусловлено образованием пронизывающих слоев дислокаций.

6. Сочетанием сублимационной кристаллизации с жидкофазной эпитаксией удается провести управляемое легирование кремния примесями эрбия. Для этого необходимо сублимационным методом на молибденовой пластине при температуре подложки 1150-1175 °С, температуре источника 1230 – 1240 °С и скорости 115 – 120 мкм/ч нанести эрбиевый слой толщиной 15 – 60 мкм, затем молибденовые пластины с нанесенным слоем эрбия объединить в сэндвич-композицию и провести легирование кремния эрбием жидкофазной эпитаксией.

Научная новизна:

– разработана имитационная модель массопереноса при сублимационной кристаллизации в ростовых ячейках произвольной конфигурации, учитывающая температуры источника и подложки, толщину вакуумной зоны, поперечные размеры зоны, коэффициенты сублимации и конденсации;

– предложен способ расчета скорости процесса и распределение толщины слоя по поверхности подложки в условиях многократного переотражения от границ ростовой зоны;

– рассчитаны и экспериментально исследованы закономерности массопереноса в ростовых зонах различной геометрии: линейной, цилиндрической, с прямоугольным рельефом и дискретными источниками. Получены зависимости относительной скорости сублимационной кристаллизации и продольное распределение толщины слоя от линейных размеров ростовых микроячеек;

– исследована температурная зависимости массопереноса при сублимационной кристаллизации, а также изучены краевые эффекты, обусловленные снижением температуры на границах ростовой зоны;

– определены и изучены основные типы дефектов, образующихся на краевых участках подложки при сублимационной кристаллизации.

Практическая значимость:

– разработан лабораторный способ выращивания низкодефектных монокристаллических слоев кремния в плоскопараллельных вакуумных микроячейках;

– предложена методика выращивания низкодефектных слоев германия на кремнии путем формирования направленных потоков из гексагонально упорядоченных ячеек, заполненных жидким германием при близком расстоянии источника и подложки;

– продемонстрированы возможности равномерной металлизации внутренней поверхности полых тел цилиндрической формы, используя резистивно нагреваемые сублимирующей проволочные источники, изготовленные из тугоплавких металлов.

– разработан комплексный двухстадийный способ выращивания слоев кремния, легированного эрбием, сочетающий сублимационную кристаллизацию с жидкофазной эпитаксией.

Личный вклад автора

Постановка исследовательских задач, анализ и обсуждение полученных результатов проводился совместно с научным руководителем. Личный вклад автора состоит в разработке модели и проведению расчетов кинетики массопереноса и краевых эффектов в ростовых зонах различной геометрии, исследовании закономерностей кристаллизации кремниевых, германиевых, молибденовых и эрбиевых слоев, получении и измерении свойств и характеристик экспериментальных образцов, подготовке основных публикаций по тематике работы.

Степень достоверности

Достоверность полученных результатов подтверждается использованием широкого спектра экспериментальных методов для изучения репрезентативной выборки образцов, применением моделей и теоретических подходов, согласующихся с результатами экспериментальных исследований и литературными данными в тех областях, где это сравнение допустимо. Достоверность подтверждается использованием предложенных разработок при проведении работ по гранту Российского фонда фундаментальных исследований (15-08-08263) и проекта в рамках федеральной целевой программы «Исследования и разработки» №14.576.21.033.

Апробация результатов

Результаты диссертации докладывались и обсуждались на международных и всероссийских конференциях: 4th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures: SPb Open-2017, Санкт-Петербург, 3 – 6 апреля 2017 г., 7th Physics of Lead-free Piezoactive and Related Materials (Analysis of Current State and Prospects of Development): LFPM-2018, п. Лоо, 20 – 24 сентября 2018 г., 5th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures: SPb Open-2018, Санкт-Петербург, 2 – 5 апреля 2018 г., XXV международной конференции «Оптика и спектроскопия конденсированных сред»: ОСКС-2019, 22-28 сентября 2019 г., п. Агой, 8th Physics of Lead-free Piezoactive and Related Materials (Analysis of Current State and Prospects of Development): LFPM-2018, п. Лоо, 25 – 27 сентября 2019 г., п. Лоо, 6th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures: SPb Open-2019, Санкт-Петербург, 22 – 25 апреля 2019 г.

Публикации

Результаты диссертационного исследования опубликованы в 10 научных работах, в том числе 4 статьи в журналах ВАК и Scopus.

Структура диссертации

Диссертация содержит введение, четыре главы, заключение, список цитированной литературы. Содержание диссертации изложено на 116 страницах, включая 51 рисунок. Список цитируемой литературы представлен 110 источниками.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность и степень проработанности выбранного направления исследований, определены цели и задачи диссертационной работы, отражена научная новизна, практическая значимость, степень достоверности и апробация результатов, представлен личный вклад автора, изложены выносимые на защиту положения.

В **главе 1 «Материалы для оптоэлектроники на основе кремния»** представлено обобщение современного состояния исследований в области кремниевой оптоэлектроники. Показаны значительные перспективы перехода оптоэлектроники на кремниевую основу, при использовании кремний-германиевых твердых слоев, квантово-размерных наноструктур и кремниевых слоев, легированных редкоземельными металлами. Слои SiGe при определенном уровне легирования способны проявлять прямозонные свойства, превращая исходно непрямозонные материалы в оптически перспективные. Улучшение светоизлучения достигается также внедрением ионов редкоземельных металлов, например, эрбия в кремний за счет межзонной инициации переходов. Интенсивность фотолюминесценции при введении эрбиевых примесей может существенно возрасти.

Описаны технологические методы выращивания полупроводниковых слоев и квантово-размерных структур: молекулярно-пучковая эпитаксия, осаждение из газовой фазы, а также сублимационная кристаллизация. Молекулярно-пучковая эпитаксия обладает несомненным преимуществом в плане прецизионности управления фронтом роста и уровня легирования слоев и структур. При этом массовое производство этим методом сдерживается по причине сложности и дороговизны технологического оборудования. При этом из литературных источников следует, что использование вакуумных зон микрометровых размеров, образованных близкорасположенными сублимирующимся источником и подложкой, позволяет создать хорошие вакуумные условия для роста эпитаксиальных слоев, а также обеспечивает возможность контролируемого легирования примесями.

Показано, что комплексное исследование процесса получения кремний-германиевых и кремний-эрбиевых структур в условиях сублимационной кристаллизации не проводилось. Кинетика массопереноса указанных веществ остается малоисследованной в условиях ростовой зоны сложной формы с учетом температурных факторов. Моделирование процессов также проведено достаточно разрозненно и с использованием различных подходов: интегрального, диффузионного и имитационного. Кроме того, проведение экспериментальных исследований требует соответствующего методического и аппаратного оформления. Комплекс обозначенных научных и технических проблем и являлся предметом диссертационного исследования.

В **главе 2 «Моделирование массопереноса при сублимационной кристаллизации»** описана разработанная имитационная модель массопереноса при сублимационной кристаллизации в ростовых ячейках произвольной конфигурации,

учитывающая температуры источника $T_{и}$ и подложки $T_{п}$, толщину вакуумной зоны l , поперечные размеры зоны R , коэффициенты сублимации α_c и конденсации α_k .

Количественный анализ массопереноса при сублимационной кристаллизации основывается на задании по определенному алгоритму локальных параметров, характеризующих процессы сублимации и конденсации в привязке к одному атому. Статистическое накопление сведений о единичных актах, характеризующих конкретный атом, позволяет рассчитать как кинетику процесса массопереноса, так и распределение толщин слоя на подложке заданной формы.

Массоперенос описывается в терминах плотности потока сублимированных атомов j , которая является векторной величиной и зависит от коэффициента сублимации α и функции распределения сублимированных атомов по направлениям. Плотность потока зависит от температуры источника и структуры поверхности. Для подсчета вектора плотности потока поверхность источника разбивается на элементарные ячейки. Разбиение можно проводить различными способами, но критерием выбора размеров ячеек на практике является сохранение однородности свойств в пределах ячейки и независимость результатов моделирования от дальнейшего уменьшения размера ячеек. Плотность потока атомов массы m из ячейки, нагретой до температуры T с давлением сублимационных паров p можно найти из уравнения Ленгмюра:

$$j = \alpha [2\pi m k T]^{-0,5} p \quad (1)$$

Давление паров носит активационный характер с энергией E :

$$p = A \exp\left[-E/kT\right] \quad (2)$$

Обобщая, получаем, что каждой элементарной ячейке источника необходимо задать набор параметров: коэффициент сублимации α , энергию активации E сублимации атома, температуру T , массу атома m и параметр экспоненциальной функции A . Объединяя выражения (1) и (2) получим, формулу для количества атомов, которые сублимируют из данной ячейки за время dt :

$$N_i = A_i \alpha_i [2\pi m k T]^{-0,5} \exp\left[-E_i/kT_i\right] dt \quad (3)$$

Выражение (3) позволяет рассчитать количество сублимированных атомов из некоторой i -ячейки, т.е. модуль плотности потока. Однако, плотность потока является векторной величиной и для этого уравнения Ленгмюра недостаточно и используется экспериментально установленный косинусоидальный закон распределения атомов по направлениям.

Моделирование процесса сублимации с поверхности источника основывается на методе статистических испытаний. Расчет строится, используя генератор случайных чисел. Поверхность источника делят на заданное (достаточно большое) число элементарных ячеек. Затем случайным образом выбирают некоторую элементарную ячейку, для которой существует вероятность сублимации W_i :

$$W_i = \frac{N_i}{N_{max}} \frac{A_i \alpha_i [2\pi m k T]^{-0,5} \exp\left[-E_i/kT_i\right]}{A_{max} \alpha_{max} [2\pi m k T]^{-0,5} \exp\left[-E_i/kT_{max}\right]}, \quad (5)$$

Параметры с индексом max характеризуют элементарную ячейку, из которой наблюдается вылет наибольшего количества сублимированных атомов. Отметим, что выражение (5) в общем случае справедливо для произвольных поверхностей источника, имеющих неоднородное распределение поверхностной температуры. В

указанное выражение входит коэффициент сублимации α_i , который зависит от типа материала и состояния его поверхности. Для атомарно-гладких поверхностей монокристаллических источников этот коэффициент можно считать равным единице.

Использование понятия вероятности сублимации позволяет моделировать единичные акты сублимации, а также перейти к расчету кинетики. Таким образом, для выяснения сублимировался ли атом необходимо сгенерировать случайное число ε в интервале от 0 до 1 и сравнить его с вероятностью W_i . Если это число $\varepsilon > W_i$, то наблюдается сублимация атома, в противном случае $\varepsilon < W_i$ – атом остался на источнике.

После сублимации атом движется по прямой, не претерпевая соударений с другими атомами. Это справедливо, так как длина свободного пробега атомов значительно превышает размеры ростовой ячейки. Наиболее удобным способом траектория движения атома задается с помощью двух углов: горизонтального $\varphi \in [0, 2\pi]$ и вертикального $\omega \in [0, \frac{\pi}{2}]$. Горизонтальный угол задается равномерно распределенным генератором случайных чисел $\varepsilon \in [0, 1]$:

$$\varphi = 2\pi\varepsilon, \quad (6)$$

Вертикальный угол должен удовлетворять косинусоидальному закону распределения:

$$\omega = \pi - 2\arccos(\sqrt{1 - \varepsilon}), \quad (7)$$

Углы φ и ω позволяют задать направление движения атома вдоль прямой, из некоторой точки на поверхности подложки, которая определяется по описанному выше методу. Место взаимодействия атома с подложкой находится путем решения системы уравнений, описывающих прямую $\vec{r} = \vec{r}_0 + \vec{a}t$ (траектория движения) и поверхность подложки $F(G)$.

Атом, достигший поверхности подложки, может либо адсорбироваться, либо отразиться. Математически осаждение атома на подложке можно описать, вводя коэффициент конденсации α_k и разыгрывая случайное число $\varepsilon \in [0, 1]$ по аналогии с сублимацией. Только в случае конденсации необходимо сравнивать числа α_k и ε . Если это случайное число меньше коэффициента конденсации $\alpha_k < \varepsilon$, то наблюдается поглощение атома. При обратном условии, атом считается отразившимся. Подложка также, как и источник, предварительно разделена на отдельные дискретные области. Фиксируя количество конденсировавшихся в ячейке атомов N_i , получаем информацию о толщине слоя h_i в ячейке:

$$h_i = N_i \frac{M}{N_A \rho S}, \quad (8)$$

где M – молярная масса, N_A – число Авогадро, ρ – объемная плотность, S – площадь ячейки. Аналогично приросту толщины слоя на подложке рассчитывается уменьшение толщины источника h_j .

Для плоской ячейки на рисунке 1 представлена зависимость относительной скорости сублимационной кристаллизации от линейных размеров ростовой микроячейки. За параметр V_0 выбрана максимальная скорость кристаллизации при отсутствии потерь ростового вещества. Здесь использован универсальный параметр l/R , характеризующий соотношение толщины зазора и радиуса пластин (источника и подложки).

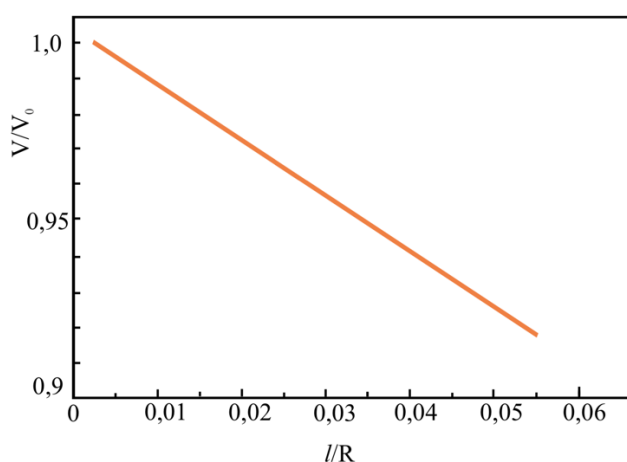


Рисунок 1 – Зависимость скорости сублимационной кристаллизации от размеров плоской зоны

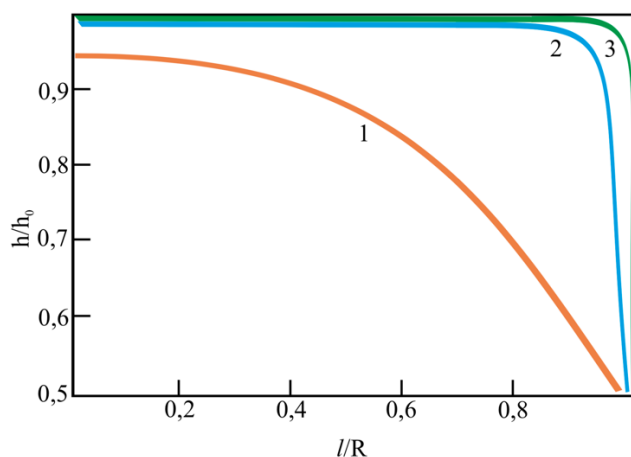


Рисунок 2 – Радиальная неоднородность толщины слоя (полное поглощение)

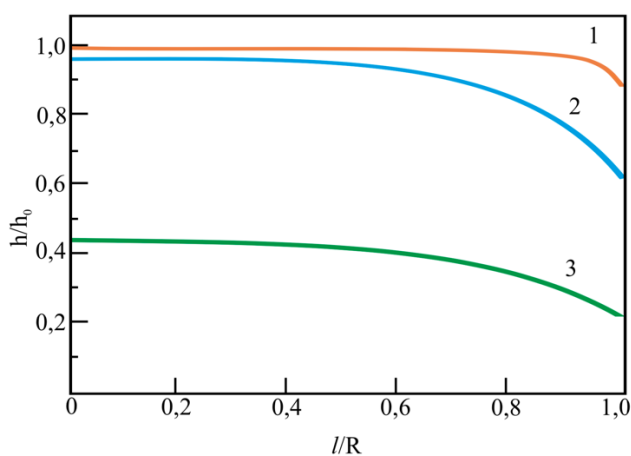


Рисунок 3 – Радиальная неоднородность толщины слоя (частичное отражение)

Предполагалось, что коэффициент конденсации практически равен единице. Это приводит к реализации только одного механизма потери ростового вещества – вылет через открытые торцы ростовой зоны, так как потери вещества, конденсирующегося после отражения на источнике не значительны. Такие потери приводят к неоднородности толщины слоя, выращенного на поверхности подложки, как это видно из рисунка 2. Параметр h_0 – максимальная толщина слоя в центре подложки при отсутствии потерь вещества, x/R – относительная координата. На рисунке: кривая 1 ($l/R = 0,5$), кривая 2 ($l/R = 0,05$), кривая 3 ($l/R = 0,005$). Условия сублимационной кристаллизации (близость источника и подложки) для кривой 1, вообще говоря, не выполняются, что и приводит к значительной неоднородности толщины слоя за счет потери ростового вещества через большой зазор между источником и подложкой. При сближении источника и подложки (кривая 2) наблюдается уменьшение потерь вещества, что и обусловило возрастание однородности слоя. В случае идеального случая сублимационной кристаллизации в микроразмерной ячейке (кривая 3), как и следовало ожидать однородность слоя становится крайне высокой и краевые эффекты нивелируются. Ранее при получении результатов считалось, что коэффициент конденсации равен единице. Рассмотрим случай для условий сублимационной кристаллизации в микроразмерной ячейке ($l/R = 0,005$) при низких коэффициентах конденсации как это показано на рисунке 3 ($\alpha = 0,5$), кривая 2 ($\alpha = 0,1$), кривая 3 ($\alpha = 0,01$).

Уменьшение коэффициента конденсации приводит к двум эффектам. Во-первых, наблюдается потеря ростового вещества о чем свидетельствует уменьшение параметра h/h_0 . Напомним, что h_0 – максимальная толщина слоя в отсутствие массопотерь. Во-вторых, при малых коэффициентах конденсации наблюдается ухудшение однородности слоя. При этом для коэффициентов поглощения порядка 0,1 наблюдается наихудшая однородность. Дальнейшее уменьшение коэффициента поглощения приводит к незначительному улучшению однородности, что, по-видимому, обусловлено многократным переотражением атомов внутри зоны.

В обобщенном виде проведенные расчеты для скорости сублимационной кристаллизации в цилиндрической зоне представлены на рисунке 4. Цилиндрическая ростовая зона отличается от плоской тем, что недостаточно сравнивать только толщину зоны $l = (R - r)$, необходимо также учитывать еще длину зоны L . Цифрами на рисунке обозначены: кривая 1 ($l/R = 0,9$), кривая 2 ($l/R = 0,3$), кривая 3 ($l/R = 0,1$), кривая 4 ($l/R = 0,01$). Для ростовой зоны с сопоставимыми радиусом и длиной наблюдается значительное уменьшение скорости процесса по причине значительных потерь атомов через торец системы (кривые 1,2). Увеличение длины ростовой зоны снижает этот эффект и приводит к выравниванию скорости процесса практически при любых толщинах ростовой зоны (кривые 3,4).

Помимо интегральной скорости роста важным является равномерность распределения толщины слоя вдоль поверхности подложки. Изучение закономерностей этого типа позволило получить данные, показанные на рисунке 5. Зависимости построены для $R/L = 0,3$: кривая 1 ($l/R = 0,9$), кривая 2 ($l/R = 0,5$), кривая 3 ($l/R = 0,1$), кривая 4 ($l/R = 0,01$), кривая 5 ($l/R = 0,001$). Ситуация аналогична плоскопараллельной ростовой зоне. при значительных толщинах зазора наблюдаются существенные потери ростового вещества, которые и вызывают сильную неоднородность толщины слоя (кривые 1-3), для зазоров, отвечающих условиям сублимационной кристаллизации (кривые 4,5) эффект неоднородности значительно снижается и происходит выравнивание распределения толщины слоя.

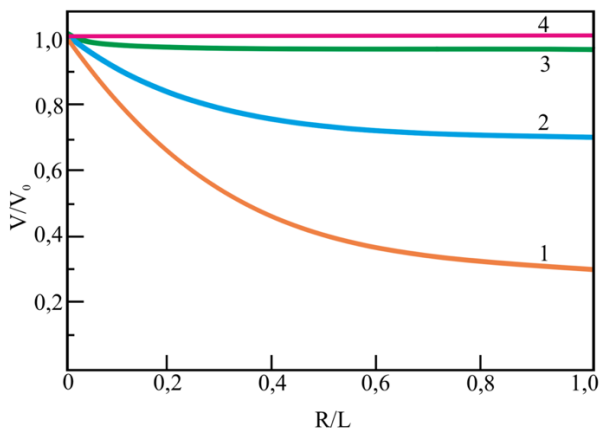


Рисунок 4 – Зависимость скорости сублимационной кристаллизации для цилиндрической микрочаеики

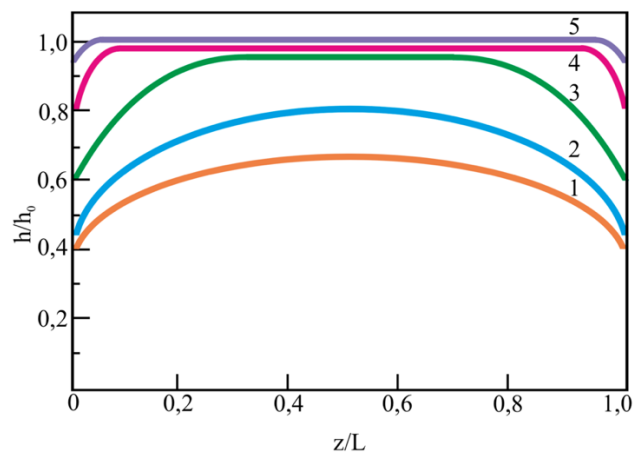


Рисунок 5 – Продольная неоднородность толщины слоя на цилиндрической подложке

Подходы к моделированию сублимационной кристаллизации, рассмотренные выше, являются универсальными и позволяют исследовать кинетику массопереноса для ячеек произвольной формы. В данном случае ограничимся задачей подложки с глубинным прямоугольным рельефом. Учитывая симметрию объекта, задача сводится к двумерной. Для этого рассмотрим систему, состоящую из сплошного источника, удаленного от дискретной подложки на расстояние l . Подложка представляет собой совокупность из двух одинаковых прямоугольников, расположенных на одной линии. Ширина прямоугольников равна a , высота H . Прямоугольные элементы разделены зазором b .

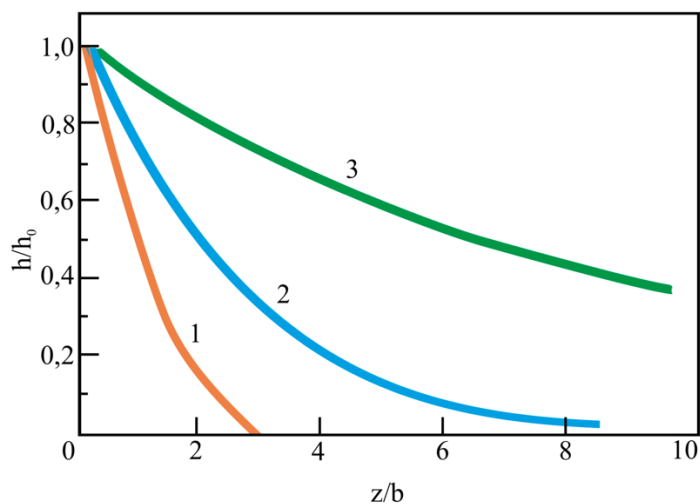


Рисунок 6 – Продольная неоднородность на внутренней поверхности

Результаты расчетов для внутренней поверхности зоны приведены на рисунке 6, на котором кривая 1 ($l = b$), кривая 2 ($l = 0,5b$), кривая 3 ($l = 0,1b$). Отметим, что глубина H зачастую меньше расстояния между элементами рельефа b , что позволяет, как это видно из рисунка, получать слои с равномерностью более 90%, а при выполнении условия малости толщины l , вплоть до 95%. Это позволяет использовать данный метод для нанесения равнотолщинных покрытий на элементы сложной формы.

Сублимационная кристаллизация обладает техническим недостатком, заключающимся в необходимости поддержания источника в твердой фазе. Это ограничивает возможность получения слоев с приемлемыми скоростями роста, в частности, это относится к нанесению слоев германия. Для преодоления указанных ограничений предлагается использовать дискретный источник. Ячейки заполняются материалом, имеющим возможность перейти в жидкую фазу, не перетекая в другие элементарные ячейки. Отметим, что условия сублимационной кристаллизации, при которых расстояние между источником и подложкой намного меньше планарных размеров сохраняются. На рисунке 7 показаны результаты зависимости неоднородности слоя от радиуса элементарного испарителя для разных значений расстояний между испарителями. Кривая 1 соответствует толщине между ячейками 0,5, кривая 2 – соответственно расстоянию между ячейками 0,75. В общем случае сближение источников позволяет обеспечить более высокую однородность выращиваемого слоя. Кроме того, отметим, что увеличение размеров источника напротив приводит к ухудшению однородности слоя.

Зазор между источником и подложкой толщиной l является еще одним важным технологическим параметром описываемого процесса. Рисунок 8 отражает неоднородность для разных толщин l : кривая 1 ($r = 0,5$ мм), кривая 2 ($r = 1$ мм), кривая 3 ($r = 1,5$ мм). Повышение толщины зазора между источником и подложкой приводит к резкому увеличению неоднородности слоя на краю подложки. При толщинах более 2 мм неоднородность слоя достигает 10%,

увеличение толщины на 0,5 мм приводит к резкому ухудшению однородности, которая повышается до 30%.

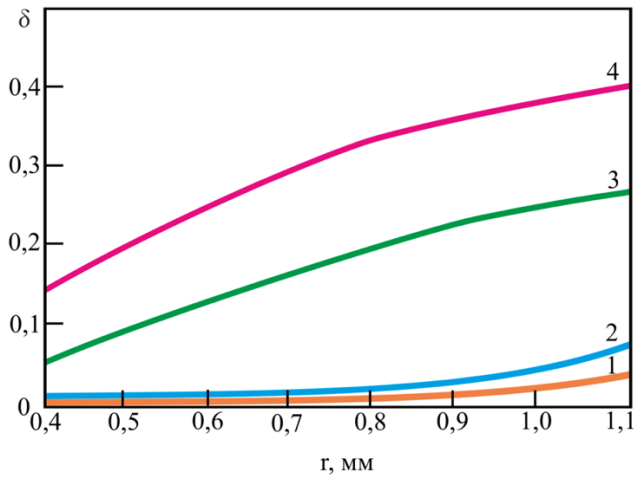


Рисунок 7 – Зависимость неоднородности от радиуса источника

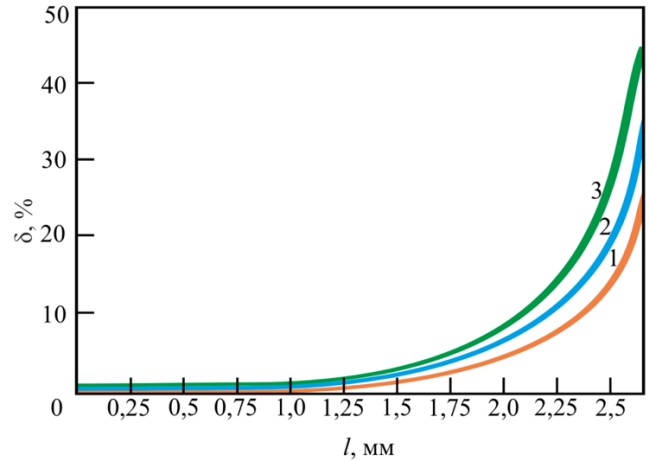


Рисунок 8 – Зависимость неоднородности от толщины зоны

На рисунке 9 представлены зависимости относительной скорости процесса сублимационной кристаллизации от перепада температур на границах ростовой микрочаеки. Кривая 1 построена для эрбия, кривая 2 для германия, кривая 3 для кремния. Видно, что при перепадах температуры менее 30 °С (от 0 до точки *a*) температурная зависимость скорости процесса сублимационной кристаллизации практически линейна. Для каждого материала имеет точка насыщения (на кривых точка *b*) за пределами которой скорость практически не меняется и скорость процесса становится предельно возможной при данной температуре источника скоростью сублимации. Перепад температуры, при котором наблюдается насыщение примерно на порядок меньше температуры источника.

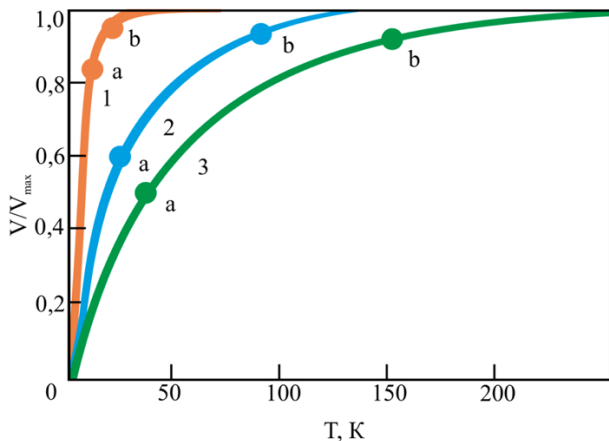


Рисунок 9 – Влияние температуры на скорость процесса

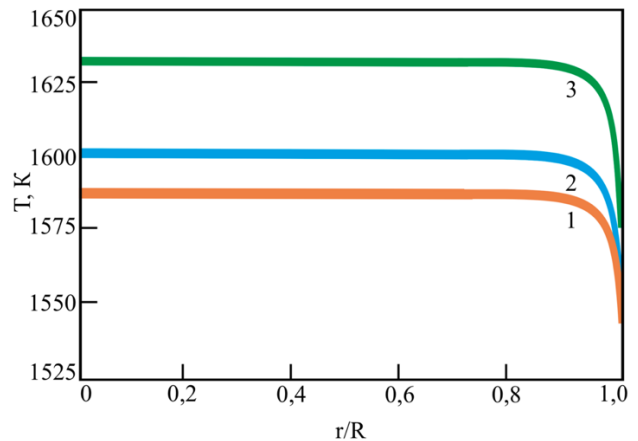


Рисунок 10 – Краевой температурный эффект

Температурное поле источника и подложки в описанных выше исследованиях предполагалось однородным по всей поверхности. Основной причиной нагрева подложки от горячего источника является лучистый теплообмен, так как технологическая система находится в вакуумных условиях. Аналогично рассмотренной потере вещества через торцевые открытые области ростовой зоны

наблюдается потеря лучистой энергии. Этот эффект приводит к снижению температуры на границах источника и подложки и приводит к ухудшению однородности слоя. В качестве примера расчета на рисунке 10 представлено распределение температуры на поверхности кремниевой подложки с коэффициентом черноты 0,6 в условиях сублимационной кристаллизации при $R = 100$ мм, $l = 0,05$ мм. Графики на рисунке соответствуют следующим температурным условиям: кривая 1 ($T_{max} = 1570$ K), кривая 2 ($T_{max} = 1600$ K), кривая 3 ($T_{max} = 1630$ K). Вычислив температурное поле на поверхности подложки и источника, можно использовать эти результаты для атомно-кинетического моделирования массопереноса.

В главе 3 «Аппаратурное и методическое обеспечение» описано используемое ростовое оборудование, представлена конструкция разработанных термических узлов и кратко рассмотрены методы для исследования используемых методов для изучения полученных тонких слоев различных материалов.

Эксперименты проводились в вакуумной камере установки ВУ-1А, в которую помещались разработанные элементы технологической оснастки для проведения сублимационной кристаллизации. Установка имеет двухуровневую систему откачки. Форвакуумный насос создает предварительный вакуум. Снижение остаточного давления до 10^{-2} Па производится на следующем этапе диффузионным насосом. Оперативная замена образцов обеспечивается форвакуумного клапана и высоковакуумного затвора. Технологическая оснастка состоит из унифицированного держателя, нагревательных элементов, тепловых экранов. Использовались графитовые и молибденовые нагреватели в зависимости от экспериментальных задач.

Графитовые нагреватели использовались для изучения массопереноса в плоской ростовой зоне, молибденовые нагреватели для изучения кинетики процесса в цилиндрической и рельефной зонах, композитные для выращивания эпитаксиальных кремниевых слоев и кремний-германиевых наноструктур. Общий вид нагревательного узла для плоской и рельефной зоны показан на рисунке 11. Подложка 1 и источник 2 образуют плоскую вакуумную микроячейку, в которой происходит сублимационная кристаллизация. Микроячейка устанавливается в кассету 3. Нагрев источника производится плоской спиралью 4, размещенной на сапфировых изоляторах 5. Ниже системы нагревателей располагаются экраны 6 и 7, служащие для создания равномерного теплового поля. Нагреватели помещены в корпус 8. Положение нагревателя регулируется винтами 9. Электрический ток подается по тоководам 10. Измерение температуры осуществляется термопарой 11. Описанная конструкция обеспечивает равномерный нагрев источника ростового вещества. Регулировка температуры подложки осуществляется системой экранов. При убранных экранах температура подложки минимальна. Потребляемая мощность не превышает 3 кВт.

Предложенный тепловой узел пригоден для проведения среднетемпературной сублимации. Для высокотемпературных процессов, например, сублимация молибдена такая конструкция не подходит, так как для этого потребовался бы еще более тугоплавкий нагреватель с низким давлением сублимационных паров при температурах более 2000 °С. Преодолеть указанное ограничение возможно при использовании прямоканального нагрева путем пропускания электрического тока через сублимирующийся источник. Такой способ обладает дополнительным преимуществом, так как снижается инертность процесса нагрева. Термический узел с

прямоканальным нагревом представлен на рисунке 3.3. Источник 1, изготовленный в виде проволоки, помещается соосно цилиндрической подложке 2, которая расположена на сапфировом изоляторе 3. Держатель 4 с направляющими 5 связан с натяжителем 6, к которому подведен токовод 7. Положение и ориентация подложки регулируется винтами 8. Тепловой узел располагается на подвижной платформе 9. Входной токовод 10 связан с неподвижным держателем 11. Источником электрической энергии служил теристорный регулятор от 0 до 300 А при низковольтном напряжении 12 В. Эксперименты по сублимационной кристаллизации на подложках с элементами рельефа проводились с использованием теплового узла аналогичной конструкции. Источник-проволока заменялся на полосковый нагреватель.

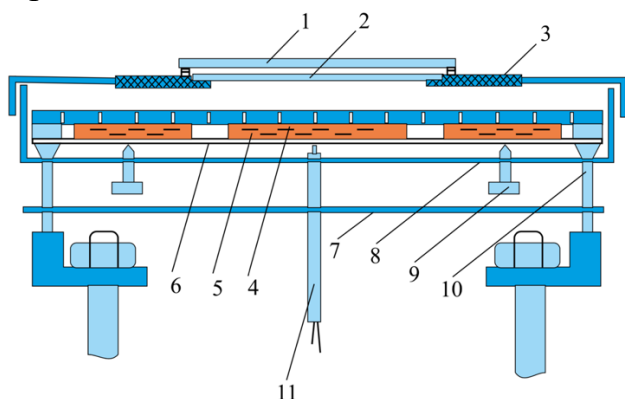


Рисунок 11 – Нагревательное устройство: плоская и рельефная зона

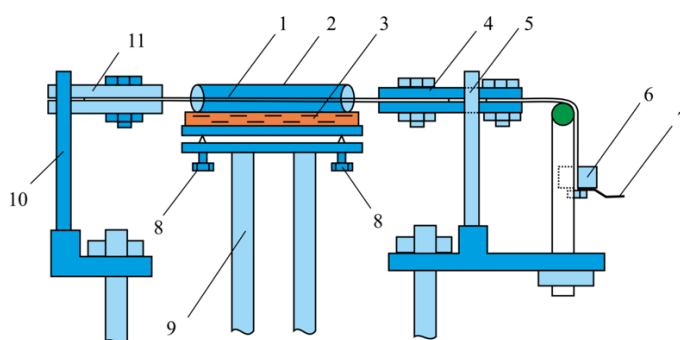


Рисунок 12 – Нагревательное устройство: цилиндрическая зона

Измерение температуры проводилось двумя методами: термопарным и пирометрическим. Контроль температуры процесса сублимационной кристаллизации с применением термопарного метода проводился размещением термопары хромель-алюмель рядом с нагревательным элементом. Такой способ измерения обеспечивает оперативность измерений в достаточно большом интервале температур. Недостатком такого измерения является необходимость проведения калибровки термопары, так как температура, которую показывает термопара не является температурой источника сублимирующегося вещества. Калибровка производится по реперным точкам веществ с известной температурой плавления.

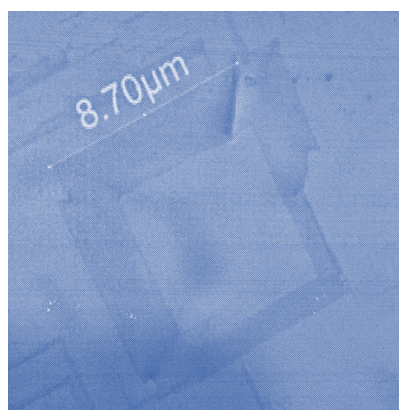
Для исследования морфологии, структурных дефектов, измерения толщины, фотолюминесцентных свойств использовалась атомно-силовая, сканирующая электронная микроскопия, дифракционные методы для получения кривых качания, фотолюминесцентные методы.

Глава 4 «Экспериментальные исследования сублимационной кристаллизации» представлены результаты по изучению кинетики процесса в плоской ростовой зоне на примере кремния и системы «кремний – эрбий» в дискретной зоне – осаждение слоев германия на кремний, цилиндрической зоне и зоне с прямоугольным рельефом на примере молибдена.

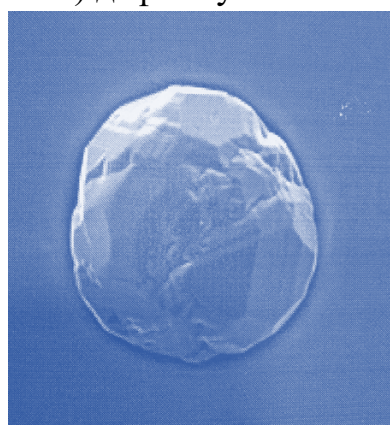
Исследована кинетика процесса сублимационной кристаллизации кремния в плоскопараллельной ростовой зоне. Установлено, что при толщинах вакуумной микроячейки менее 50 мкм интегральная скорость процесса кристаллизации не зависит от толщины зоны, что согласуется с выводами теоретических расчетов.

Показано, что при толщинах более 200 мкм наблюдается существенное снижение скорости роста, что обусловлено значительными потерями ростового вещества через торцы зоны, а также поглощением кислорода краевыми частями подложки, приводящему к образованию оксида кремния. Показано, что для выращивания эпитаксиальных слоев кремния на 100 мм Si-подложках с кристаллографической ориентацией (100) толщина ростовой зоны должна быть менее 100 мкм, температура подложки 1600 – 1650 К, перепад температуры между источником и подложкой должен быть не меньше 240 К, остаточное давление в вакуумной камере должно быть не хуже 10^{-2} Па. Выращенные на их поверхности слои кремния обладали высокой степенью монокристалличности, что подтверждается данными дифракции электронов и атомно-силовой микроскопией.

Отметим, что остаточное давление в вакуумной камере составляло 10^{-2} Па. В то время как при тех же вакуумных условиях методом молекулярно-пучковой эпитаксии наблюдался рост только аморфной пленки. Только уменьшение давления на три порядка позволяет выращивать указанным методом сильно дефектные слои кремния, не обладающие аморфностью. Это эффект получения монокристаллических слоев кремния методом сублимационной кристаллизации указывает на то, что краевая зона эффективно поглощает кислород.



а) дефект упаковки



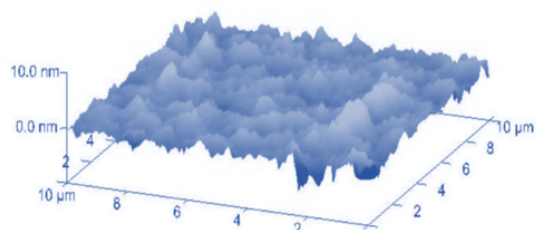
б) сфероидный дефект

Рисунок 13 – Типичные дефекты

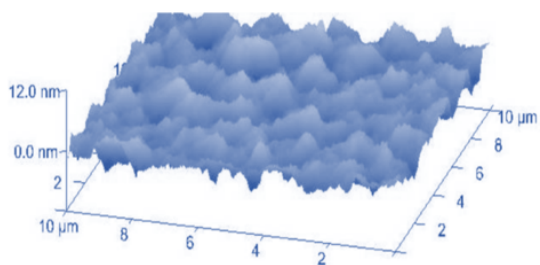
В молекулярно-пучковой эпитаксии имеется возможность предварительного отжига поверхности подложки с закрытыми заслонками. После температурной очистки заслонки открываются и эффузионный поток осаждается на подготовленную подложку. В условиях близкорасположенных источника и подложки эта возможность отсутствует. Это обуславливает образование дефектов упаковки на краях подложки, являющихся отличительной особенностью разрабатываемого метода, как это показано на рисунке 13,а. Дефекты упаковки образуются по причине наличия на поверхности подложки оксидных неотожженных пленок, препятствующих формированию гладкого монокристаллического слоя. Еще одним типом дефектов являются сфероидные образования на краевых участках ростовой микроячейки (см. рисунок 13,б, связываемые нами с наличием механических примесей на поверхности подложки. Исследование элементного состава методом рентгеновского энергодисперсионного анализа показало, что сфероидные объекты образованы преимущественно кремнием: $W(\text{Si}) > 95\%$, $W(\text{Fe}) = 3\%$, $W(\text{Cr}) = 1\%$, $W(\text{Ni}) < 0,5\%$. Наличие металлических примесей обусловлено следами потоков металлов с поверхности используемой технологической оснастки. Данные сфероидные дефекты наблюдаются только в приграничных областях.

Изучены особенности сублимационного массопереноса молибдена в цилиндрической ростовой зоне. Установлено, что при уменьшении длины цилиндрической подложки с 30 до 10 см наблюдается возрастание потерь ростового вещества, приводящее к снижению интегральной скорости процесса на 1 мкм/ч. Выявлено, что при толщине торцевого зазора 500 мкм краевой эффект потерь ростового вещества для цилиндрической зоны не превышает 3%, возрастание зазора до 1000 мкм приводит к усилению краевого эффекта до 12%.

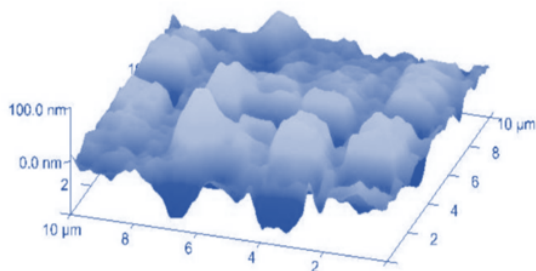
Установлены закономерности сублимационного осаждения молибдена на поверхность графитовых подложек с прямоугольным профилем. Показано, что для толщины зоны в 1000 мкм перепад высот достигает 80% на протяжении внутренней поверхности графитовой структуры толщиной 1 мм. Предложено для снижения неоднородности до 12% уменьшить расстояние между молибденовым источником и подложкой до 100 мкм. Показано, что однородность слоя может быть снижена до 7% путем двустороннего сублимационного осаждения при оптимальных скоростях осаждения молибдена, не превышающих 35 мкм/ч.



а)



б)



в)

Рисунок 14 – Поверхность слоев германия на кремнии

Выращивание слоев германия на кремнии проводилось методом формирования потоков из гексагонально упорядоченных ячеек, механически высверленных в молибденовой пластине и заполненных германием, находящимся в жидкой фазе при близком расстоянии источника и подложки. Диаметр ячеек равнялся 1,5 мм, расстояние между ними составляло 1 мм. Толщина вакуумного зазора между источником и подложкой выбиралась равной 2 мм. Температура изменялась от 550 до 800 °С. Нанесение пленки германия прекращалось по достижению 400 нм толщины, которая определялась расчетным путем по известной температуре источника, определяемой по калибровочным кривым. Результаты атомно-микроскопического исследования поверхности полученных образцов с пленкой германия на поверхности кремния с кристаллографической ориентацией (100) для трех температур подложки показаны на рисунке 14. Изображения соответствуют следующими температурам подложки: а) 550 °С, б) 650 °С, в) 750 °С.

Зависимость шероховатости поверхности от температуры кремниевой подложки представлена на рисунке 15.

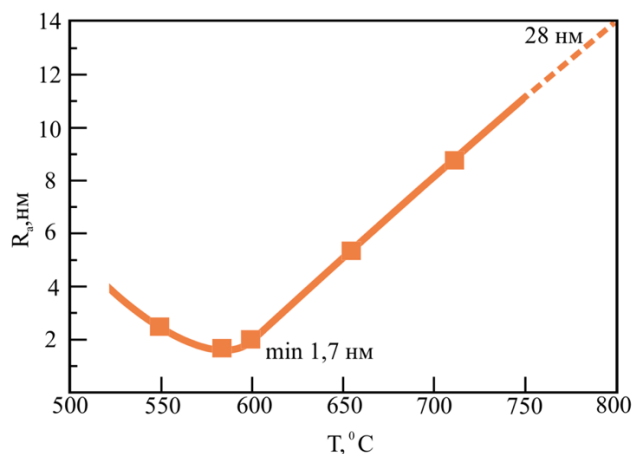


Рисунок 15 – Шероховатость поверхности германия на кремнии

Температуры от 500 до 600 °C технологически интересны по двум причинам. Во-первых, контроль скорости нанесения слоев лучше при меньших температурах, так как скорость процесса ниже. Во-вторых, при температуре 600 °C наблюдается минимально возможная для описываемой ростовой методики шероховатость поверхности, которая становится не хуже 1,7 нм. При этом стоит отметить, что увеличение температуры до 800 °C значительно ухудшает состояние поверхности и шероховатость равна 28 нм.

Интерпретация полученных результатов о возрастании шероховатости поверхности может быть расширена за счет электронно-микроскопического изучения сколов слоев. На рисунке 16 представлены микрофотографии тех же слоев, для которых на рисунке 14 представлена морфология поверхности. Возрастание поверхностной неоднородности выращенных слоев в значительной мере коррелирует образованием и ростом пронизывающих дислокаций несоответствия. Минимум внутренних дислокаций наблюдается в окрестности температур 600 °C, что указывает на оптимальный выбор температуры подложки для нанесения слоев германия на кремниевой подложке.

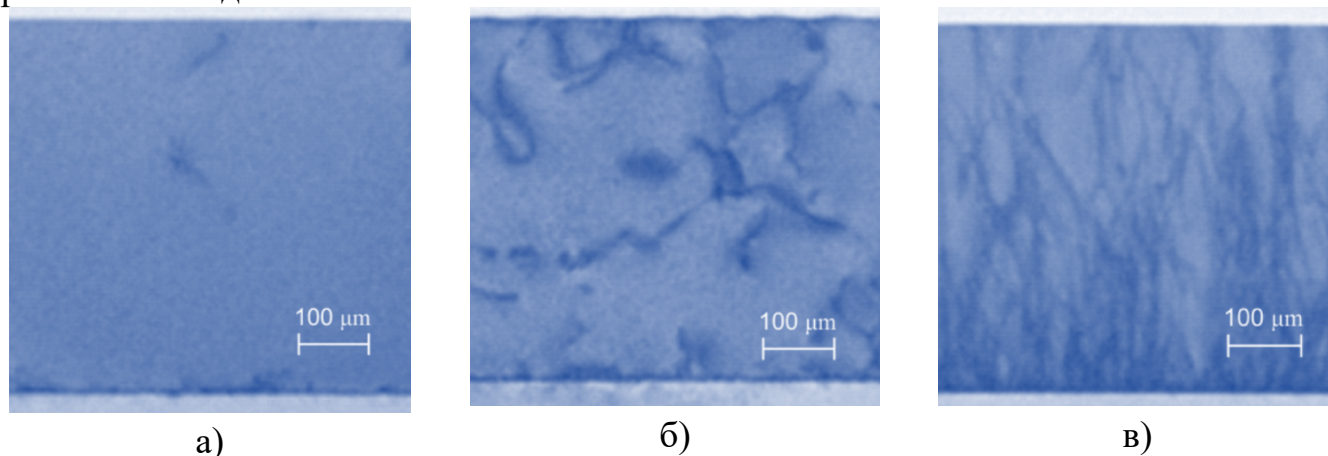


Рисунок 16 – Дефекты слоев германия на кремнии

При температурах вблизи 800 °C выявлено прорастание дислокаций несоответствия через всю толщину германиевого слоя, что естественным образом сказывается на значительном увеличении неоднородности морфологии поверхности. Обобщая сказанное можно сделать вывод о том, что интервал температур подложек от 575 до 625 °C является оптимальным для минимизации как шероховатости поверхности ($R_a \approx 1,5$ нм), так объемной плотности дислокаций несоответствия.

Получение слоев кремния, легированного эрбием проводилось комплексным методом, сочетающим сублимационную кристаллизацию с жидкофазной эпитаксией. Однако, эрбий как компонент зонообразующего раствора-расплава обладает высокой

реакционной способностью по отношению к кремнию. Это существенно затрудняет использование традиционной для технологии жидкофазной эпитаксии методики формирования зоны раствора-расплава путем его втягивания в плоский капилляр из периферийной капли. Для нейтрализации указанных негативных факторов нами предлагается подход, основанный на предварительном осаждении слоев зонообразующего металла на поверхности кремниевых пластин, из которых затем создается сэндвич-композиция для жидкофазной эпитаксии. Экспериментальным путем определен оптимальный температурно-временной режим при котором температура подложки была $T_{\text{п}} = 1150 \text{ }^{\circ}\text{C}$, температура источника $T_{\text{и}} = 1230 \text{ }^{\circ}\text{C}$, скорость процесса 120 мкм/ч. В таких условиях выращены на молибдене слои эрбия толщиной от 20 до 200 мкм.



Рисунок 17 – Слой эрбия на кремнии.
Размеры области 5x5 мкм

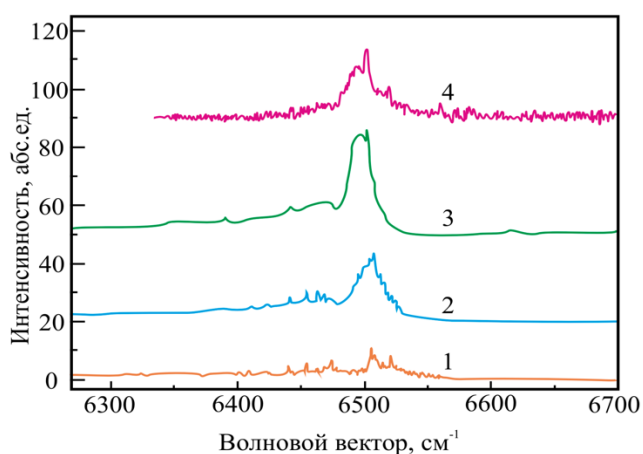


Рисунок 18 – Фотолюминесценция кремний-эрбиевых слоев

Температурные условия роста влияют на интенсивность излучательной способности кремний-эрбиевых комплексов, которая определяется различными механизмами фотолюминесценции на примесных эрбиевых центрах, как это видно из рисунка 18. При относительно низких температурах роста ($T = 450 \text{ }^{\circ}\text{C}$) наблюдаются симметричные фотолюминесцентные сигналы, связываемые с излучением $\text{Er}:\text{O}$

При использовании подготовленных описанным способом планарных слоевых источников эрбия на молибдене проводилась сублимационная кристаллизация эрбия на пластины кремния. В процессе сублимационной кристаллизации температура на подложке кремния составляла $1120 \text{ }^{\circ}\text{C}$, при этом скорость сублимации равнялась 150 мкм/ч. В результате были получены слои эрбия толщиной от 15 до 60 мкм. Изучение слоев показало, что в структуре формируется три области: эрбиевый слой, твердый раствор $\text{Er}:\text{Si}$, кремниевая подложка. (см. рисунок 17) Состав переходной области изменяется от чистого эрбия до кремния и зависит от температуры получения слоев. Полученные образцы кремния с нанесенным слоем эрбия объединялись в сэндвич-композицию для последующего процесса жидкофазной эпитаксии, который проводили для зон плоской формы толщиной 30 мкм. Предложенный метод представляет интерес для получения эпитаксиальных слоев кремния легированного не только эрбием, но и другими примесными элементами.

комплекса. Повышение температуры роста до $T = 500$ °С приводит к увеличению полуширины спектральной кривой до 30 см^{-1} . Это излучение можно объяснить люминесценцией Er^{3+} , находящегося в матрице SiO_2 . Увеличение температуры роста до 550 °С приводит к образованию двух пиков излучения. Первый это также фотолюминесценция Er^{3+} , второй – излучение так называемого Er-центра. Оптический сигнал Er является наиболее важным для разработки оптических устройств. Увеличение температуры до 700 °С позволяет практически подавить излучение $\text{Er}^{3+}:\text{SiO}_2$ при этом сохранив высокую интенсивность излучения Er.

В заключении сформулированы основные выводы по диссертационной работе, представлен список публикаций автора.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

Полученные в диссертационной работе теоретические и экспериментальные результаты можно обобщить в виде следующих выводов:

1. Теоретически и экспериментально исследованы закономерности сублимационной кристаллизации полупроводниковых (кремний, германий) и металлических (эрбий, молибден) слоев в ростовых микроячейках различной геометрии. Предложен комплекс методик выращивания слоев «кремний – кремний», «кремний – германий», «молибден – графит», «эрбий – молибден», «эрбий – кремний». Разработана имитационная модель массопереноса при сублимационной кристаллизации в ростовых ячейках произвольной конфигурации, учитывающая температуры источника $T_{\text{и}}$ и подложки $T_{\text{п}}$, толщину вакуумной зоны l , поперечные размеры зоны R , коэффициенты сублимации α_c и конденсации α_k . Предложен способ расчета скорости процесса и распределение толщины слоя по поверхности подложки в условиях многократного переотражения от границ ростовой зоны.

2. Установлено, что при толщинах вакуумной плоскопараллельной ростовой микроячейки менее 50 мкм интегральная скорость процесса кристаллизации не зависит от толщины зоны, что согласуется с выводами теоретических расчетов. Показано, что при толщинах более 200 мкм наблюдается существенное снижение скорости роста ($> 30\%$), что обусловлено значительными потерями ростового вещества через торцы зоны, а также поглощением кислорода краевыми частями подложки, приводящему к образованию оксида кремния.

3. Показано, что для выращивания эпитаксиальных слоев кремния на 100 мм Si-подложках с кристаллографической ориентацией (100) толщина ростовой зоны должна быть менее 100 мкм , температура подложки $1600 - 1650 \text{ К}$, перепад температуры между источником и подложкой должен быть не менее 240 К , остаточное давление в вакуумной камере должно быть не хуже 10^{-2} Па . Выращенные на их поверхности слои кремния обладали высокой степенью монокристалличности, что подтверждается данными дифракции электронов и атомно-силовой микроскопией.

4. Определены и классифицированы основные типы дефектов, образующихся на краевых участках подложки при сублимационной кристаллизации кремния: дефекты упаковки и сфероидные микрообъекты. Формирование дефектов упаковки связывается с присутствием на поверхности подложки остаточных оксидных пленок. Показано, что сфероидные объекты имеют следующий состав:

$W(\text{Si}) > 95\%$, $W(\text{Fe}) = 3\%$, $W(\text{Cr}) = 1\%$, $W(\text{Ni}) < 0,5\%$. Наличие металлических примесей обусловлено наличием металлов, сублимировавших с поверхности элементов технологической оснастки.

5. Установлено, что при уменьшении длины цилиндрической подложки с 30 до 10 см наблюдается возрастание потерь ростового вещества, приводящее к снижению интегральной скорости процесса на 1 мкм/ч. Выявлено, что при толщине торцевого зазора 500 мкм краевой эффект потерь ростового вещества для цилиндрической зоны не превышает 3%, возрастание зазора до 1000 мкм приводит к усилению краевого эффекта до 12%.

6. Продемонстрировано, что для толщины зоны 1000 мкм при сублимационном осаждении молибдена на поверхность графитовых подложек с прямоугольным профилем перепад высот достигает 80% на протяжении внутренней поверхности графитовой структуры толщиной 1 мм. Предложено для снижения неоднородности до 12% уменьшить расстояние между молибденовым источником и подложкой до 100 мкм. Показано, что однородность слоя может быть снижена до 7% путем двустороннего сублимационного осаждения при оптимальных скоростях осаждения молибдена, не превышающих 35 мкм/ч.

7. Предложен способ выращивания слоев германия на кремнии путем формирования направленных потоков из гексагонально упорядоченных ячеек, механически высверленных в молибденовой пластине и заполненных германием, находящимся в жидкой фазе при близком расстоянии источника и подложки. Выявлено, что в температурном интервале от 575 до 625 °С возможно управляемое нанесение слоев германия, имеющих минимально возможную для описываемой ростовой методики шероховатость поверхности, не превышающей 1,7 нм, что подтверждается также данными кривых качания. При температурах 750 – 800 °С состояние поверхности резко ухудшается и шероховатость превышает 28 нм.

8. Показано, что для выращивания слоев кремния, легированного эрбием, необходимо применять комплексный метод, сочетающий сублимационную кристаллизацию с жидкофазной эпитаксией. На первом этапе сублимационным методом из эрбиевого порошка, нанесенного на пластину-источник, выращивается слой эрбия. Затем молибденовые пластины с нанесенным слоем эрбия объединяются в сэндвич-композицию и проводится легирование кремния эрбием путем жидкофазной эпитаксии. Установлено, что сублимационное выращивание слоев эрбия толщиной 15 – 60 мкм на кремниевой подложке необходимо проводить при температуре подложки 1150 °С, температура источника 1230 °С при скорости 120 мкм/ч.

СПИСОК РАБОТ, ОПУБЛИКОВАННЫХ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

статьи в рецензируемых журналах из перечня ВАК и Scopus

A1. Chebotarev, S.N. Features of a zone thermal crystallization semiconductor thin films grown from a discrete liquid source / S.N. Chebotarev, A.V. Varnavskaya, I.V. Gavrus, **L.M. Goncharova**, N.A. Yakovenko // Journal of Physics. Conference Series. – 2018. – Vol. 1124(2). – P. 022015

A2 Blokhin, E.E. Functional characteristics of QD-InAs/GaAs heterostructures with potential barriers AlGaAs and GaAs / E.E. Blokhin, D.A. Arustamyan, D.A., **L.M. Goncharova** // Solid State Phenomena. – 2018. – Vol. 284. – P. 182-187.

A3. Yatsenko, A.N. Germanium layers grown by zone thermal crystallization from a discrete liquid source / A.N. Yatsenko, S.N. Chebotarev, V.N. Lozovskii, **L.M. Goncharova**, A.V. Varnavskaya // Journal of Physics. Conference Series. – 2017. – Vol. 917(3). – P. 032008

A4. Чеботарев С.Н. Индуцированные механические напряжения и электрические поля в наногетероструктурах с квантовыми нитями // С.Н. Чеботарев, М.Л. Лунина, Д.Л. Алфимова, Г.А. Еримеев, **Л.М. Гончарова**, А.А.А. Мохамед // Наука Юга России. – 2017. – Т. 13. – № 3. – С. 18-26.

доклады, опубликованные в сборниках трудов научных конференций

A5. Loganchuk, S.M., Wireless software-hardware complex for testing semiconductor structures // S.M. Loganchuk, L. Touel, S.N. Chebotarev, **L.M. Goncharova**, A.V. Varnavskaya, S. Touel, A.A.A. Mohamed // Book of abstracts of 6th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 22-25 Apr. 2019, Saint-Petersburg, Russia. – Saint-Petersburg: Academic University Publishing. – 2019. – P. 498-499.

A6. Chebotarev, S.N. Zone thermal crystallization thin semiconductor layers // S.N. Chebotarev, **L.M. Goncharova**, A.V. Varnavskaya, A. Williamson, L. Touel, A.A.A. Mohamed / Book of abstracts of 8th physics of lead-free piezoactive and related materials (Analysis of current state and prospects of development) 25-27 Sept. 2019, Rostov-on-Don, Russia. – Rostov-on-Don: South Federal University. – 2019. – Vol. 2. – P. 238-240.

A7. Чеботарев, С.Н. Упругонапряженные наногетероструктуры германия на кремнии / С.Н. Чеботарев, **Л.М. Гончарова**, А.В. Варнавская, Л. Туель, А.А.А. Мохамед // Материалы XXV межд. конф. «Оптика и спектроскопия конденсированных сред», 22-28 сентября 2019 г., Краснодар, Россия. – Краснодар: изд-во КубГУ. – 2019. – С. 403-407.

A8. Chebotarev, S.N. Features of a zone thermal crystallization semiconductor thin films grown from a discrete liquid source / S.N. Chebotarev, A.V. Varnavskaya, I.V. Gavrus, **L.M. Goncharova**, N.A. Yakovenko // Book of abstracts of 5th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 2-5 April 2018, Saint-Petersburg, – Saint-Petersburg: Academic University Publishing. – 2018. – P. 34-35.

A9. Yatsenko, A.N. Germanium layers grown by zone thermal crystallization from a discrete liquid source / A.N. Yatsenko, S.N. Chebotarev, V.N. Lozovskii, A.A.A. Mohamed, **L.M. Goncharova**, G.A. Erimeev, A.V. Varnavskaya // Book of abstracts of 4th International School and Conference on Optoelectronics, Photonics, Engineering and Nanostructures, 3-6 April 2017, Saint-Petersburg, – Saint-Petersburg: Academic University Publishing. – 2017. – P. 62-63.

A10. Chebotarev, S.N., Semiconductor thin films grown from a discrete liquid source / S.N. Chebotarev, A.V. Varnavskaya, **L.M. Goncharova**, A. Williamson, L. Touel, A.A.A. Mohamed // Book of abstracts of 7th physics of lead-free piezoactive and related materials (Analysis of current state and prospects of development) 20-24 Sept. 2018, Rostov-on-Don, Russia. – Rostov-on-Don: South Federal University. – 2018. – P. 66-68.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Sobolev, M.M. Capacitance spectroscopy of structures with Si nanoparticles deposited onto crystalline silicon p-Si / M. M. Sobolev, O.S. Ken, O.M. Sreseli, D.A. Yavsin, S.A. Gurevich // Semiconductor Science and Technology. – 2019. – Vol. 34. – № 8. – P. 085003.
2. Zatsepin, A.F. Energy band gaps and excited states in Si QD/SiO_x/Ry Oz (R = Si, Al, Zr) suboxide superlattices / A.F. Zatsepin, E.A. Buntov, D.A. Zatsepin, N.W. Johnson, A. Moewes // Journal of Physics Condensed Matter. – 2019. – Vol.31. – № 41. – P. 415301.
3. Brantov, S.K. Thermoresistive Semiconductor SiC/Si Composite Material / S.K. Brantov, E.B. Yakimov // Semiconductors. – 2019. – Vol.53. – № 2. – P. 220-223.
4. Mikheev, N.N. Identification of the Diffusion Length in Gallium Nitride by Cathodoluminescence in Cases of the Exciton Recombination and Impurity Recombination of Nonequilibrium Charge Carriers / N.N. Mikheev, N.A. Nikiforova, M.A. Stepovich // Journal of Surface Investigation. – 2019. – Vol.13. – № 1. – P. 64-68.
5. Gudovskikh, A.S. Si doped GaP layers grown on Si wafers by low temperature PE-ALD / A.S. Gudovskikh, A.V. Uvarov, I.A. Morozov, A.I. Baranov, D.A. Kudryashov, E.V. Nikitina, A.A. Bukatin, K.S. Zelentsov, I.S. Mukhin, A. Levtchenko, S. Le Gall, J.-P. Kleider // Journal of Renewable and Sustainable Energy. – 2018. – Vol.10. – № 2. – P. 021001.
6. Pan, R. Silicon nanomembrane-based near infrared phototransistor with positive and negative photodetections / R. Pan, Q. Guo, J. Cao, Z. Di, Y. Mei // Nanoscale. – 2019. – Vol.11. – № 36. – P. 16844-16851.
7. Bogaert, L. Silicon photonics traveling wave photodiode with integrated star coupler for high-linearity mm-wave applications / L. Bogaert, K. van Gasse, T. Spuesens, J. Bauwelinck, G. Roelkens // Optics Express. – 2018. – Vol.26. – № 26. – P. 34763-34775.
8. Wang, J. Hard mask processing of 20% efficiency back-contacted silicon solar cells with dopant-free heterojunctions / J. Wang, H. Lin, Z. Wang, J. Ye, P. Gao // Nano Energy. – 2019. – Vol.66. – P. 104116.
9. Liu, W. Advance in photonic crystal solar cells / W. Liu, H. Ma, A. Walsh // Renewable and Sustainable Energy Reviews. – 2019. – Vol.116. – P. 109436.
10. Montanari, M. Photoluminescence study of interband transitions in few-layer, pseudomorphic, and strain-unbalanced Ge/GeSi multiple quantum wells / M. Montanari, M. Virgilio, C.L. Manganelli, F. Pezzoli, G. Capellini // Physical Review B. – 2018. – Vol.98. – № 19. – P. 195310.
11. Zinovieva, A.F., Zinovyev, V.A., Nenashev, A.V., Kulik, L.V., Dvurechenskii, A.V. Electron spatial localization tuned by strain in Ge/Si quantum dot heterostructures // Physical Review B. – 2019. – Vol.99. – № 11. – P. 115314.
12. Antonov, A.V. Features of impurity photoconductivity in Si:Er/Si epitaxial diodes / A.V. Antonov, K.E. Kudryavtsev, D.V. Shengurov, V.B. Shmagin, Z.F. Krasilnik // Semiconductors. – 2013. – Vol.47. – № 11. – P. 1500-1503.
13. Andreev, B.A. Luminescent properties of MBE-grown Si:Er/SOI structures / B.A. Andreev, Z.F. Krasilnik, D.I. Kryzhkov, A.N. Yablonskiy, V.P. Kuznetsov // Journal of Luminescence. – 2012. – Vol.132. – № 12. – P. 3148-3150.

14. Grigor'Ev, L.V. Photoluminescence and photoconductivity of a thin film of oxidized nanoporous silicon doped with erbium ions / L.V. Grigor'Ev, A.V. Mikhaïlov // Journal of Optical Technology. – 2015. – Vol.82. – № 11. – P. 777-780.
15. Nikiforov, A.I. Ge and Ge xSi 1 - X islands formation on Ge xSi 1 - X solid solution surface / A.I. Nikiforov, V.A. Timofeev, S.A.Teys, A.K. Gutakovsky, O.P. Pchelyakov // Thin Solid Films. – 2012. – Vol.520. – № 8. – P. 3319-3321.
16. Stepina, N.P. MBE growth of Ge/Si quantum dots upon low-energy pulsed ion irradiation / Stepina, N.P., Dvurechenskii, A.V., Ambrister, V.A., do Carmo, M.C., Sobolev, N.A. // Thin Solid Films. – 2008. – Vol.517. – № 1. – P. 309-312.
17. Sokolov, S.A. Photoluminescence of rare earth ions (Er³⁺, Yb³⁺) in a porous silicon matrix / S.A. Sokolov, R. Rösslhuber, D.M. Zhigunov, N.V. Latukhina, V.Y. Timoshenko // Thin Solid Films. – 2014. – Vol.562. – P. 462-466.
18. Reznik, R.R. MBE Growth and Structural Properties of GaP and InP Nanowires on a SiC Substrate with a Graphene Layer / R.R. Reznik, K.P. Kotlyar, I.V. Ilkiv, P.A. Alexeev, G.E. Cirilin // Semiconductors. – 2018. – Vol.52. – № 11. – P. 1428-1431.
19. Rodyakina, E.E. Step bunching phenomena on Si(0 0 1) surface induced by DC heating during sublimation and Si deposition / E.E. Rodyakina, S.V. Sitnikov, D.I. Rogilo, A.V. Latyshev // Journal of Crystal Growth. – 2019. – Vol.520. – P. 85-88.
20. Eto, K. Growth study of p-type 4H-SiC with using aluminum and nitrogen co-doping by 2-zone heating sublimation method / K. Eto, T. Kato, S. Takagi, F. Hirose, H. Okumura // Materials Science Forum. – 2015. – Vol.821-823. – P. 47-50.

ГОНЧАРОВА Лидия Михайловна

**СУБЛИМАЦИОННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ
ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ СЛОЕВ
В МИКРОРАЗМЕРНЫХ РОСТОВЫХ ЯЧЕЙКАХ**

Автореферат

диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Подписано в печать __. __.2019

Формат 60×84 ¹/₁₆. Бумага офсетная. Печать цифровая.

Усл. печ. л. 1,5. Тираж 100 экз. Заказ № 19-0318.

Отпечатано в Издательстве «НОК»

346428, г. Новочеркасск, ул. Просвещения, 155а