На правах рукописи



Новиков Герман Анатольевич

ОПТОЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА СИЛЬНОЛЕГИРОВАННЫХ СУРЬМОЙ СЛОЕВ ГЕРМАНИЯ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ИОННО-ЛУЧЕВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

Специальность: 1.3.11 – физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ
на соискание учёной степени
кандидата физико-математических наук

Казань – 2026

Работа выполнена в Казанском физико-техническом институте им. Е.К. Завойского – обособленном структурном подразделении Федерального государственного бюджетного учреждения науки «Федеральный исследовательский центр «Казанский научный центр Российской академии наук» (КФТИ ФИЦ КазНЦ РАН)

Научный руководитель: **Баталов Рафаэль Ильясович**
кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории интенсивных радиационных воздействий КФТИ ФИЦ КазНЦ РАН

Официальные оппоненты: **Володин Владимир Алексеевич,**
д.ф.-м.н., проф., в.н.с. лаборатории №24 неравновесных полупроводниковых систем ФГБУН «Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН» (г. Новосибирск);

Карасев Платон Александрович,
д.ф.-м.н., доцент, профессор кафедры физики ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого»

Ведущая организация: ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского»

Защита состоится «18» декабря 2026 г. в 11 ч 00 мин. на заседании диссертационного совета 24.2.310.01, созданного на базе ФГБОУ ВО «Казанский государственный энергетический университет» (КГЭУ) по адресу: 420066, г. Казань, ул. Красносельская, 51, ауд. Д-224.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке КГЭУ по адресу: 420066, г. Казань, ул. Красносельская, 51 и на официальном сайте КГЭУ https://kgeu.ru/struktura-vuza/dissertatsionnye-sovety/dissertatsionnyy-sovet-24-2-310-01/soiskatel-novikov-german-anatolevich/

Автореферат разослан « ____ » октября 2026 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета, д.ф.-м.н.  Калимуллин Рустем Ирекович

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность и степень разработанности темы исследования

Современные технологии оптоэлектроники требуют наличия светоизлучающих и свето-регистрирующих структур, размещенных непосредственно внутри электронных компонентов чипа. Как известно, основной материал современной электроники – это кремний (Si), а его оксид (SiO_2), применяемый для изготовления волноводов, обладает минимумом оптических потерь в диапазоне длин волн 1.5-1.6 мкм. Определенный интерес для решения подобных задач представляет другой материал IV группы периодической таблицы – германий (Ge), а также различные сплавы на его основе, такие как SiGe и GeSn. Кроме того, квантовые точки Ge могут быть встроены в слои Si. Также возможно создание структур на основе псевдопрямозонного Ge. Отдельного внимания заслуживает направление, связанное с ростом сплошных слоёв Ge на Si подложке, обладающих модифицированной зонной структурой с повышенной вероятностью излучательной рекомбинации (люминесценцией) по сравнению с объёмным кристаллом Ge, как это рассмотрено в обзорных статьях [1,2]. В обычном состоянии кристалл Ge является полупроводником с непрямой зонной структурой с низколежащей (по отношению к потолку валентной зоны) непрямой *L*-долиной в зоне проводимости. Ширина запрещенной зоны составляет ΔE_L = 0.664 эВ, при этом дно прямой Г-долины расположено выше дна *L*-долины на 0.13 эВ. Поэтому в Ge очень слабая *прямозонная фотолюминесценция* (ПФЛ). В работе [3] было показано, что из-за различия в коэффициентах теплового расширения слоя Ge и подложки Si циклический *термический отжиг* (ТО) в диапазоне температур 700-900°C приводит к уменьшению ширины запрещенной зоны, что вызвано увеличением растягивающей деформации пленки Ge до 0.15-0.23%. В работе [4] было показано, что дополнительного сужения энергетической щели в кристалле Ge можно достичь легированием донорными примесями с концентрацией выше 10^{19} см$^{-3}$, что способствует заполнению электронами *L*-долины до уровня прямой Г-долины. Данный подход позволил изменить зонную структуру Ge и наблюдать усиленную ПФЛ в диапазоне 1.55-1.6 мкм.

В работе [1] описано выращивание растянуто-деформированных и одновременно сильно легированных эпитаксиальных плёнок Ge на подложке Si методами молекулярно-лучевой эпитаксии и химического осаждения из паровой фазы в сочетании с высокотемпературным ТО. В полученных такими способами гетероструктурах наблюдалась интенсивная ПФЛ и *электролюминесценция* (ЭЛ) на одних длинах волн при 300 K.

Ранее в литературе [5] было показано, что *импульсный лазерный отжиг* (ИЛО) приводит к росту интенсивности ПФЛ на длине волны ≈ 1.8 мкм (накачка 532 нм), слоёв Ge, легированных при осаждении пленки из газовой фазы примесью фосфора (P). Другим методом быстрого отжига различных полупроводников является *импульсный ионный отжиг* (ИИО) [6]. Однако в научной литературе пока еще представлено недостаточно систематических данных по влиянию ИИО на структурные, оптические и фотоэлектрические свойства легированных и (или) растянуто-деформированных пленок Ge.

Методология и методы исследования

Объект исследования: структуры Ge и Ge:Sb, приготовленные различными способами.

Предмет исследования: фотоизлучающие и фотодетектирующие структуры.

Целью работы является получение сильнолегированных донорной примесью Sb

кристаллических слоёв Ge методами магнетронного и ионно-лучевого осаждения и ионной имплантации, с последующим ИИО и ИЛО, а также характеризация их структуры и оптоэлектронных свойств.

Основные *задачи* работы:

1. Отработка режимов получения нелегированных и легированных Sb субмикронных аморфных плёнок Ge на различных подложках (Ge, Si, Al_2O_3, SiO_2) методами магнетронного и ионно-лучевого распыления.

2. Получение легированных ионами Sb слоёв Ge в монокристаллических пластинах *p*-Ge при различных параметрах ионного облучения (энергия и доза ионов).

3. Моделирование процессов нагрева, плавления и кристаллизации объёмного Ge и тонких аморфных слоёв Ge на различных подложках (Ge, Si, Al_2O_3, SiO_2) при ИЛО и ИИО для определения их оптимальных режимов.

4. Моделирование процессов диффузии примеси Sb в расплаве Ge, который образуется при ИИО легированного Ge. Подбор оптимального режима ИИО.

5. Отработка режимов ИЛО и ИИО имплантированных и осажденных слоёв Ge.

6. Исследование морфологии поверхности, структуры слоёв, их оптических и фотоэлектрических свойств.

Методы исследования

Для оценки достигаемых температур на поверхности Ge, толщин расплавленных слоёв и глубин диффузии примеси Sb проводилось моделирование воздействия ИЛО и ИИО на объёмные кристаллы Ge и тонкие аморфные плёнки Ge на различных подложках. Для получения объектов исследований применялись методы вакуумного осаждения (магнетронное или ионно-лучевое распыление) тонких плёнок Ge и Ge:Sb, а также имплантация ионов Sb^{++} в кристаллические подложки Ge. Для кристаллизации аморфных слоев применялись ТО, ИЛО и ИИО.

Для исследования структурных, оптических, электрических и фотоэлектрических свойств полученных образцов применялись следующие методы: *сканирующая и просвечивающая электронная микроскопия* (СЭМ, ПЭМ), *атомно-силовая микроскопия* (АСМ), *рентгеновская дифракция* (РД), *комбинационное рассеяние света* (КРС), *резерфордовское обратное рассеяние* (РОР), *вторичная ионная масс-спектрометрия* (ВИМС), оптическая спектроскопия, *фотолюминесценция* (ФЛ), измерение электрофизических параметров, *вольт-амперных характеристик* (ВАХ) и *фотопроводимости* (ФП).

Научная новизна диссертационной работы

1. В результате моделирования ИЛО (нагрев, плавление, кристаллизация) и последующего экспериментального исследования динамики отражательной способности поверхности пленок Ge на различных подложках (Si, Al_2O_3, SiO_2) в процессе ИЛО установлены предельные значения плотности энергии (W) лазерных импульсов, необходимые для плавления аморфного слоя Ge, при которых не наступает разрушение или эрозия поверхности плёнки Ge. Установлено, что оптимальные значения W лазерного излучения зависят от типа подложки и толщины плёнки.

2. На основе моделирования ИИО с различной W аморфного Ge, нелегированного и легированного примесью Sb, была установлена глубина расплава, температура на поверхности, а также концентрационное распределение примеси по глубине образца.

3. Установлена зависимость диффузионного перераспределения донорной примеси Sb в образцах Ge и степень её активации от величины W при ИИО.

4. Установлено, что ИИО имплантированных и осаждённых слоёв Ge:Sb приводит к усилению прямозонной ФЛ и расширению области фоточувствительности на диапазон 0.5-2 мкм при 300 К.

Теоретическая и практическая значимость диссертационной работы

Теоретическая значимость работы состоит в получении методом моделирования расчетных данных о нагреве и плавлении поверхности объемного кристалла Ge и пленки Ge на различных подложках (Si, Al_2O_3, SiO_2) в процессе ИЛО и ИИО, а также распределения по глубине примесных атомов Sb в образцах Ge под действием ИИО.

Практическая значимость работы заключается, во-первых, в разработке методики увеличения уровня легирования примеси Sb в Ge, более чем на порядок выше по сравнению с ее равновесным пределом растворимости, с использованием неравновесных методов (ионно-лучевое распыление и ИИО, ионная имплантация и ИИО). Во-вторых, в формировании тонкоплёночных структур толщиной 100-500 нм на основе монокристаллических сильнолегированных слоёв Ge:Sb, светоизлучающих в диапазоне длин волн 1.5-1.7 мкм и обладающих фоточувствительностью в области 0.5-2 мкм, функционирующих при комнатной температуре. Новые экспериментальные данные, полученные в настоящей работе, могут способствовать развитию технологии создания сильнолегированных Ge плёнок и их применению в оптоэлектронике.

Положения, выносимые на защиту

1. Фотолюминесценция в области длин волн 1.4-1.6 мкм при $T = 77$ К (возбуждение 0.65 мкм) эпитаксиального SiGe, полученного магнетронным осаждением тонкого слоя Ge (толщина 115 нм) на подложку Si с последующим импульсным ионным ($W = 1.0$ Дж/см^2) и термическим (800°C, 20 мин) отжигом, обусловлена дислокациями.

2. Рабочее значение диапазона плотности энергии лазерного импульса (длина волны 0.694 мкм) для плавления структур Ge/Al_2O_3 и Ge/Si равно $W = 0.2$-1.2 Дж/см^2, тогда как для структуры Ge/SiO_2 составляет $W = 0.2$-0.6 Дж/см^2. Увеличение W приводит к испарению расплавленных структур.

3. Импульсный ионный отжиг ($W = 1.0$ Дж/см^2) аморфного слоя Ge:Sb (толщина 300 нм) с концентрацией примеси Sb, превышающей 10^{20} см$^{-3}$, полученного ионно-лучевым осаждением на подложку p-Ge, приводит к его плавлению и последующему образованию эпитаксиального монокристаллического слоя Ge:Sb с высоким значением деформации растяжения (0.8%) и концентрации электронов (1.5×10^{20} см$^{-3}$). Данный слой демонстрирует прямозонную фотолюминесценцию на длине волны 1.66 мкм (возбуждение на 0.8 мкм) и фотопроводимость в спектральном диапазоне 0.5-2 мкм ($T = 300$ К).

4. Импульсный ионный отжиг ($W = 0.5$ Дж/см^2) аморфного слоя Ge:Sb (толщина 150 нм) с концентрацией примеси Sb около 10^{21} см$^{-3}$, полученного имплантацией ионами Sb подложки p-Ge, приводит к образованию расплава, эпитаксиальной кристаллизации и появлению монокристаллического слоя, в котором большая часть примеси Sb (>80%) встроена в решетку Ge и является электрически активной. Данный слой демонстрирует прямозонную фотолюминесценцию на длине волны 1.61 мкм (при возбуждении на 0.8 мкм; $T = 300$ К).

Степень достоверности и обоснованности результатов и выводов

Достоверность полученных результатов и обоснованность выводов работы обеспечена проведением экспериментальных исследований набором взаимодополняющих методов на современном научном оборудовании,

согласованностью полученных независимыми методами результатов, воспроизводимостью экспериментальных результатов и их обоснованностью теоретическими оценками, а также корреляцией с известными литературными данными.

Апробация работы. Полученные результаты неоднократно были доложены и обсуждены на всероссийских и международных конференциях: 17th International summer school on vacuum, electron and ion technologies (Bulgaria, Burgas, 2011), международной конференции «Опто-, наноэлектроника, нанотехнологии и микросистемы» (Россия, пос. Абрау-Дюрсо, 2011), IV, V, VII, VIII Всероссийских конференциях «Физические и физико-химические основы ионной имплантации» (Новосибирск, 2012 и Н.Новгород, 2014, 2018, 2022), Asia-Pacific Conference on Green Technology with Silicides and Related Materials (Japan, Tsukuba, 2013), International conference on Advanced Optoelectronics and Lasers (Ukraine, Sudak, 2013), 10-й, 12-й и 13-й Международных конференциях «Взаимодействие излучений с твердым телом» (Беларусь, Минск, 2013, 2017, 2019), IX Международной научно-технической конференции «Квантовая электроника» (Беларусь, Минск, 2013), X Международной конференции «Кремний-2014» (Россия, Иркутск, 2014), XXIV и XXVII Международных конференциях «Радиационная физика твердого тела» (Россия, Севастополь, 2014, 2017), 12-й Международной конференции «Пленки и покрытия-2015» (С.-Петербург, 2015), Third Asian School-Conference on Physics and Technology of Nanostructured Materials (Russia, Vladivostok, 2015), International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects (Russia, Tomsk 2016), Российской конференции «Фотоника-2017» (Новосибирск, 2017), 51-й международной Тулиновской конференции по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами (Москва, 2022), III международной конференции «Газоразрядная плазма и синтез наноструктур» (Казань, 2022).

Публикации. Результаты диссертационной работы представлены в 28 печатных работах, из которых 7 статей в журналах, рекомендованных ВАК и индексируемых международными базами данных Web of Science и SCOPUS [A1-A7], статья в прочих изданиях [A8] и 21 тезисов и материалов докладов конференций [A9-A29].

Работа по теме диссертации выполнялась диссертантом в рамках следующих научных проектов: «Исследование механизмов роста и оптоэлектронных свойств Si-Ge тонкопленочных структур, полученных сверхбыстрыми термическими воздействиями» (РФФИ, №13-02-00348, 2013-2015), «Модифицирование зонной структуры тонкопленочного германия и исследование его оптических и электрофизических свойств» (РФФИ-БРФФИ, № 16-52-00021, 2016-2017 гг.) и в рамках гос. задания КФТИ ФИЦ КазНЦ РАН № 01201351932; № АААА-А17-117031710048-5; № АААА-А18-118041760011-2; № НИОКТР 122011800132-5; № НИОКТР 125031903979-7.

Личный вклад автора

Основные эксперименты были спланированы автором совместно с научным руководителем. Автор принимал участие в моделировании нагрева и диффузии при импульсном отжиге. Автор самостоятельно проводил осаждение плёнок Ge методом магнетронного распыления, участвовал в осаждении плёнок Ge методом ионно-лучевого распыления и в экспериментах по ионной имплантации Ge примесью Sb. Автор участвовал в работах по модернизации импульсного ускорителя ионов ТЕМП-2М, осуществлял на нём ИИО осаждённых и имплантированных образцов Ge в различных режимах. Автор участвовал в проведении измерений методами АСМ,

СЭМ и РД, самостоятельно выполнял измерения ИК фотолюминесценции и фотопроводимости, электрофизических и вольтамперных характеристик. Анализ и интерпретация полученных результатов выполнялись автором совместно с научным руководителем.

Соответствие диссертации научной специальности

Диссертация соответствует специальности 1.3.11. Физика полупроводников. Представленные в ней результаты соответствуют п.1 – Физические основы методов получения полупроводниковых материалов, композитных структур, структур пониженной размерности, п.2 – Структурные и морфологические свойства полупроводниковых материалов и композитных структур на их основе, п.3 – Примеси и дефекты в полупроводниках и композитных структурах, п.4 – Поверхность и граница раздела полупроводников, полупроводниковые гетероструктуры, контактные явления. Оптические и фотоэлектрические явления в полупроводниках и в композиционных полупроводниковых структурах, п.8 – Спонтанная и стимулированная люминесценция в полупроводниковых материалах и композитных структурах, полупроводниковые лазеры и светоизлучающие устройства Паспорта специальности.

Структура и объём диссертации

Работа изложена на 117 страницах, состоит из введения, пяти глав, заключения, списка сокращений, списка публикаций автора, списка цитируемой литературы и раздела благодарности. В диссертации приведено 58 рисунков и 5 таблиц. Библиография содержит 117 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность выбранной темы и степень её разработанности, сформулированы цели и задачи работы, указаны научная новизна, теоретическая и практическая значимость работы, перечислены применявшиеся при решении задач методы синтеза образцов и исследования, сформулированы положения, выносимые на защиту. Указаны сведения об апробации и степени достоверности представленных результатов, о личном вкладе автора в получении результатов исследования, участии в грантах, публикациях, а также о структуре и объёме диссертации.

В **главе 1** приведён литературный обзор по теме исследования. Описаны важные для данной работы физико-химические свойства Ge. Дано описание зонной структуры и основных оптических свойств Ge. Приведены методы получения сильнолегированных и напряжённых слоёв Ge. Описаны импульсно-лучевые методы модификации структуры Ge. В заключительном разделе главы 1 приведено краткое резюме по результатам литературного обзора и дано обоснование выбранных целей и задач диссертационного исследования.

В **главе 2** описываются экспериментальные и теоретические методы, использованные в ходе работы. Описаны методы получения тонкослойных нелегированных и сильнолегированных плёнок Ge, включающие магнетронное и ионно-лучевое осаждение, а также ионную имплантацию. Описана техника ИЛО наносекундной длительности с одновременной оптической диагностикой тонких слоёв Ge, полученных методами магнетронного и ионно-лучевого осаждения. Приведены особенности метода ИИО образцов импульсами ионов C^+(80%)/H^+(20%) длительностью порядка 100 нс на ускорителе ТЕМП-2М. Также описаны используемые способы изучения структуры, фазового и элементного состава, морфологии поверхности и распределения примесей по глубине в легированных

слоях, методы исследования оптических и фотоэлектрических свойств. Представлена методика одномерного моделирования процессов нагрева и плавления под действием мощных лазерных и ионных пучков, а также рассмотрена диффузия примесей в процессе импульсного нагрева (плавления).

В **главе 3** приведены результаты исследований микроструктуры и оптических свойств нелегированных тонких плёнок Ge на различных подложках, осаждённых магнетронным и ионно-лучевым распылением Ge мишени, с последующим ИЛО/ИИО.

В **разделе 3.1** приведены результаты моделирования нагрева *аморфного слоя Ge* (a-Ge) толщиной 150 и 300 нм на монокристаллической подложке Ge при воздействии ИЛО и ИИО с различной W. Были рассчитаны температура на поверхности слоя a-Ge и глубина расплава в зависимости от времени с начала действия импульса. Значения температуры плавления для a-Ge и Ge составляют 700°C и 940°C, соответственно [7]. Было рассчитано, что при ИЛО (W = 1 Дж/см^2) толщина расплава достигает ~0.2 мкм для структуры a-Ge(150 нм)/Ge и достигает ~0.3 мкм для структуры a-Ge(300 нм)/Ge. При этом время существования расплава составило 200 и 270 нс, соответственно, при максимальной температуре на поверхности структур 1000-1100°C. В результате моделирования ИИО структуры a-Ge(300 нм)/Ge получено, что толщина расплава составляет 1.4 мкм (захватывая подложку Ge), время существования расплава 1.5 мкс, а температура на поверхности достигает 2400°C. Скорость кристаллизации при ИИО равна $V \sim 1$ м/с.

Далее проводилось моделирование нагрева толщин a-Ge 200 и 400 нм на подложках Si, Al_2O_3, SiO_2 при различных значениях W лазерных импульсов. Были установлены пороговые значения плотности энергии ($W_П$), при которых на поверхности a-Ge образовывается расплав, и время его существования. Показано, что наибольшее время жизни расплава Ge (500 нс) при фиксированном $W_П$ происходит на подложке SiO_2, обладающей наименьшей теплопроводностью по сравнению с Si (120 нс) и Al_2O_3 (140 нс).

В **разделе 3.2** приведены результаты экспериментального исследования структуры и оптических свойств нелегированных слоёв Ge толщиной 100-500 нм, полученных методом магнетронного осаждения, с последующим ИЛО/ИИО. Слои a-Ge, осажденные на монокристаллическую подложку Si комнатной температуры, имели мелкозернистую (40-90 нм) структуру поверхности со среднеквадратичным шероховатостью 1.6 нм (метод АСМ). При подогреве Si подложки до ~300°C происходит взаимная диффузия атомов осажденного Ge и подложки Si. ИЛО полученных слоёв с оптимальной W = 1.2 Дж/см^2 приводит к образованию поликристаллической плёнки Ge с характерным размером зёрен 200-300 нм и с величиной шероховатости, равной 25 нм. Исследования слоёв Ge/Si до и после ИЛО методом резерфордовского обратного рассеяния (РОР) показали значительную (до 2/3) потерю толщины слоя Ge за счёт её испарения в процессе ИЛО.

Методом РОР был оценён состав пленки Ge(115 нм)/Si (60/40 ат. %), полученной магнетронным осаждением Ge на подогретую (300 °C) подложку монокристаллического Si (рис. 1). Последующий ИИО данного образца приводит к частичному испарению Ge и уменьшению толщины до 90 нм. Результирующий состав поверхностного слоя равен Ge/Si (25/75) ат.%. По данным метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) образуется однородный монокристаллический слой (точечные рефлексы на картине микродифракции), содержащий дислокации и дислокационные петли (рис. 2, а). Параметр решётки

такого слоя составил 0.555 нм, что меньше, чем у объёмного кристалла Ge (0.565 нм), но больше, чем у объёмного кристалла Si (0.543 нм). ИИО более толстых плёнок a-Ge (350 и 500 нм) приводит к образованию поликристаллических слоёв (кольца на картине микродифракции) с составом Ge/Si (70/30 ат.%) (рис. 2, б).

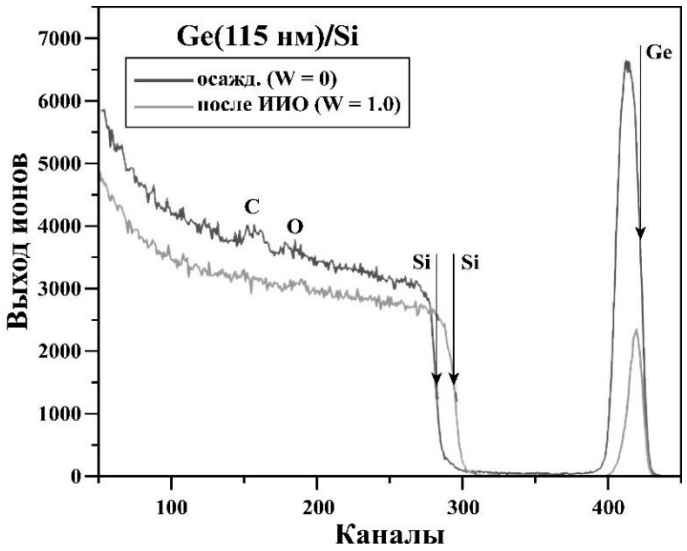


Рис. 1. Спектры неориентированного РОР осаждённого слоя Ge (115 нм) на подложке Si (Ge/Si) до (состав слоя 60/40) и после (состав слоя 25/75) ИИО с $W = 1.0$ Дж/см^2

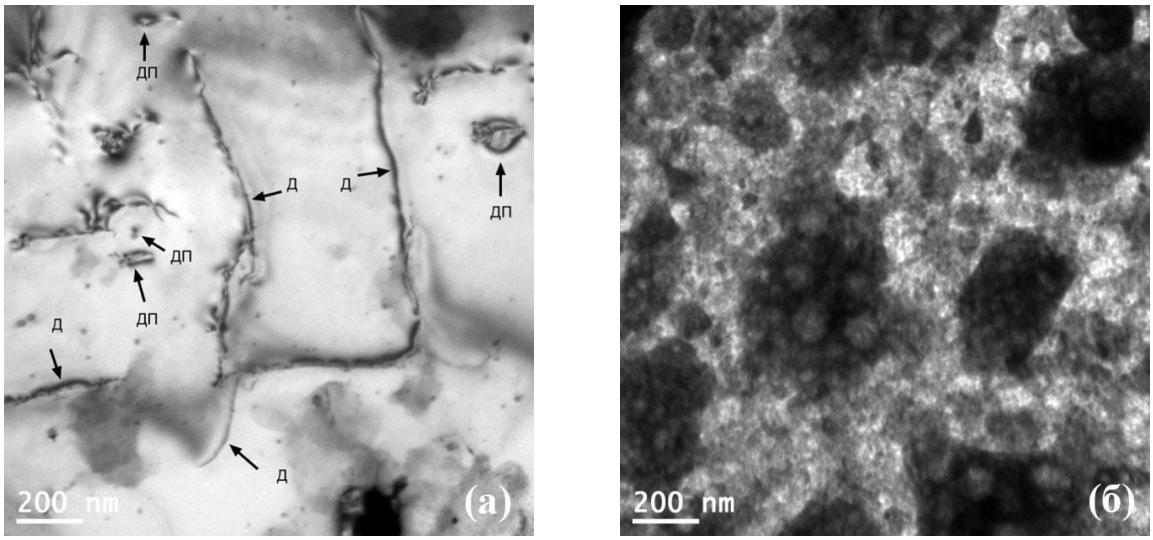


Рис. 2. Светлопольные ПЭМ-изображения слоя Ge на подложке Si после ИИО с $W = 1.0$ Дж/см^2: а – первоначальная толщина слоя 115 нм; б – первоначальная толщина слоя 350 нм

Исследования инфракрасной (ИК) ФЛ (накачка 0.67 мкм, $T = 77$ К) на образцах, подвергнутых ИИО, не выявили какого-либо заметного сигнала в области 1.3-1.65 мкм. Дополнительный 20 минутный ТО эпитаксиального слоя тонкослойного образца GeSi/Si (25/75 ат.%) в печи ($T = 800$°C) в атмосфере азота привёл к возникновению сигнала ФЛ с максимумом интенсивности на 1.54 мкм (0.81 эВ) (рис. 3). Учитывая дефектную структуру облучённого слоя, содержащего дислокации и дислокационные петли (рис. 2, а), а также положение максимума ФЛ, совпадающего с дислокационной линией Д1, можно утверждать, что термический отжиг способствовал устранению точечных дефектов (вакансии, междоузлия) как каналов

безызлучательной рекомбинации при сохранении протяжённых дефектов, дающих вклад в наблюдаемый сигнал.

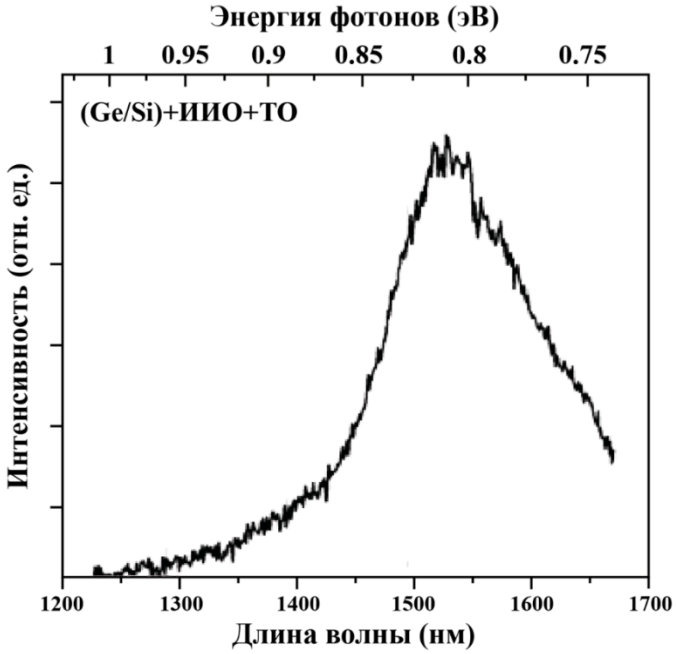


Рис. 3. Спектр ИК ФЛ (T = 77 К) слоя Ge (d = 115 нм), осаждённого на подогретую подложку Si с последующим ИИО (W = 1.0 Дж/см^2) и ТО (T = 800°C, 20 мин.)

В **разделе 3.3** описано исследование структуры и оптических свойств нелегированных слоёв Ge, полученных методами ионно-лучевого осаждения с последующим ИЛО. Осаждение слоёв Ge толщиной 200-600 нм проводилось на подложки комнатной температуры с различной теплопроводностью: монокристаллические Si, Al_2O_3 и на подложки аморфного SiO_2. Пленки подвергались ИЛО на воздухе одиночными импульсами рубинового лазера (0.694 мкм, 80 нс) с плотностью энергии W = 0.2-1.4 Дж/см^2. В процессе ИЛО проводилось зондирование облучаемой зоны квазинепрерывным излучением неодимового лазера (1.064 мкм) с регистрацией отражательной способности поверхности $R(t)$. Такая методика позволяет отслеживать появление расплава на поверхности образца, который обладает повышенной величиной отражения (~70%) по сравнению с кристаллической поверхностью (~35%).

На рис. 4 приведены зависимости отражательной способности от времени ($R(t)$) слоя Ge(200 нм)/Al_2O_3 и Ge(400 нм)/SiO_2 при различных значениях W. Также показана форма лазерного импульса (нижняя кривая) и свечение поверхности, зафиксированное без зондирования (верхняя кривая). Видно, что начиная со значения $W_П$ = 0.2 Дж/см^2 возникает область повышенного отражения, связанная с образованием расплава на поверхности Ge. По мере повышения величины W длительность сигнала отражения увеличивается, а амплитуда возрастает. Наибольшая длительность существования расплава Ge зарегистрирована в структуре Ge/SiO_2 (~500 нс) при W = 0.4 Дж/см^2. При превышении значений W = 1.0 Дж/см^2 для структуры Ge/Al_2O_3 и W = 0.4 Дж/см^2 для Ge/SiO_2, время жизни расплава резко сокращается поскольку начинается фаза активного испарения Ge. Проведённый эксперимент показал, что наши расчёты (раздел 3.1) хорошо предсказали длительность существования расплава.

Исследования слоёв Ge/Si (Ge/Al_2O_3, Ge/SiO_2) после ИЛО методами РОР, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) и оптической спектроскопии

подтвердили изменения состава, морфологии поверхности и оптического пропускания слоёв Ge при достижении пороговых значений $W_П$.

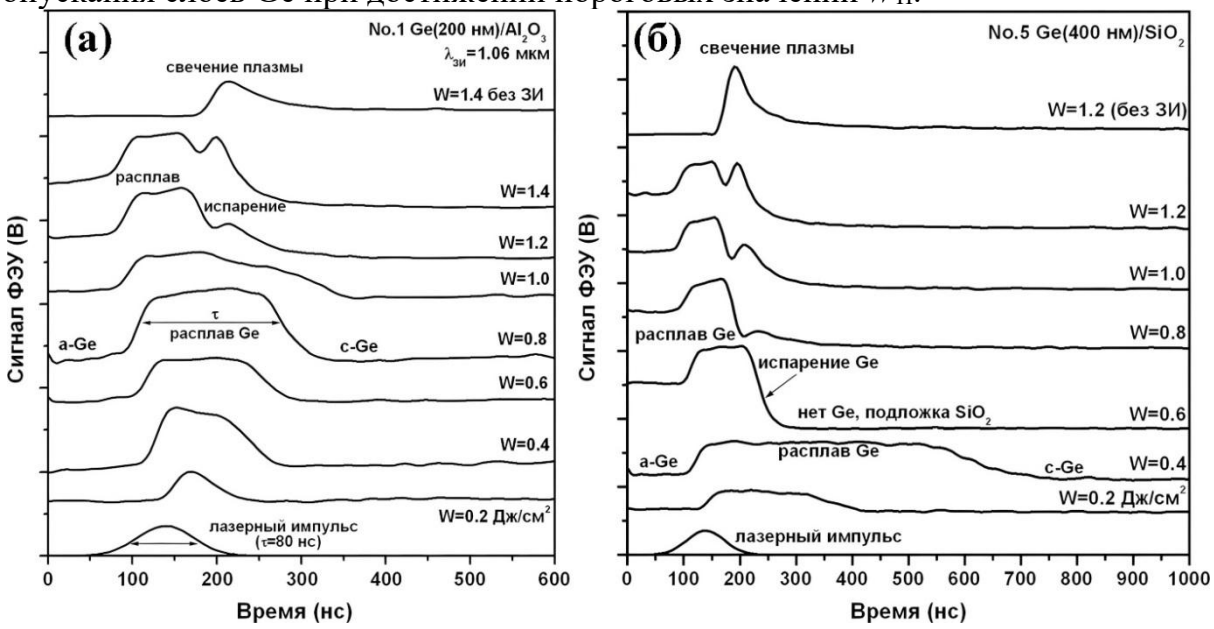


Рис. 4. Осциллограммы отражательной способности *R(t)* на длине волны зондирующего излучения $\lambda_{зи}$ = 1.06 мкм с различными значениями *W* (Дж/см^2): а – Ge(200 нм)/Al_2O_3; б – Ge(400 нм)/SiO_2

Дальнейшее исследование фазового состава и степени кристалличности методами рентгеновской дифракции в скользящих лучах (РДСЛ) и комбинационного рассеяния света (КРС) показали, что ИЛО приводит к трансформации аморфной фракции в поликристаллическую (рис. 5, а). Рост величины *W* ИЛО увеличивает долю кристаллической фракции Ge и сужает ширину линии (рис. 5, б).

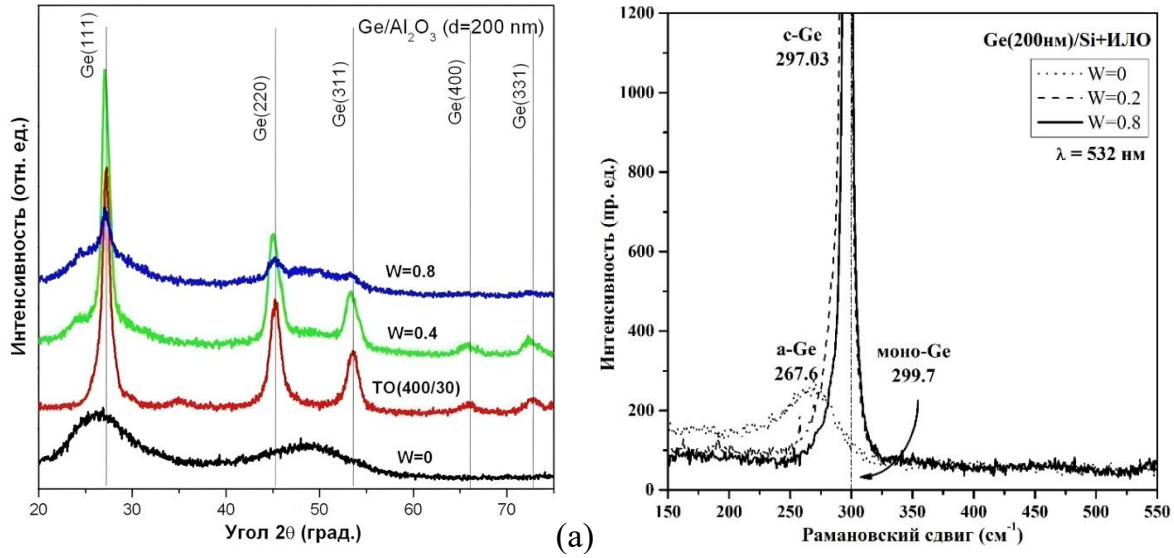


Рис. 5. Дифрактограммы в скользящих лучах слоя Ge на сапфире после осаждения (*W* = 0) и после термического и лазерного отжига (а) (вертикальные линии – табличные значения пиков Ge); спектры КРС слоя Ge на Si после осаждения и после ИЛО при различных значениях *W* (Дж/см^2) (б)

Как видно из рис. 5, а, облучённые слои Ge/Al_2O_3 обладали большей деформацией растяжения (0.8% против 0.26%) по сравнению с термическим отжигом в печи (*T* = 400°C, 30 мин.). Наибольшая величина деформации (0.96%) пленки была

получена на структуре Ge/SiO_2. Фотолюминесценция на данных образцах не наблюдалась вероятно по причине их поликристаллической структуры с большим числом границ зёрен, являющихся центрами безызлучательной рекомбинации.

В **главе 4** изложены результаты исследований структурных, оптических и транспортных свойств слоёв Ge, сильнолегированных донорной примесью Sb (свыше 10^{20} $см^{-3}$) (Ge:Sb), полученных ионно-лучевым распылением композитной мишени Sb/Ge.

В **разделе 4.1** представлены результаты исследования сильнолегированного донорной примесью Sb (свыше 10^{20} $см^{-3}$) слоя Ge, осаждённого на монокристаллическую подложку *p*-Ge. Донорная примесь Sb была выбрана исходя из большого ионного радиуса по сравнению с примесями P и As, а также в виду сложности распыления P и As. Были изготовлены образцы с толщинами пленок 150 нм и 300 нм, подвергнутые последующей модификацией ИЛО/ИИО. Методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) было проведено исследование профиля распределения примеси Sb в Ge в структурах Ge:Sb(300 нм)/p-Ge. Наблюдалась модуляция распределения Sb с периодом 25 нм, обусловленная спецификой распыляемой мишени и вращением подложки при осаждении (рис. 6, $W = 0$ $Дж/см^2$).

Полученные пленки были облучены лазерным импульсом длительностью 80 нс плотностью энергии 1 $Дж/см^2$. Методами РДСЛ и электронной дифракции на отражении было показано, что воздействие лазерного импульса на слой Ge:Sb толщиной 150 нм приводит к трансформации его структуры из аморфного в эпитаксиальный, а при толщине слоя Ge:Sb 300 нм формируется поликристаллический слой. При проникновении фронта расплава в подложку *p*-Ge (толщина пленки 150 нм) на стадии кристаллизации расплава происходит эпитаксиальный рост, где атомы подложки служат затравкой. При локализации фронта расплава в пределах аморфного слоя (300 нм) эпитаксиальный слой не формируется. В структурах подвергнутых ИЛО происходит выравнивание профиля Sb (устранение модуляции) за счёт диффузии в пределах осаждённого слоя.

Так как основной задачей было получение эпитаксиальных слоев, а проведенное исследование показало, что в пленках Ge:Sb/p-Ge толщиной 300 нм эпитаксиальный слой при ИЛО не формируется, была изготовлена вторая серия структур Ge:Sb(300 нм)/*p*-Ge, в которых мы варьировали концентрацию примесных атомов Sb. Все структуры облучались ионным пучком C(80%)/H(20%) длительностью 100 нс, $W = 1$ $Дж/см^2$. На рис. 6 показаны профили распределения атомов Sb в Ge:Sb/p-Ge до ($W = 0$) и после ИИО ($W = 1.0$ $Дж/см^2$) по данным ВИМС для одного из образцов. Как видно, после ИИО наблюдается проникновение атомов Sb до глубины 1400 нм за счёт быстрой диффузии в расплаве.

Моделирование такого профиля распределения Sb (точечная кривая) даёт приемлемое согласие с экспериментом при значении коэффициента диффузии $D = 2\times10^{-3}$ $см^2/с$. Из рисунка также видно, что до глубины в 0.8 мкм концентрация Sb превышает предел равновесной растворимости Sb в Ge (1.1×10^{19} $см^{-3}$) [8].

В **разделе 4.2** приведены результаты исследований оптических свойств сильнолегированных Sb слоёв Ge (Ge:Sb) методами оптической ИК-спектроскопии и фотолюминесценции ($T = 300$ К) после ИИО. На рис. 7 показаны ИК-спектры пропускания и отражения для подложки p-Ge и слоя Ge:Sb/p-Ge с максимальной начальной концентрацией Sb $\sim8\times10^{20}$ $см^{-3}$ после осаждения, подвергнутых ИИО. Отличительными особенностями спектров образца Ge:Sb/p-Ge, по сравнению со

спектрами подложки, является сильное падение коэффициента пропускания вплоть до нуля для длины волны $\lambda > 5$ мкм и появление провала в спектре отражения ($\lambda \approx 3.5$ мкм). Обе эти особенности связаны с высокой концентрацией электронов проводимости в слое Ge:Sb. Из положения минимума спектра отражения (ω_p = 0.35 эВ) по формуле $N_e = \omega_p^2 \frac{10^{18}}{A^2}$ [9], где A = 2.85×10^{-2} эВ, была оценена концентрация носителей N_e = 1.5×10^{20} см$^{-3}$, что соответствует 1/3 от атомарной концентрации сурьмы (4.5×10^{20} см$^{-3}$) вблизи поверхности после отжига. Остальные 2/3 сурьмы, вероятно, находятся в электрически неактивном междоузельном или кластерном состоянии.

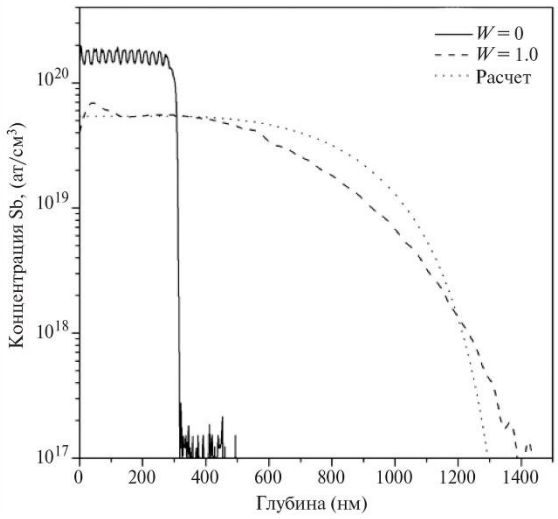


Рис. 6. Профиль концентрации примеси Sb в Ge после осаждения слоя (W = 0), после ИИО (W = 1.0 Дж/см^2) и результаты моделирования

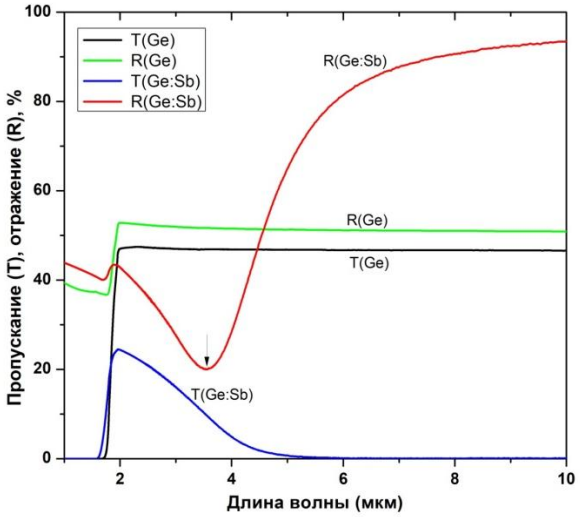


Рис. 7. ИК спектры пропускания и отражения в области 1-10 мкм подложки Ge и осаждённого слоя Ge:Sb на подложке Ge после ИИО (W = 1.0 Дж/см^2), T – спектры пропускания, R – спектры отражения

Данные холловских измерений в образце с начальной концентрацией Sb ~ 2×10^{20} см$^{-3}$ после ИИО показали, что концентрация электронов ~1.8×10^{20} см$^{-3}$, что соответствует степени электрической активации ~100% Sb в образце. Это указывает на отсутствие кластеризация примеси Sb при данной концентрации.

На рис. 8 представлены спектры ИК ФЛ (T = 300 К) p-Ge и сильно легированного образца Ge:Sb/Ge после ИИО. Максимум интенсивности непрямозонной ФЛ p-Ge (L-долина) находится на 0.70 эВ (1.77 мкм), а для образца, модифицированного ИИО, на 0.75 эВ (1.65 мкм). Возникновение нового максимума связано со значительным ростом интенсивности ПФЛ через Г-долину по сравнению с непрямозонной ФЛ через L-долину p-Ge (Рис. 8), согласно [1].

Полоса ФЛ в области 0.85-1.0 эВ, вероятно, связана с переходами из X-долины [9]. Таким образом, высокая величина деформации растяжения (-0.8%), полученная в образце Ge:Sb/Ge за счёт сверхвысокой концентрации Sb, приводит к сужению оптической щели в Г-долине с 0.8 до 0.75 эВ и её заполнению электронами с последующей излучательной рекомбинацией.

Были проведены измерения вольтамперных характеристик и спектров фотопроводимости диодных мезоструктур (T = 300 К), полученных на основе монокристаллических образцов n-Ge:Sb/p-Ge. На рис. 9 показаны спектры

фотопроводимости для промышленного Ge-фотодиода (ФД-10ГБ) и синтезированного образца.

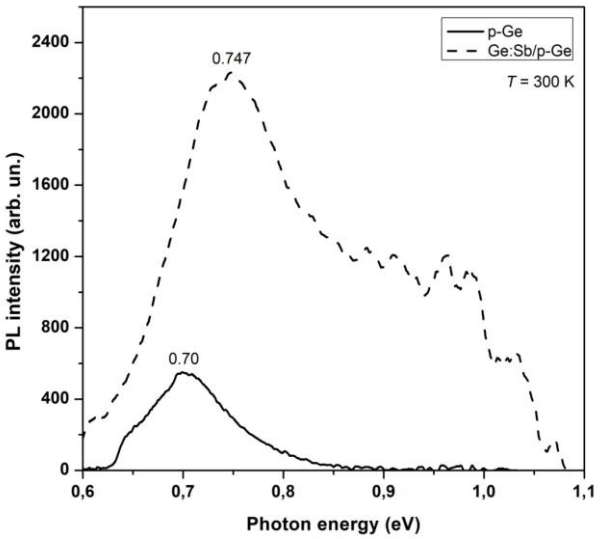


Рис. 8. Спектры ИК ФЛ при 300 К подложки *p*-Ge (1) и образца Ge:Sb/*p*-Ge (2), полученного ионным распылением с последующим ИИО (W = 1.0 Дж/см^2). Накачка – лазер 808 нм, 300 мВт

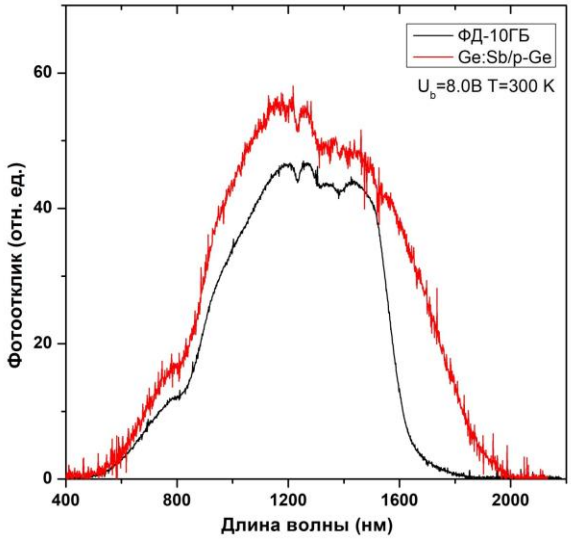


Рис. 9. Спектры фотопроводимости в видимой и ближней ИК области при 300 К промышленного Ge фотодиода (ФД-10ГБ) и диодной мезоструктуры *n*-Ge:Sb/*p*-Ge, полученной ионным распылением, ИИО (W = 1.0 Дж/см^2) и химическим травлением. Спектры сняты при напряжении обратного смещения 8 В

Видно, что сигнал образца имеет большую площадь под кривой, более плавный спад в длинноволновой области и расширенный до 2 мкм спектр фотопроводимости. Более высокий уровень шумов в спектре образца обусловлен прижимными игольчатыми контактами к слою Ge:Sb. Вероятной причиной расширения длинноволновой границы фотопроводимости в образце является сужение запрещенной зоны Ge за счёт сильного легирования слоя Ge:Sb и его растяжения.

В **главе 5** изложены результаты исследований структурных и оптических свойств сильнолегированных слоёв Ge:Sb, полученных имплантацией ионов Sb в монокристаллические подложки *p*-Ge с последующей импульсной ионной обработкой.

В **разделе 5.1** рассматривается структура имплантированных слоёв и распределение по глубине примеси Sb до и после ИИО. Имплантация ионов Sb^{++} в Ge с энергией 80 кэВ и дозой 1×10^{16} см$^{-2}$ приводит к визуальному почернению Ge. Согласно СЭМ это происходит за счёт образования на поверхности образца пористой структуры с размерами пор 15-25 нм. Показано, что ИИО (W = 0.5 Дж/см^2), сопровождающийся плавлением слоя толщиной 0.4 мкм, полностью устраняет пористую структуру поверхности.

В **разделе 5.2** методом ВИМС получены глубинные профили распределения атомов Sb в Ge до и после ИИО, которые сравнивались с расчётными (рис. 10). До отжига пик профиля Sb (2) расположен на глубине ~50 нм с максимальной концентрацией около 1.5×10^{21} см$^{-3}$. Он расположен глубже расчётного, вероятно, за счёт диффузии примеси вглубь образца за счет нагрева ионным пучком в процессе имплантации. После ИИО образца наблюдается вытеснение части Sb к поверхности

(эффект сегрегации). Диффузия Sb в расплаве Ge приводит к её концентрации на уровне 10^{18} см$^{-3}$ на глубине 400 нм. До глубины 300 нм концентрация Sb превышает равновесный предел растворимости (1.1×10^{19} см$^{-3}$). Расчетная кривая (3) получена при значении коэффициента диффузии в расплаве $D = 4\times10^{-4}$ см^2/с и коэффициенте сегрегации $k_{Sb} = 0.5$, который значительно превышает равновесную величину $k = 0.003$ [8].

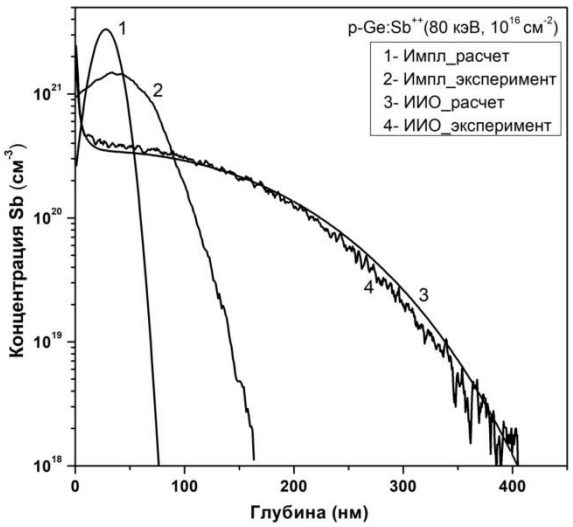


Рис. 10. Расчётные (1, 3) и экспериментальные (2, 4) профили распределения концентрации атомов Sb в Ge после ионной имплантации (1, 2) и ИИО с $W = 0.5$ Дж/см^2 (3, 4). Энергия $E = 80$ кэВ, доза $\Phi = 1\times10^{16}$ см$^{-2}$

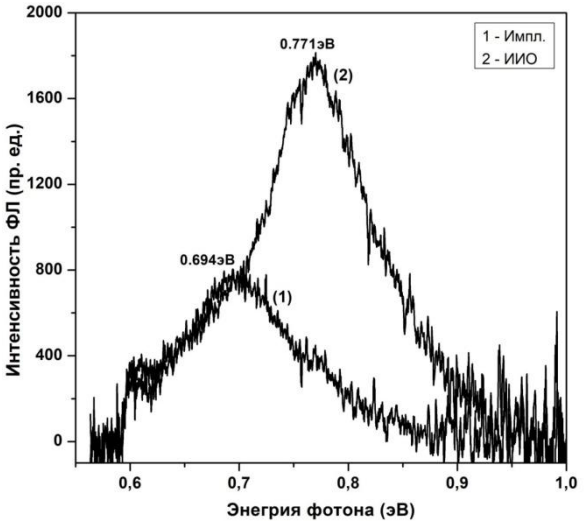


Рис. 11. Спектры ИК ФЛ при 300 К (1) *p*-Ge после ионной имплантации и (2) Ge:Sb/*p*-Ge после ИИО ($W = 0.5$ Дж/см^2). Накачка – лазер 808 нм, 300 мВт

В **разделе 5.3** для анализа структуры слоёв до и после ИИО применялись методы РДСЛ и РД в геометрии θ-2θ с высоким (шаг 0.005°) угловым разрешением в области пика Ge(004). Показано, что в результате ИИО происходит трансформация аморфно-поликристаллической структуры слоя в монокристаллическую. Измерения РД с высоким угловым разрешением показали наличие пика от слоя Ge:Sb при $2\theta = 65.795°$, обусловленного растяжением решётки Ge примесью Sb. По его смещению относительно пика Ge(004) оценена концентрация примеси Sb (3.4×10^{20} см$^{-3}$), встроенной в кристаллическую решетку.

В **разделе 5.4** рассматриваются оптические и электрические свойства имплантированных ионами Sb^{++} слоёв Ge, подвергнутых ИИО. Исходя из положения минимума в спектре ИК отражения (0.42 эВ) оценена интегральная концентрация носителей в слое (2.2×10^{20} см$^{-3}$). Измерения слоевого сопротивления образца после отжига дало значение $R_s = 5.2$ Ом/□. Проведенные измерения эффекта Холла дали значение эффективной концентрации носителей в слое $N_s = 6\times10^{15}$ см$^{-2}$, что близко к слоевой концентрации атомов Sb (7×10^{15} см$^{-2}$) в образце после ИИО по данным ВИМС при интегрировании профиля Sb. Это означает, что 85% Sb встроилось в кристаллическую решетку Ge и участвует в переносе заряда.

Исследования ИК ФЛ ($T = 300$ К) показали (рис. 11), что спектр ФЛ подложки *p*-Ge после имплантации (1) демонстрирует максимум при 0.694 эВ за счёт непрямых переходов через *L*-долину. Спектр ФЛ образца после ИИО (2) показывает возникновение интенсивной полосы с максимумом 0.771 эВ (1.61 мкм) при сохранении сигнала в области 0.694 эВ. Наблюдаемая полоса связывается с

рекомбинацией электронов из Г-долины с дырками из валентной зоны в имплантированном слое Ge:Sb, подвергнутом ИИО. Появление интенсивного сигнала ФЛ от слоя Ge:Sb после ИИО указывает, что данный тип отжига позволяет эффективно восстановить кристаллическую структуру, разрушенную имплантацией, и существенно уменьшить в ней концентрацию центров безызлучательной рекомбинации.

В **заключении** представлены основные результаты и выводы работы.

В настоящей работе широким спектром различных исследовательских инструментов проведено комплексное исследование гетероструктур на основе Ge, изготовленных с использованием различных подложек, методов напыления, отжига. В решаемых задачах использовалось моделирование физических процессов.

Полученные результаты позволяют сформулировать следующие основные выводы:

1. Моделирование плавления и кристаллизации аморфных слоёв Ge на различных подложках (Si, Ge, SiO_2, Al_2O_3) позволило предсказать оптимальные величины плотности энергии лазерных и ионных импульсов, при которых происходит полное расплавление и определить достигаемые температуры нагрева.

2. Импульсные отжиги структур Ge/Si переводят аморфный слой Ge и нижележащий Si в поликристаллическое (d(Ge) > 120 нм) или эпитаксиальное (d(Ge) ≤ 120 нм) состояние в зависимости от начальной толщины слоя Ge.

3. Полученные в результате импульсного отжига эпитаксиальные слои SiGe/Si содержат протяжённые дефекты, такие как дислокации и дислокационные петли. Дополнительный термический отжиг приводит к уменьшению центров безызлучательной рекомбинации и возникновению дислокационной фотолюминесценции (1.54 мкм) при температуре 77 К.

4. С помощью методики регистрации отражательной способности *R(t)* осажденных слоёв Ge на различных подложках (Si, SiO_2, Al_2O_3) во время их лазерного отжига изучены быстропротекающие фазовые переходы <аморфное состояние-расплав-кристалл> в зависимости от толщины аморфного слоя и теплопроводности подложек. Установлены характерные времена жизни расплава в таких образцах, которые согласуются с расчётными данными. Определен уровень деформации растяжения в слоях германия на различных подложках, составивший 0.7-0.96%

5. Импульсный ионный отжиг аморфных слоёв Ge:Sb (толщина 150-300 нм, концентрация Sb свыше 10^{20} $см^{-3}$), осаждённых на подложку p-Ge, приводит к образованию растянуто-напряжённых монокристаллических слоёв Ge:Sb толщиной до 1.5 мкм, с концентрацией электронов до $1.5x10^{20}$ $см^{-3}$, демонстрирующих исчезновение прозрачности для длин волн свыше 5 мкм, прямозонную люминесценцию на 1.65 мкм при 300 К и фотоотклик до 2.0 мкм при 300 К.

6. Импульсный ионный отжиг имплантированного ионами Sb слоя Ge приводит к исчезновению пористой структуры слоя и связанное с ней почернение поверхности, образованию растянуто-напряжённых (до 0.26%) монокристаллических слоёв Ge:Sb толщиной до 0.5 мкм, с концентрацией электронов до 2×10^{20} $см^{-3}$, демонстрирующих прямозонную люминесценцию на 1.61 мкм при 300 К.

Таким образом, поставленная цель работы достигнута, а все сформулированные задачи решены в полном объёме. Полученные результаты восполняют пробел в изучении воздействия мощных ионных пучков на полупроводники и вносят значимый вклад в развитие кремниевой оптоэлектроники. Они создают научно-техническую основу для разработки нового поколения совместимых с кремниевой

технологией излучателей и фотоприёмников в ближней ИК области. Дальнейшим развитием работы является оптимизация параметров ионно-лучевого распыления, ионной имплантации и импульсного отжига легированных слоёв германия для разработки светоизлучающих и фотодетектирующих структур в спектральном диапазоне 1.5-2.0 мкм на кремниевой подложке, составляющей основу микро- и оптоэлектроники и солнечной энергетики.

СПИСОК ПУБЛИКАЦИЙ АВТОРА ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Статьи в рецензируемых научных изданиях, входящих в перечень ВАК, и приравненные к ним

[A1] Galkin K.N., Batalov R.I., Bayazitov R.M., Novikov H.A., et al. Structural and optical properties of magnetron sputtered and pulsed beam annealed Ge/Si layers // Physica Status Solidi C. 2013. Vol. 10. P. 1824-1827.

[A2] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Баязитов Р.М. и др. Оптическая диагностика лазерно-индуцированных фазовых превращений в тонких пленках германия на кремнии, сапфире и кварце // Журнал технической физики. 2015. Т. 85. С. 89-95 (ВАК К1).

[A3] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Баязитов Р.М. и др. Импульсная модификация пленок германия на подложках кремния, сапфира и кварца: Структура и оптические свойства // Физика и техника полупроводников. 2015. Т. 49. С. 746-752 (ВАК К1).

[A4] Novikov H.A., Bayazitov R.M., Batalov R.I., et al. Experimental Study and Simulation of the Structure-Phase Transitions in Deposited Ge Layers During Pulsed Laser Annealing // Solid State Phenomena. 2016. Vol. 249. P. 24-29 (МБД SCOPUS, приравнено к ВАК К3).

[A5] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Наносекундный импульсный отжиг сильно легированных слоев Ge:Sb на Ge подложках // Микроэлектроника. 2018. Т. 47. С. 74-82 (ВАК К1).

[A6] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Импульсный ионный отжиг германия, имплантированного ионами сурьмы // Автометрия. 2019. Т. 55. С. 5-13 (ВАК К1).

[A7] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Файзрахманов И.А. и др. Оптоэлектронные свойства сильно легированных слоёв Ge:Sb, полученных ионно-пучковыми методами // Оптика и спектроскопия. 2024. Т. 132. Вып. 11. С. 1189-1195 (ВАК К1).

Публикация в прочем издании:

[A8] Новиков Г.А., Баязитов Р.М., Баталов Р.И. и др. Воздействие импульсных лазерных и ионных пучков на вакуумно-осаждённые слои Ge:Sb на подложках Ge. расчёты и эксперимент // КФТИ. Ежегодник. 2018. Т. 2018. С. 120-126.

Статьи в сборниках трудов конференций и тезисы докладов

[A9] Batalov R.I., Bayazitov R.M., Novikov H.A., et al. Pulsed beam modification of SiGe layers formed by ion implantation and magnetron sputtering // Abstracts of 17th International summer school on vacuum, electron and ion technologies, Sunny beach, 19-23.09.2011, – Bulgaria, Ed. M. Dimitrova, Ch. Ghelev, P.I. Petrov, – P. 44.

[A10] Новиков Г.А., Баязитов Р.М., Баталов Р.И. Формирование гетероструктур $FeSi_2$/Si и SiGe/Si методами магнетронного распылением и импульсного отжига

// Тезисы 13-й Международной конференции «Опто-, наноэлектроника, нанотехнологии и микросистемы», пос. Абрау-Дюрсо, 19-26.09.2011, – Россия, Изд. УлГУ, под ред. С.В. Булярского, – С. 14-15.

[A11] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Формирование гетероструктур SiGe/Si методами магнетронного распыления и наносекундного ионного/лазерного отжига // Тезисы IV Всероссийской конференции «Физические и физико-химические основы ионной имплантации», Новосибирск 23-26.10.2012, – Россия, – С. 38.

[A12] Galkin K., Batalov R., Bayazitov R., Novikov H., et al. Structural and optical properties of magnetron sputtered and pulsed beam annealed Ge/Si layers // Proceedings of Asia-Pacific Conference on Green Technology with Silicides and Related Materials (APAC-Silicide 2013). Tsukuba 27-29.07.2013, – Japan, poster report No.28-P17_C37.

[A13] Batalov R.I., Bayazitov R.M., Novikov H.A., et al. Pulsed laser/ion beam treatment of Ge/Si and Ge/Al2O3 thin film structures // Proceedings of International conference on Advanced Optoelectronics and Lasers (CAOL-2013), Sudak 08-13.09.2013, – Ukraine, – P.342-343.

[A14] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Вакуумное осаждение и импульсная модификация тонких пленок Ge на Si. Структура и фотолюминесценция // Труды 10-й Международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом» (ВИТТ-2013), Минск 24-27.09.2013, – Беларусь, – С.161-162.

[A15] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Оптическая диагностика лазерно-индуцированных фазовых превращений в тонких пленках германия на кремнии и диэлектрических подложках // Материалы IX Международной научно-технической конференции «Квантовая электроника», Минск 18-21.11.2013, – Беларусь , – С.199-201.

[A16] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Баязитов Р.М. и др. Импульсная модификация пленок германия на подложках кремния, сапфира и кварца: Структура и оптические свойства // Сборник тезисов X Международной Конференции «Кремний-2014», Иркутск 7-12.07.2014, – Россия, – С.38.

[A17] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Баязитов Р.М. и др. Импульсно-лазерная модификация пленок германия на диэлектрических и полупроводниковых подложках // Труды XXIVМеждународной конференции «Радиационная физика твердого тела», Севастополь 7-12.07.2014, – Россия, – С.465-475.

[A18] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Баязитов Р.М. и др. Динамика фазовых переходов при лазерной обработке пленок германия, осажденных ионно-лучевым распылением. Эксперимент и моделирование // Тезисы докладов V Всероссийской конференции и школы молодых ученых и специалистов «Физические и физико-химические основы ионной имплантации», Нижний Новгород 27-31.10.2014, – Россия, – С.76-77.

[A19] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Импульсная лазерная модификация пленок германия, осажденных ионно-лучевым распылением на подложки кремния, сапфира и кварца // Труды 12-й Международной конференции «Пленки и покрытия-2015», С.-Петербург 19-22.05.2015, – Россия, Изд. Политехн. унив., подред. В.Г. Кузнецова, – С.356-359. (устный)

[A20] Novikov H.A., Bayazitov R.M., Batalov R.I., et al. Structure-phase transitions in deposited Ge layers during pulsed laser annealing. Experiment and simulation //

Proceedings of Third Asian School-Conference on Physics and Technology of Nanostructured Materials (ASCO-NANOMAT, Dalnauka), Vladivostok 19-26 August, 2015, – Russia, – P.255-256.

[A21] Novikov H., Batalov R., Bayazitov R., et al. Pulsed beam modification of highly doped Ge:Sb layers deposited on the different substrates // Abstracts of International Congress on Energy Fluxes and Radiation Effects, EFRE-2016, Tomsk 2-7.10.2016, – Russia, – P.71.

[A22] Баязитов Р.М., Баталов Р.И., Новиков Г.А. и др. Воздействие мощных импульсных ионных и лазерных пучков на гетероструктуру n^+-Ge:Sb/p-Ge // Труды XXVII Международной конференции «Радиационная физика твердого тела», Севастополь 10-15.07.2017, – Россия, – С.88-97.

[A23] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Создание напряженных и сильно легированных слоев n^+-Ge:Sb с использованием мощных лазерных и ионных пучков // Тезисы Российской конференции и Школы молодых ученых по актуальным проблемам полупроводниковой фотоэлектроники «Фотоника-2017», Новосибирск 11-15.09.2017, – Россия, – С. 61

[A24] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Структура и фотопроводимость сильно легированных слоев Ge:Sb, сформированных на подложках Si и Ge ионным распылением и импульсными обработками // Материалы 12-й Международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом», Минск 19-22.09.2017, – Беларусь, – С. 202-204.

[A25] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. и др. Импульсный отжиг сильно легированных слоев Ge:Sb, полученных методами вакуумного осаждения и ионной имплантации // Тезисы докладов VII Всероссийской конференции и Школы молодых ученых «Физические и физико-химические основы ионной имплантации», Казань 7-9.11.2018, – Россия, Изд. ННГУ, – С.26-27.

[A26] Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Новиков Г.А. Получение сильно легированных слоев Ge:Sb с использованием ионной имплантации и импульсного ионного отжига // Труды Международной конференции «Взаимодействие излучений с твердым телом», ВИТТ-2019, Минск 30.09-03.10.2019, – Беларусь, – С.201-204.

[A27] Баталов Р.И., Новиков Г.А., Баязитов Р.М. и др. Структурные, оптические и фотоэлектрические свойства германия, гипердопированного примесью сурьмы // Тезисы докладов 51-й международной Тулиновской конференции по физике взаимодействия заряженных частиц с кристаллами, Москва 24-26.05.20022, – Россия, – С. 143.

[A28] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Файзрахманов И.А. и др. Импульсный ионный отжиг гипердопированных слоёв Ge:Sb, полученных ионным распылением // Тезисы докладов VIII Всероссийской конференции и школы молодых ученых и специалистов «Физические и физико-химические основы ионной имплантации», Казань 11-14.10.2022, – Россия, – С.20.

[A29] Новиков Г.А., Баталов Р.И., Файзрахманов И.А. Структура, оптические и фотоэлектрические свойства гиперлегированных слоёв Ge:Sb, полученных ионным распылением и импульсным отжигом // Сборник трудов III международной конференции «Газоразрядная плазма и синтез наноструктур», Казань 1-4.12.2022, – Россия, – С. 129-130.

Список цитированной литературы

[1] Liu J., Kimerling L.C., Michel J. Monolithic Ge-on-Si lasers for large-scale electronic–

photonic integration // Semicond Sci. Technol. 2012. V. 27. P. 094006.
[2] Saito S., Oda K., Ishikawa Y., et al. Towards monolithic integration of germanium light sources on silicon chips // Semicond. Sci. Technol. 2016. V. 31. P. 043002.
[3] Ishikawa Y., Wada K., Cannon D.D., et al. Strain-induced band gap shrinkage in Ge grown on Si substrate // Appl. Phys. Lett. 2002. V. 82. No 13. P. 2044-2046.
[4] Sun X., Liu J., Kimerling L.C., et al. Direct gap photoluminescence of *n*-type tensile-strained Ge-on-Si // Appl. Phys. Lett. 2009. V. 95. P. 011911.
[5] Frigerio J., Ballabio A., Gallacher K., et al. Optical properties of highly n-doped germanium obtained by *in situ* doping and laser annealing // J. Phys. D: Appl. Phys. 2017. V. 50. P. 465103.
[6] Baglin J.E.E., Hodgson R.T., Chu W.K., et al. Pulsed proton beam annealing: semiconductors and silicides // Nucl. Instrum. Meth. 1981. V. 191. P. 169-176.
[7] Leamy H.J., Brown W.L., Celler G.K., et al. Explosive crystallization of amorphous germanium // Appl. Phys. Lett. 1981. V. 38. P. 137–139.
[8] Глазов В.М., Земсков В.С. Физико-химические основы легирования полупроводников. Москва: Наука, 1967. 372 с.
[9] Wagner J., Contreras G., Cardona M., et al. Germanium extremely heavily doped by ion–implantation and laser annealing: A photoluminescence study // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 1984. Vol. 23. P. 147-152.

Подписано в печать 14.10.2026.
Формат 60x84$^{1/16}$. Печать цифровая.
Усл. печ. 1,16 л. Печ. 1,25 л.
Тираж 100 экз. Заказ № 257.

Отпечатано с готового оригинал-макета
в редакционно-издательском центре «Школа».
420111, Казань, Дзержинского, 9/1.
Тел. сот.:8-9172-64-84-83
E-mail: ric-school@yandex.ru