

ИНСТИТУТ ФИЗИКИ МИКРОСТРУКТУР РАН

На правах рукописи

КРЫЖКОВ Денис Игоревич

**ЛЮМИНЕСЦЕНТНЫЕ СВОЙСТВА СТРУКТУР НА
ОСНОВЕ КРЕМНИЯ В ОБЛАСТИ ДЛИН ВОЛН
1,5-1,6 МКМ.**

05.27.01- твердотельная электроника, радиоэлектронные
компоненты, микро- и нанoeлектроника, приборы на квантовых
эффектах

**Диссертация на соискание ученой степени кандидата
физико-математических наук**

Научный руководитель
доктор физико-математических наук,
профессор З.Ф. Красильник

Нижний Новгород, 2004 г.

Содержание.

Введение.	3
1. Люминесцентные свойства структур FeSi₂:Si/Si, полученных методом ионной имплантации.	
1.1. β-FeSi ₂ новый материал для кремниевой оптоэлектроники (обзор литературы).	13
1.2. Методы формирования и анализа кремниевых структур с Si:β-FeSi ₂ .	20
1.3 Люминесцентные свойства Si: β-FeSi ₂ /Si структур.	27
1.4. Природа люминесценции Si: β-FeSi ₂ /Si структур.	32
2. Дефектно-примесная фотолюминесценция в кремнии.	
2.1. Примеси и дефекты а Cz-Si:O.	41
2.2. Влияние термообработки на люминесцентные свойства кремния.	46
2.3. Природа излучения с максимумом на 0.83 эВ.	53
2.4. Люминесцентные свойства Р-линии (0,767 эВ) в кремнии, отожжённом при 450 °С.	58
3. Электролюминесценция селективно легированных структур полученных методом СМЛЭ.	
3.1 Введение.	66
3.2. Излучательные центры в Si:Er/Ei структурах выращенных методом СМЛЭ.	70
3.3. Исследование ЭЛ диодных структур Si:Er/Si.	75
3.4. Температурное гашение люминесценции иона Er ³⁺ . Процессы оже-девозбуждения Er люминесценции.	81
3.5. Экспериментальное исследование оже-девозбуждения на структуре с позиционированным активным слоем.	89
3.6. Эффект «задержанной» люминесценции в структуре с позиционированным активным слоем.	97
Заключение.	105
Список публикаций по теме диссертации.	109
Список цитируемой литературы.	113

Введение.

Благодаря своим уникальным свойствам и наиболее разработанной технологии, кремний является основным материалом современной микроэлектроники. В настоящее время подавляющее большинство микроэлектронных чипов и солнечных батарей изготавливаются из кремния и по всей вероятности такая ситуация сохранится и в ближайшие годы.

В области оптоэлектроники положение кремния совершенно другое. Кремний – непрямозонный материал, с чем связаны известные проблемы излучательной рекомбинации электронов и дырок. Долгое время вообще считалось, что кремний малопригоден для нужд оптоэлектроники. Однако задача интеграции на одном чипе микроэлектронных и оптических компонент настоятельно требует создания эффективного источника излучения на основе кремния. Работы в этом направлении интенсивно ведутся последнее десятилетие. Значительный интерес в области телекоммуникационных применений привлекает задача создания на базе кремния эффективного источника излучения с длиной волны около 1,54 мкм, так как эта длина волны, соответствующая окну прозрачности оптических волокон, особенно привлекательна с точки зрения телекоммуникационных применений.

Данная работа посвящена исследованию светоизлучающих центров в Si:Er/Si и $\text{Si:FeSi}_2/\text{Si}$ структурах, а так же дефектно-примесной люминесценции Cz-Si . В настоящее время кремний, легированный ионами Er, преципитаты дисилицида железа в кремниевой матрице, а так же объёмный кремний, демонстрирующий дислокационную люминесценцию (линия D1), – рассматриваются как потенциальные источники излучения с длиной волны 1,5 мкм. Природа указанных светоизлучающих центров, механизмы люминесценции и процессы формирования исследованы недостаточно.

Актуальность темы

Создание эффективного источника излучения на основе кремния - важная задача современной оптоэлектроники. Первые многообещающие результаты получены для нескольких видов кремниевых светоизлучающих структур исследуемых в работе [1-4]. Данная работа посвящена идентификации и исследованию люминесцентных свойств излучательных центров в кремниевых структурах. Отсутствие детальных представлений о свойствах светоизлучающих центров, процессах возбуждения и девозбуждения этих центров, сдерживает процесс создания эффективных источников излучения.

Для структур $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$, полученных методом ионной имплантации и подвергнутых дополнительной ионно-импульсной обработке, идентификация светоизлучающих центров ранее не проводилась. Всё большее количество авторов склоняется к точке зрения, что в $\text{Si}:\text{FeSi}_2/\text{Si}$ структурах, полученных методом ионной имплантации, люминесценция имеет дефектно-дислокационную природу [5,6]. Структура дефектных центров существенным образом связана с условиями имплантации и постимплантационной обработки. Следовательно, для разных условий необходимо уточнять природу светоизлучающих центров.

Светоизлучающие структуры $\text{Si}:\text{Er}/\text{Si}$, выращенные методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии (СМЛЭ), по своим свойствам отличаются от структур полученных с помощью ионной имплантации. Детальное понимание процессов переноса энергии в таких структура во всём диапазоне температур от 4.2 до 300 К отсутствует. Данная работа развивает представления об эффективности процессов возбуждения и девозбуждения иона Er в $\text{Si}:\text{Er}/\text{Si}$ структурах, выращенных методом СМЛЭ.

Основные цели работы

1. Определение природы светоизлучающих центров в структурах Si:FeSi₂/Si, изготовленных методом ионной имплантации и подвергнутых ионно-импульсной обработке (ИИО) и высокотемпературному отжигу.
2. Идентификация люминесцирующих в области энергий около 0,80-0,85 эВ центров в кремнии, возникающих при высокотемпературном отжиге (800°С) механически полированных пластин. Исследование влияния термообработки на люминесцентные свойства кремния.
3. Исследование механизмов ЭЛ структур Si:Er/Si с позиционированным относительно *p-n*-перехода активным слоем, легированным ионами Er.
4. Изучение кинетики ЭЛ в структурах Si:Er/Si с позиционированным активным слоем и оценка эффективности девозбуждения иона Er³⁺ свободными носителями.

Научная новизна работы.

1. Показано, что сигнал ФЛ в интервале энергий 0,72-0,88 эВ, наблюдавшийся в структурах Si:FeSi₂/Si, полученных методом ионной имплантации с последующей ИИО и высокотемпературным отжигом, имеет дефектно-примесную природу.
2. Выявлены особенности люминесценции пластин кремния подвергнутых механической обработке поверхности. Показано, что оптически активные центры, дающие сигнал ФЛ с максимумом при 0.83 эВ и шириной 50 мэВ, локализованы на глубине до 3 мкм в приповерхностном слое, сформированном при механической полировке пластин.
3. В СМЛЭ структуре Si:Er/Si с позиционированным относительно *p-n*-перехода активным слоем впервые наблюдался эффект «задержанной» ЭЛ иона Er³⁺, возникающий при приложении к *p-n*-

4. На основании кинетических измерений, выполненных на структуре с позиционированным слоем, выявлено, что основной причиной температурного гашения люминесценции иона Er в выращенных методом СМЛЭ структурах, в диапазоне от 4,2 до 110 К является уменьшение эффективности возбуждения.
5. Показано, что даже при низких температурах, вклад неравновесных свободных носителей заряда в девозбуждение иона Er^{3+} велик: менее 20% возбужденных ионов излучают, основная часть релаксирует безызлучательно в оже-процессе с участием свободных носителей.
6. Исследована зависимость интенсивности Р-линии (0,767 эВ) от концентрации термодоноров. Линейная зависимость свидетельствует о вовлеченности термодоноров с энергией связи основного состояния от 69,2 до 60,1 мэВ (TDD_i , $i=1\div 5$) в процесс излучательной релаксации с энергией 0,767 эВ.

Практическая ценность работы.

Определение природы люминесценции Si:FeSi₂/Si структур заставляет по-новому взглянуть на проблему люминесценции преципитатов дисилицида железа в кремнии. Понимание дефектно-дислокационной природы люминесценции позволяет сфокусировать внимание на исследовании структуры дефектов, возникающих при изготовлении

структур, а так же на проблемах связанных с определением и конструированием светоизлучающих дефектов в кремнии.

В работе предложен метод исследования девозбуждения иона Er свободными носителями, основанный на использовании структур с позиционированным относительно *p-n*-перехода активным слоем. В сочетании с измерением кинетики ЭЛ при возбуждении импульсами сложной формы, это позволяет получать дополнительную информацию о процессах девозбуждения иона Er равновесными и неравновесными свободными носителями.

Данные о механизме девозбуждения иона Er в Si:Er/Si структурах, полученных методом СМЛЭ, позволили предложить новые пути преодоления температурного гашения люминесценции иона Er.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Сигнал фотолюминесценции в районе 1,5 мкм, наблюдавшийся в структурах Si: β -FeSi₂/Si, полученных методом ионной имплантации, связан со светоизлучающими дефектно-примесными комплексами, формирующимися в процессе изготовления структур.
2. Фотолюминесценция с энергией перехода 0,83 эВ в кремнии, подвергнутом высокотемпературному отжигу, обусловлена оптически активными дефектно-примесными центрами в повреждённом слое, образовавшемся вследствие механической обработки пластин.
3. Температурное гашение ЭЛ иона Er³⁺ в Si:Er/Si структурах, выращенных методом СМЛЭ, при повышении температуры от 4,2 К до примерно 110 К определяется уменьшением эффективности возбуждения иона Er³⁺, а не процессами девозбуждения.
4. В эпитаксиальных диодных структурах Si:Er/Si с позиционированным относительно *p-n*-перехода активным слоем наблюдается "задержанная" ЭЛ иона Er³⁺, возбуждаемая импульсом обратного смещения через длительное (до 100 мс) время после

Публикации и апробация результатов работы

Основные результаты диссертации опубликованы в работах [А1-А22] и докладывались на V и IV Российских конференциях по физике полупроводников (Н.Новгород 2001, Санкт-Петербург 2003), Международной конференции «Оптика, Оптоэлектроника и Технологии» (Ульяновск, 2001), 10 Международной конференции по мелким центрам в полупроводниках (Варшава, Польша, 2002), 12 Международной школе по вакуумной электронике и ионной технологии (Варна, Болгария, 2001), 21^{ой} и 22^{ой} Международных конференциях по дефектам в полупроводниках (Гиссен Германия 2001, Архус Дания 2003), Совещании "Нанофотоника" (Н.Новгород, 2003) а так же на внутренних семинарах Института физики микроструктур РАН и Научно-образовательного центра зондовой микроскопии ННГУ.

Публикации

По теме диссертации опубликовано 22 печатных работ, в том числе 8 статей в научных журналах и 14 публикаций в сборниках тезисов докладов и трудов конференций.

Структура и объем диссертации.

Диссертация состоит из введения, трех глав и заключения. Объем диссертации: 113 страниц, 46 рисунков и одна таблица. Список литературы содержит 110 наименований.

Содержание работы.

Во **введении** обоснована актуальность темы исследований, показана ее научная новизна и практическая значимость, сформулированы цели работы, представлены сведения о структуре и содержании работы, а также приведены положения, выносимые на защиту.

Первая глава работы посвящена исследованию люминесцентных $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$ структур, полученных методом ионной имплантации с последующей с последующими термообработками. В первом параграфе даётся обзор литературы связанной с дисилицидом железа в кремнии. Приведены теоретические и экспериментальные результаты, показывающие прямозонность нанопреципитатов FeSi_2 в кремниевой матрице. Представлены схематические изображения структур и приведены спектры люминесценции образцов на которых были получены наилучшие результаты по ФЛ и ЭЛ $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$. Также в параграфе приведён ряд моделей объясняющих механизм люминесценции преципитатов десилицида железа в кремнии.

Второй параграф посвящен описанию структур $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$ изготовленных в КФТИ группой Баязитова Р.М. которые были объектом исследования данной работы. Приводится описание параметров имплантации и постимплантационных обработок использовавшихся при изготовлении структур. В параграфе представлены данные исследования структуры полученного после всех обработок слоя $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2$, которые показывают наличие в слое преципитатов дисилицида железа с характерными размерами 50–150 нм (по литературным данным, оптимальный размер для получения интенсивной люминесценции).

Третий параграф представляет результаты исследования ФЛ этих структур в диапазоне температур 4,2 – 77 К. При возбуждении люминесценции со стороны подвергшейся имплантации наблюдалась линия с энергией 0,78 эВ, а

при возбуждении ФЛ со стороны подложки наблюдался сигнал с энергией 0,83 эВ.

В четвёртом параграфе проводится обсуждение полученных результатов и делается вывод о природе люминесценции. На основании зависимости интенсивности ФЛ от дозы имплантированного железа, а так же на основании серии опытов по стравливанию приповерхностных слоёв, делается вывод о дефектной природе люминесценции линий 0,78 и 0,83 эВ. Причём показано, что центры отвечающие линии 0,78 эВ расположены в имплантированном слое, а центры отвечающие линии 0,83 эВ лежат на обратной, не подвергавшейся обработкам стороне подложки.

Вторая глава посвящена исследованию дефектно-примесной люминесценции в CzSi. В первом параграфе главы дано краткое описание дефектных центров в монокристаллическом кремнии, выращенном по методу Чохральского. Приводятся литературные данные о связи кислородных преципитатов и линии D1. Так же в параграфе дано описание Р линии (0,767 эВ) наблюдаемой в Cz-Si.

Во втором параграфе приведены результаты измерений ФЛ кремниевых пластин с механически полированной поверхностью подвергнутых высокотемпературной обработке. Показано, что после высокотемпературного отжига (800 –1000 °С) в повреждённом слое формируются светоизлучающие дефектно-примесные центры с энергией 0,8-0,83 эВ. Предложено несколько возможных кандидатов на роль таких центров.

В третьем параграфе главы на основании ФЛ измерений, а так же данных ВИМС и ТЕМ по структуре повреждённого слоя делается вывод о природе светоизлучающих центров. Показано, что сигнал люминесценции исходит из приповерхностного слоя богатого дислокациями. Так же в этом слое присутствуют включения другой фазы (вероятно SiO₂-подобные преципитаты),

что позволяет сделать вывод о том, что светоизлучающими комплексами являются кислородные преципитаты расположенные вблизи дислокаций.

Четвертый параграф посвящён исследованию люминесцентных свойств Р линии наблюдаемой в Cz-Si отожжённом при 450 °С. Была обнаружена линейная зависимость интенсивности люминесценции Р-линии от суммарной концентрации термодоноров в кремнии (TDD1÷5), что говорит о вовлеченности термодоноров с энергией связи основного состояния от 69,2 до 60,1 мэВ (TDD_i, i=1÷5) в процесс излучательной релаксации с энергией 0,767 эВ.

Третья глава посвящена исследованию светоизлучающих структур на основе кремния легированного ионами Er. Первый параграф посвящён введению в проблему. Здесь приводится описание свойств иона Er, введённого в кремниевую матрицу, приведены основные методы приготовления Si:Er/Si структур и указаны наиболее значительные достижения в данной области. Так же в параграфе приводится подробное описание экситонного механизма возбуждения иона Er в кремниевой матрице.

Второй параграф посвящён описанию светоизлучающих центров в Si:Er/Si структурах, выращенных методом СМЛЭ. В параграфе дано описание метода СМЛЭ, а так же сравнение этого метода с другими методами приготовления Si:Er/Si структур. Представлены спектры, отвечающие различным излучательным Er центрам, получаемым при разных температурах роста. В параграфе приведены так же данные о структуре электрически активных центров в СМЛЭ образцах.

В третьем параграфе представлены результаты исследования ЭЛ СМЛЭ Si:Er/Si структур. В частности, приведены данные о ЭЛ диодной структуры с позиционированным активным слоем в диапазоне температур от 77 до 300 К.

Четвёртый параграф посвящён проблеме температурного гашения люминесценции иона Er. Описаны и проанализированы причины, которые могут вызвать падение интенсивности люминесценции с ростом температуры

(уменьшение эффективности возбуждения и девозбуждение иона Er). Представлены и описаны основные механизмы девозбуждения иона Er в кремниевой матрице – оже-девозбуждение свободными носителями и обратная передача энергии («back transfer»).

Пятый параграф посвящён экспериментальному исследованию оже девозбуждения иона Er свободными носителями. В параграфе приводятся результаты измерения кинетики ЭЛ структуры с позиционированным слоем в диапазоне температур от 4,2 до 150 К. На основании этих данных делается вывод об основном вкладе неравновесных свободных носителей в оже-девозбуждение иона Er. Делается вывод о причине температурного гашения люминесценции иона Er при повышении температуры от 4,2 до 110 К.

Шестой параграф главы посвящён исследованию впервые наблюдавшегося эффекта «задержанной» ЭЛ в диодной Si:Er/Si структуре с позиционированным относительно *p-n*-перехода активным слоем. Предложена модель, в которой эффект объясняется наличием в окрестности активного слоя глубоких ловушек для свободных носителей (предположительно электронов). Приводится сравнение «задержанной» люминесценции с другими экспериментами, в которых в Si:Er/Si структурах так же наблюдался эффект «памяти», показано, что «задержанная» ЭЛ не может быть объяснена на основании эффектов наблюдавшихся ранее.

В **заключении** сформулированы основные результаты, полученные в работе.

1. Люминесцентные свойства структур $\text{FeSi}_2\text{:Si/Si}$, полученных методом ионной имплантации.

1.1. $\beta\text{-FeSi}_2$ новый материал для кремниевой оптоэлектроники (обзор литературы).

Одним из подходов к созданию светоизлучающих структур на основе кремния связан с формированием соединений $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2$. Интерес к дисилициду железа в качестве материала для кремниевой оптоэлектроники связан с тем, что ширина запрещённой зоны полупроводниковой фазы ($\sim 0,8$ эВ) соответствует наиболее интересной для оптоволоконных линий связи длине волны 1,5 мкм.

Основной интерес представляют структуры, в которых $\beta\text{-FeSi}_2$ синтезируется в виде тонких плёнок на поверхности кремния, или в виде преципитатов в приповерхностном слое. Это связано с тем, что только в таких структурах удавалось наблюдать сигнал люминесценции на длине волны $\lambda \sim 1,5$ мкм, тогда как в объёмном $\beta\text{-FeSi}_2$ люминесценция не наблюдалась. Слои дисилицида железа синтезировались многими способами, такими как: молекулярно лучевая эпитаксия [7,8], реактивное осаждение [1,9], лазерная абляция [10-12], ионно-лучевой синтез [13-18] и многими другими [19-22]. Однако лучшие результаты по фото- и электролюминесценции демонстрировали структуры изготовленные методами ионно-лучевого синтеза и реактивного нанесения.

Исследование оптических свойств плёнок $\beta\text{-FeSi}_2$ впервые было проведено в работе [23], где было показано, что $\beta\text{-FeSi}_2$ обладает прямозонной структурой с величиной оптической щели $E_g \sim 0,85$ эВ ($\lambda \sim 1,5$) при 300 К и поэтому является перспективным материалом для кремниевой оптоэлектроники. В работе группы из Суррейского университета [24], создавшей $\beta\text{-FeSi}_2$ методом ионно-лучевого

синтеза (ИЛС), впервые была получена фотолюминесценция на длине волны 1,5 мкм при температуре жидкого азота. ПЭМ анализ структур показал, что на глубине около 150 нм формировался слой преципитатов с размерами около 50 нм, в то время как при больших дозах имплантации, когда формировался сплошной слой дисилицида, ФЛ не наблюдалась. В этой же группе впервые наблюдалась электролюминесценция на светодиодах с активной областью состоящей из преципитатов $\beta\text{-FeSi}_2$ в кремниевой матрице [25]. На рис.1 представлено схематичное изображение светодиода и спектр электролюминесценции при 80 К структуры изготовленной методом ИЛС (взято из работы [17]). На рисунке 2 приведено ПЭМ изображение $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2$ слоя полученного методом ИЛС (из работы [15]). Первый интенсивно излучающий светодиод на основе $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$, работающий при комнатной

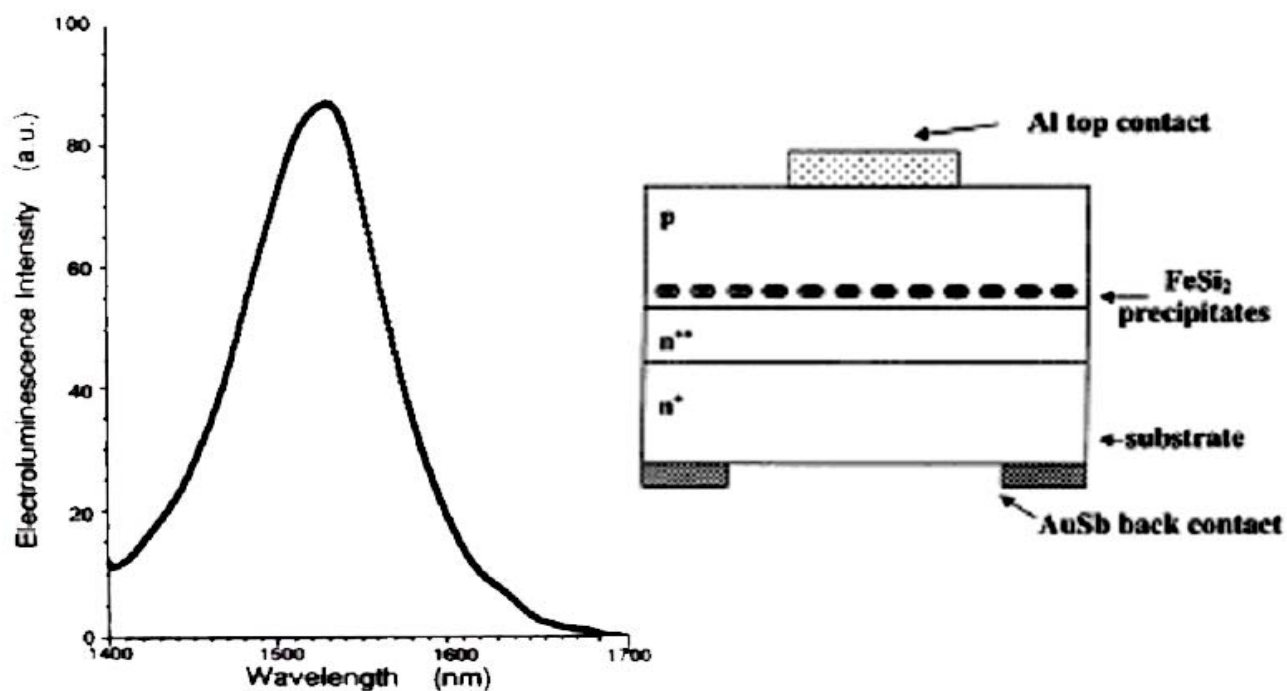


Рис.1 Спектр ЭЛ при $T=80$ К и схематичное изображение диодной $\text{Si}:\text{FeSi}_2$ структуры, изготовленной методом ИЛС (из работы [17]). На схеме преципитаты дисилицида железа изображены в виде тёмных включений.

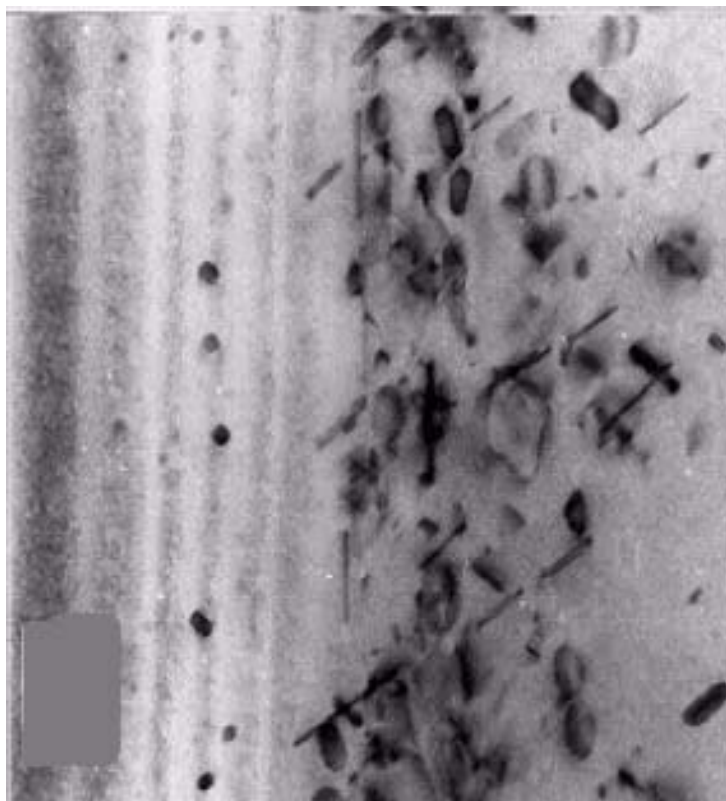


Рис. 2 ПЭМ изображение слоя Si:FeSi₂ сформированного методом ИЛС (из работы [15]). На расстоянии примерно 180 нм от поверхности в бездефектной области видны преципитаты FeSi₂ размером около 25 нм. Глубже на снимке виден слой сильно дефектного кремния.

работам наблюдалась, если активный слой представлял собой преципитаты дисицида железа (с размерами 20-150 нм) в кремниевой матрице. В случае сплошных слоев β -FeSi₂ люминесценция либо не наблюдалась, либо была весьма слаба [27-29].

Дисицид железа может существовать в нескольких фазах: β -полупроводниковой, α -металлической в которую полупроводниковая фаза переходит при $T \sim 950^\circ$ и др. [30]. Полупроводниковая фаза β -FeSi₂ имеет орторомбическую решётку ($a=9,863$ А, $b=7,791$ А, $c=7,833$ А), элементарная ячейка состоит из 32 атомов Si и 16 атомов Fe [31]. Если решетку β -FeSi₂

подробно описанным в работе [26]. Железо высокой чистоты осаждалось на нагретую до 470°C Si подложку для синтеза слоя дисицида железа непосредственно в процессе нанесения (реактивное осаждение).

После дополнительного ТО (850°C , 30 мин.) сплошной слой β -FeSi₂ распадался на преципитаты шарообразной формы с размерами около 100 нм. На

рис.3 представлен спектр EL при 300 К из работы [1] и TEM изображение структуры из работы [26]. Интенсивная люминесценция в структурах Si: β -FeSi₂/Si в этих и других

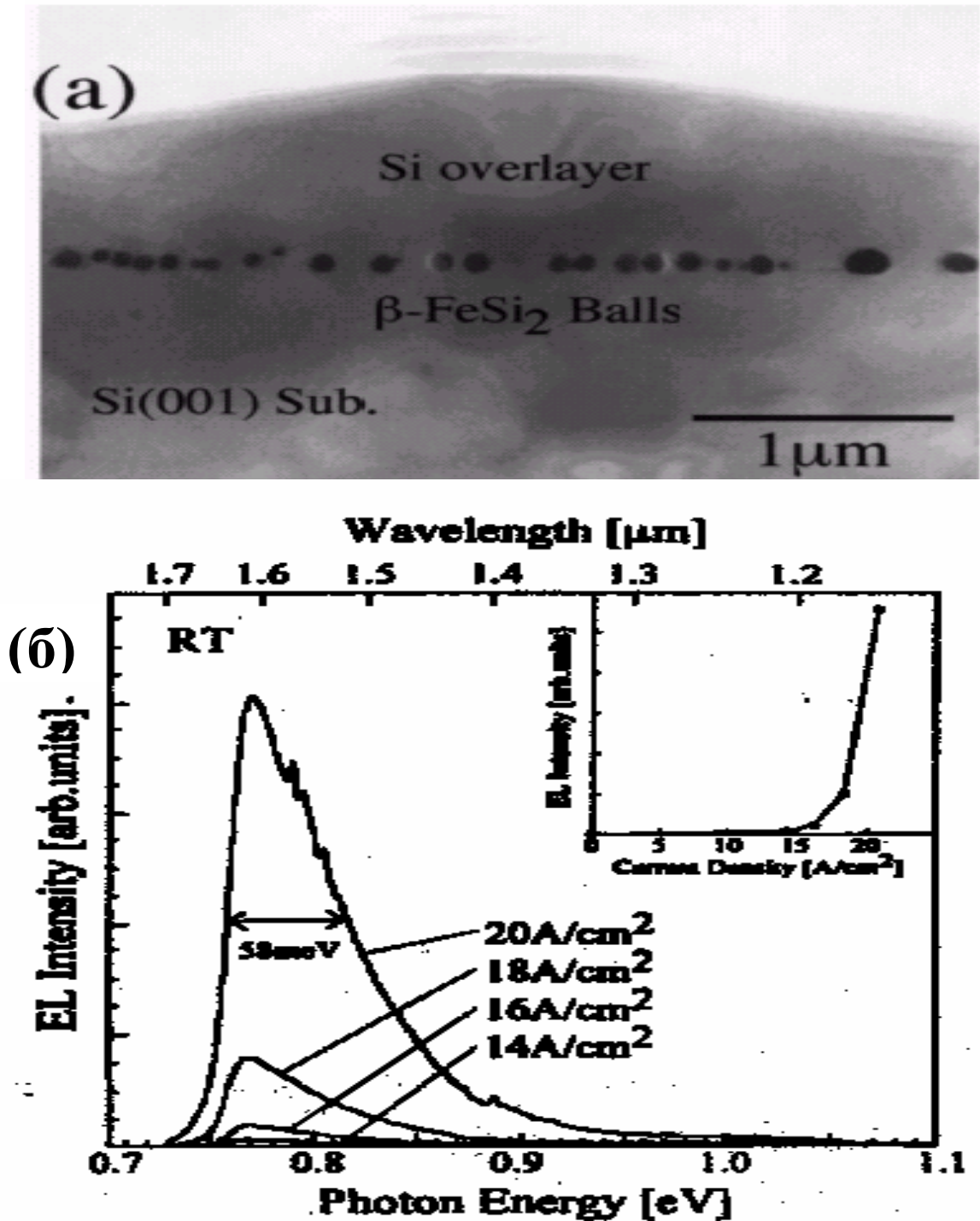


Рис. 3 (а) ПЭМ изображение диодной Si:FeSi₂/Si структуры выращенной с использованием метода МЛЭ (из работы [26]). На снимке отчетливо видны шарообразные преципитаты дисилицида железа размером около 100 нм. (б) Спектры ЭЛ структуры, выращенной с использованием метода МЛЭ, измеренные при 300 К при различных токах (из работы [1]). Суперлинейный рост интегральной интенсивности (на вставке) авторы объясняют насыщением каналов безызлучательной рекомбинации при больших токах.

повернуть на 45° относительно решетки Si ($a=5,43\text{\AA}$), то максимальное несоответствие решеток будет около 1,8%, что позволяет эпитаксиально выращивать тонкие плёнки дисилицида железа на поверхности кремния, или слои Si: β -FeSi₂ с достаточно малыми (~100 нм) преципитатами дисилицида железа.

Вопрос о зонной структуре полупроводниковой фазы достаточно сложен. Существует ряд экспериментальных работ [15,22,23,25] в которых дисилицид железа назван прямозонным полупроводником с шириной запрещённой зоны около 0.8 эВ, в тоже время в работах [32-34] утверждается, что β -FeSi₂ - непрямозонный полупроводник. В большинстве работ, в которых проводился численный расчёт зонной структуры дисилицида железа утверждается, что непрямой переход лежит на несколько десятков мэВ ниже прямого [31,35,36], однако существуют работы, в которых показано, что наимизшим по энергии является прямой переход с малой силой осцилятора [37]. Здесь следует отметить сложность расчёта зонной структуры дисилицида железа и большой разброс расчётных значений ширины запрещённой зоны 0,4-1,0 эВ. Важным является и тот факт, что зонная структура β -FeSi₂ чрезвычайно чувствительна к изменениям параметров решётки.

В настоящее время наибольшее распространение получила следующая точка зрения, подтверждённая теоретическими расчётами [31]: β -FeSi₂ – непрямозонный полупроводник с шириной запрещённой зоны около 0.8 эВ и прямым переходом со слегка большей энергией, при малом искажении параметром решётки (1-4% которое возникает при эпитаксиальном наложении на кремний) полупроводник становится прямозонным. Таким образом, люминесценция в Si: β -FeSi₂/Si структурах может быть объяснена как излучательная рекомбинация электрон-дырочных пар в прямозонных включениях β -FeSi₂ (с шириной запрещённой зоны около 0,8 эВ). На рисунке 4 представлен вариант эпитаксиального наложения напряженной ячейки

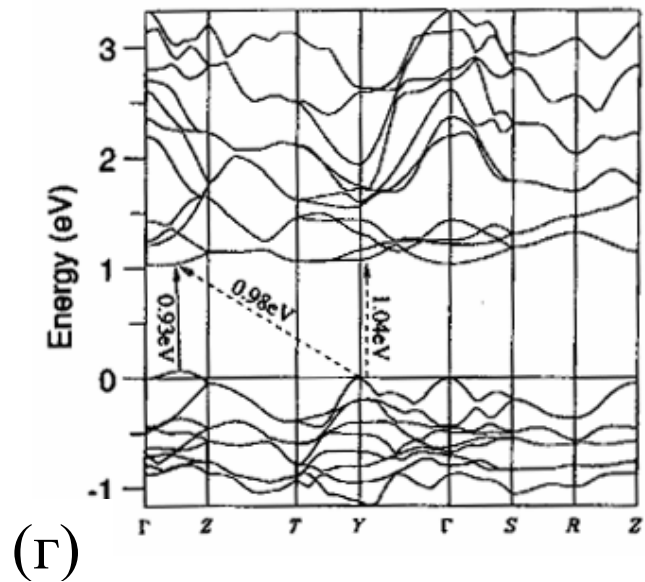
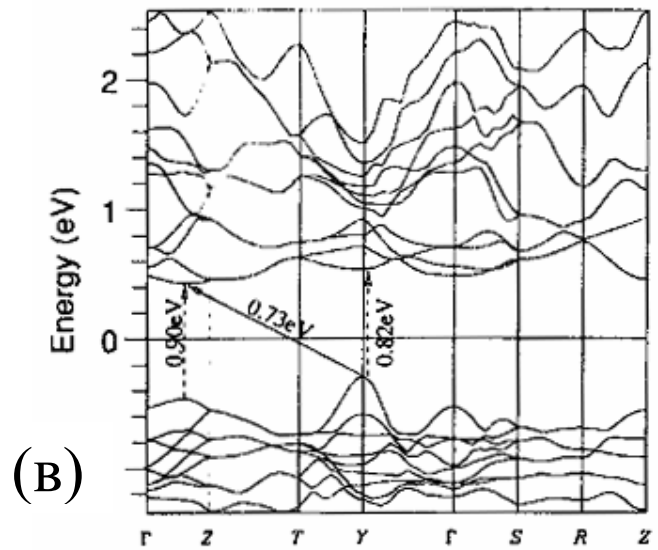
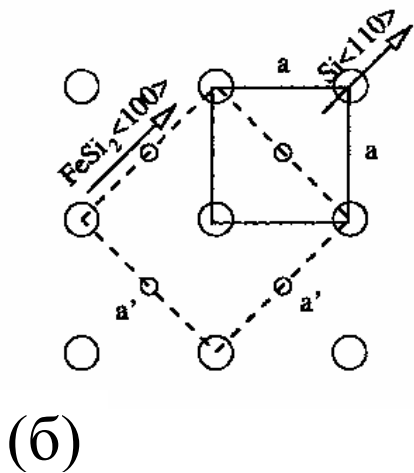
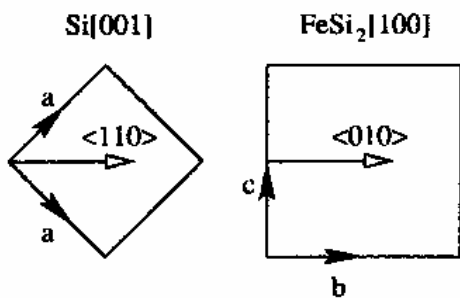
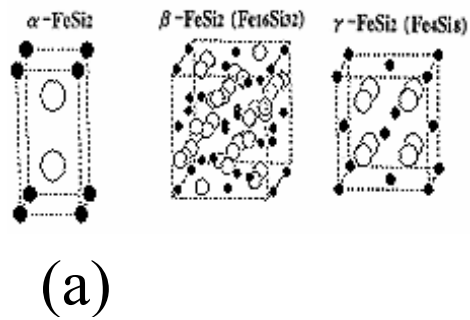


Рис. 4 (а) Изображение элементарных ячеек α -, β - и γ -FeSi₂/Si (из работы [30]). Атомам железа в решётке соответствуют чёрные кружки, атомам кремния - открытые кружки. (б) Схема эпитаксиального наложения дисилицида железа на решётку кремния, при котором достигается наименьшее напряжение решётки FeSi₂ (~1,8 %). (в) Зонная структура ненапряжённого дисилицида железа. В этом случае материал непрямозонный. (г) Зонная структура FeSi₂ эпитаксиально наложенного на решётку кремния (способ наложения соответствует рисунку (б)). В случае напряжённой решётки FeSi₂ становится прямозонным полупроводником. Рисунки взяты из работы [31].

дисилицида на кремниевую матрицу и зонные структуры напряжённого и ненапряжённого $\beta\text{-FeSi}_2$.

Однако, вышеприведённое объяснение природы люминесценции $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2$ не единственное. Есть работы, в которых изменение напряжений преципитатов $\beta\text{-FeSi}_2$ не влияет на люминесценцию [38], а в работе [39] показано, что вклад в люминесценцию дают именно большие, ненапряжённые преципитаты. Это противоречит теории, по которой люминесценция возникает при излучательной рекомбинации в напряжённых преципитатах. Кроме излучательной рекомбинации в прямозонных преципитатах $\beta\text{-FeSi}_2$, существуют модели, в которых люминесценция объясняется через излучательную рекомбинацию в непрямозонных включениях $\beta\text{-FeSi}_2$ излучательную рекомбинацию через акцепторные центры в преципитатах, или как люминесценция дефектов и дислокаций, возникающих в процессе изготовления структуры [5,6]. Вообще говоря, различные модели могут быть справедливы для различных методов изготовления структур, например, люминесценция дефектов для ИЛС структур и люминесценция преципитатов для эпитаксиальных структур.

Определение природы люминесценции $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$ структур чрезвычайно осложняется тем фактом, что в область люминесценции, приписываемой дисилициду железа (0,8 эВ), так же попадает дислокационная линия D1 и зона дефектной люминесценции в кремнии. Дефекты и дислокации всегда присутствуют в структурах полученных имплантационными методами и являются естественными кандидатами на роль светоизлучающих центров в ИЛС $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2/\text{Si}$ структурах. Так, по результатам оптических исследований таких структур, в работе [5] был сделан вывод о том, сигнал люминесценции дают дефекты и дислокации в кремнии, возникающие в ходе формирования слоя $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2$, а так же высказано предположение о дефектно-дислокационной природе люминесценции для всех структур, изготовленных любыми методами, обеспечивающими значительную концентрацию дефектов.

1.2. Методы формирования и анализа кремниевых структур с Si: β -FeSi₂.

Объектом нашего исследования были Si: β -FeSi₂/Si структуры, изготовленные группой Р.М.Баязитова из Казанского физико-технического института КИЦ РАН. Монокристаллическая подложка кремния имплантировалась ионами Fe и подвергалась импульсной ионной обработке и кратковременному отжигу. В результате, в приповерхностном слое глубиной до 200 нм формировались преципитаты дисилицида железа с размерами 40-100 нм.

В чём же преимущество данного метода? Как указано выше, наиболее яркая люминесценция наблюдалась в структурах, приготовленных двумя основными методами: ионно-лучевого синтеза [13-18] и комбинацией реактивного осаждения и молекулярно лучевой эпитаксии [1,9]. Первый метод сочетает имплантацию ионов Fe в Si в широком диапазоне доз ($2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ - $1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$) с последующим высокотемпературным и продолжительным термическим отжигом. При этом формируются преципитаты β -FeSi₂ с размерами 10-100 нм в зависимости от условий имплантации и параметров отжига. Второй метод сочетает напыление Fe на нагретую Si-подложку с последующим высокотемпературным отжигом для агрегирования сформированной плёнки в преципитаты β -FeSi₂/Si шарообразной формы с размером около 100 нм. Как мы видим, оба метода предполагают длительное высокотемпературное воздействие. В микроэлектронике такие высокотемпературные воздействия нежелательны, поскольку из-за большого коэффициента диффузии железа в кремнии при высоких температурах ($D_{\text{Fe}} \sim 5 \cdot 10^{-6} \text{ см}^2/\text{с}$ при $T \sim 1000 \text{ C}$), они приводят к диффузии атомов железа вглубь Si и деградации основных параметров кремниевых приборов [40].

Одним из способов решения проблемы являются импульсно-лучевые обработки (лазерные, ионные, электронные), которые воздействуют только на приповерхностные слои материала (~1 мкм) в течение короткого времени

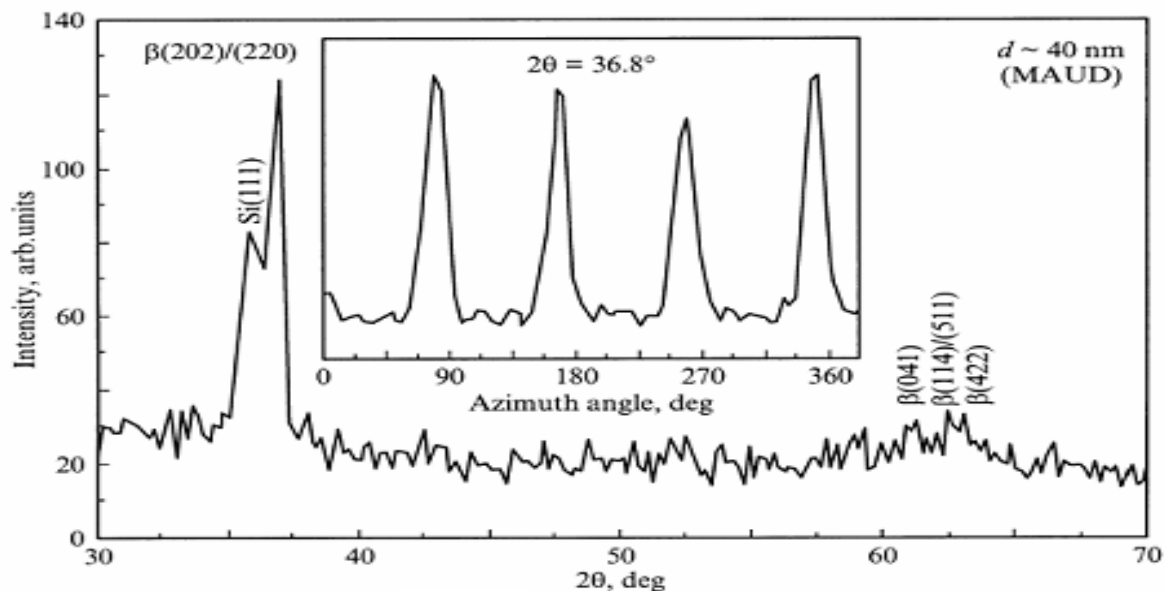
(<1 мкс), что исключает нежелательную диффузию атомов железа вглубь подложки. Кроме того, высокие скорости плавления и последующего затвердевания (~1 м/с) приводят к формированию бездефектных эпитаксиальных слоёв [41-43]. Особенностью импульсной ионной обработки (ИИО) по сравнению с импульсно-лазерной являются более глубокая область воздействия и более равномерное распределение потерь энергии ионов в материале, что ведёт к меньшему перегреву и нарушению поверхности, а так же независимость результатов обработки от оптических свойств облучаемого материала (так как в отличие от обработки лазерным излучением, в случае ИИО наличие в материале областей с более сильным поглощением излучения не влияет на распределение поглощаемой мощности ионного пучка) [44].

Опишем процесс изготовления структур. Ионы Fe с энергией 40 кэВ и дозой от $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² до $2 \cdot 10^{17}$ см⁻² имплантировались в пластину монокристаллического кремния с ориентацией (100). Плотность ионного тока менялась от 5 до 27 мкА/см². При малых плотностях тока (5 мкА/см²) температура образца при имплантации не превышала 100 С, что исключало отжиг радиационных дефектов. При больших плотностях тока (27 мкА/см²) имплантация сопровождается сильным нагревом образца до температур 400-600 С, что может приводить к отжигу части дефектов. После имплантации образец подвергался импульсной ионной обработке. Импульсная ионная обработка проводилась несколькими импульсами (3-5) длительностью 50 нс и частотой повторения 0,1 Гц. Ионный пучок энергией около 300 кэВ состоял из ионов С⁺ ~80% и Н⁺ ~20% и имел глубину проникновения около 1 мкм для ионов С⁺ и 2 мкм для ионов Н⁺. Для снятия напряжений кристаллической решётки, вводимых во время ИИО, и синтеза плёнки состоящей только из фазы β-FeSi₂, образец подвергался дополнительному отжигу (Т=800 С, 20 мин). Такое сочетание ионно-импульсной и термической обработки является весьма эффективным, как было показано в работе [45].

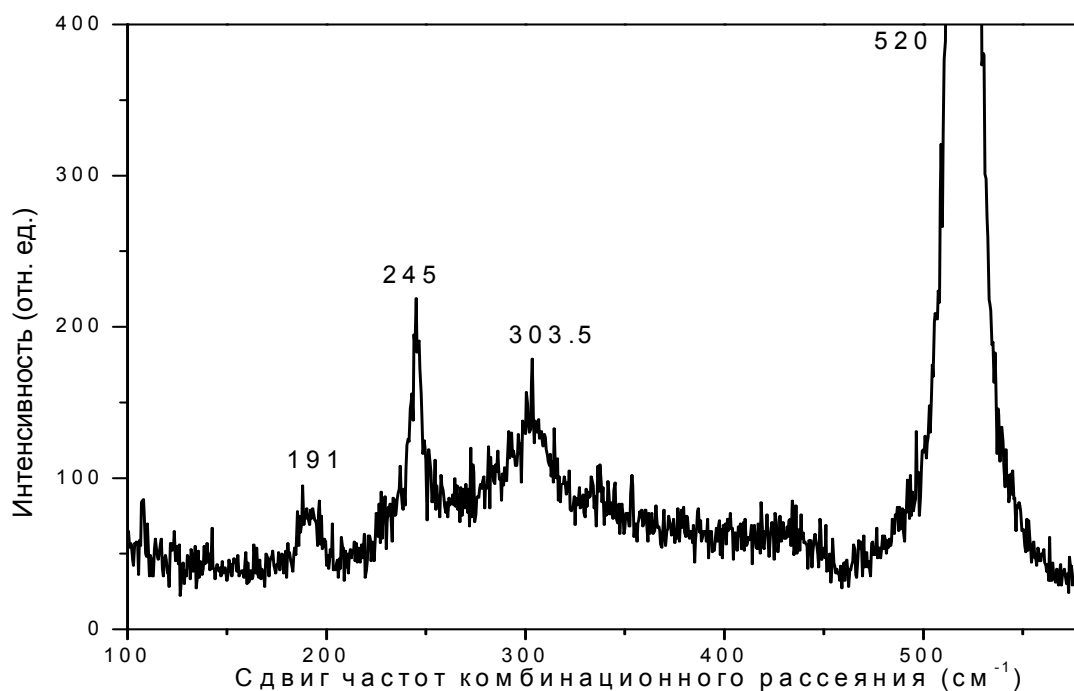
Структура и фазовый состав плёнки β -FeSi₂ исследовались различными методами: скользящей рентгеновской дифракции, методом Рамановского рассеяния, просвечивающей электронной микроскопией и др [46].

На рис. 5(а) представлен спектр рентгеновской дифракции образца, имплантированного малой дозой Fe ($\sim 1 \cdot 10^{16}$ см⁻²), после ИИО пятью импульсами и отжига (T=800 С, 20 мин.). В спектре видно наличие только полупроводниковой фазы β -FeSi₂ (без включения металлической фазы α -FeSi₂), характеризуемой наиболее интенсивным брэгговским отражением от плоскостей (202)/(220) и слабо выраженными рефлексами в области $2\theta=60-65^\circ$. Кроме того, в спектре так же присутствует сигнал от матрицы Si (Si (111)), который свидетельствует о том, что приповерхностные слои Si имеют поликристаллическую структуру, образовавшуюся в результате быстрой рекристаллизации аморфного кремния в ходе ИИО. Соотношение пиков $\beta(202)/(220)$ и $\beta(422)$ равно 4, тогда как в случайно ориентированных порошках β -FeSi₂ оно равно 1,25. Это говорит о наличии в плёнке высокой степени текстуры. Это подтверждается также азимутальной зависимостью пика $\beta(202)/(220)$, представленной на вставке. Видны 4 резких максимума, связанных с формированием силицидной плёнки на кремнии. Обработка данных рентгеновского спектра по программе MAUD [47] даёт средний размер преципитатов около 40 нм.

В Рамановском спектре (рис. 5(б)) образца имплантированного ионами Fe (доза $1 \cdot 10^{16}$ см⁻²) после ИИО с последующим кратковременным ТО наблюдаются 4 наиболее интенсивных пика – 520, 303, 245 и 191 см⁻¹. Первые две линии обусловлены LO фононами и 2TA двухфононным процессом в кристаллическом Si. Следует отметить, что линия 301 см⁻¹ наблюдается лишь в кремнии имеющем достаточно высокую степень кристаллического совершенства, что говорит о низком уровне дефектности кремния в импульсно-синтезированных слоях Si: β -FeSi₂. Линии 190 и 246 см⁻¹ обусловлены



(а)



(б)

Рис. 5 (а) Спектр скользящей рентгеновской дифракции ($\varphi=1^\circ$, $\lambda=1.9373 \text{ \AA}$) (100) Si имплантированного ионами Fe (40 кэВ, $10^{16} \text{ Fe}^+/\text{см}^2$) после ИИО (50 нс, $50 \text{ A}/\text{см}^2$) и дополнительного ТО (800 °С, 20 мин). На вставке показана азимутальная зависимость дифракционного пика $\beta(202)/(220)$ при $2\theta=36,8^\circ$ (картинка из работы [46]). (б) Спектр Рамановского рассеяния Si: β -FeSi₂/Si структуры (доза имплантированного железа $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) после ИИО с последующим кратковременным ТО. Длина волны возбуждения $\lambda=514.5 \text{ нм}$

рассеянием от β -FeSi₂. Это наиболее сильные линии из серии 176-179 см⁻¹, 195-206 см⁻¹ и 247-253 см⁻¹ наблюдаемой от получаемого различными методами дилицида железа [48]. Рост сигнала при увеличении дозы имплантации ионов Fe связан, судя по всему, просто с увеличением количества синтезированной фазы β -FeSi₂.

Расчёты глубины проникновения ионов Fe в ходе имплантации, проведённые с помощью программы SRIM-2000, показывают, что слой дилицида железа лежит в пределах 100 нм от поверхности с максимумом распределения в 40 нм от поверхности. Однако, после ионно-лучевой обработки слой расплывается и становится примерно в два раза шире с максимумом распределения в районе 90 нм (данные ВИМС приведены на рис. 6).

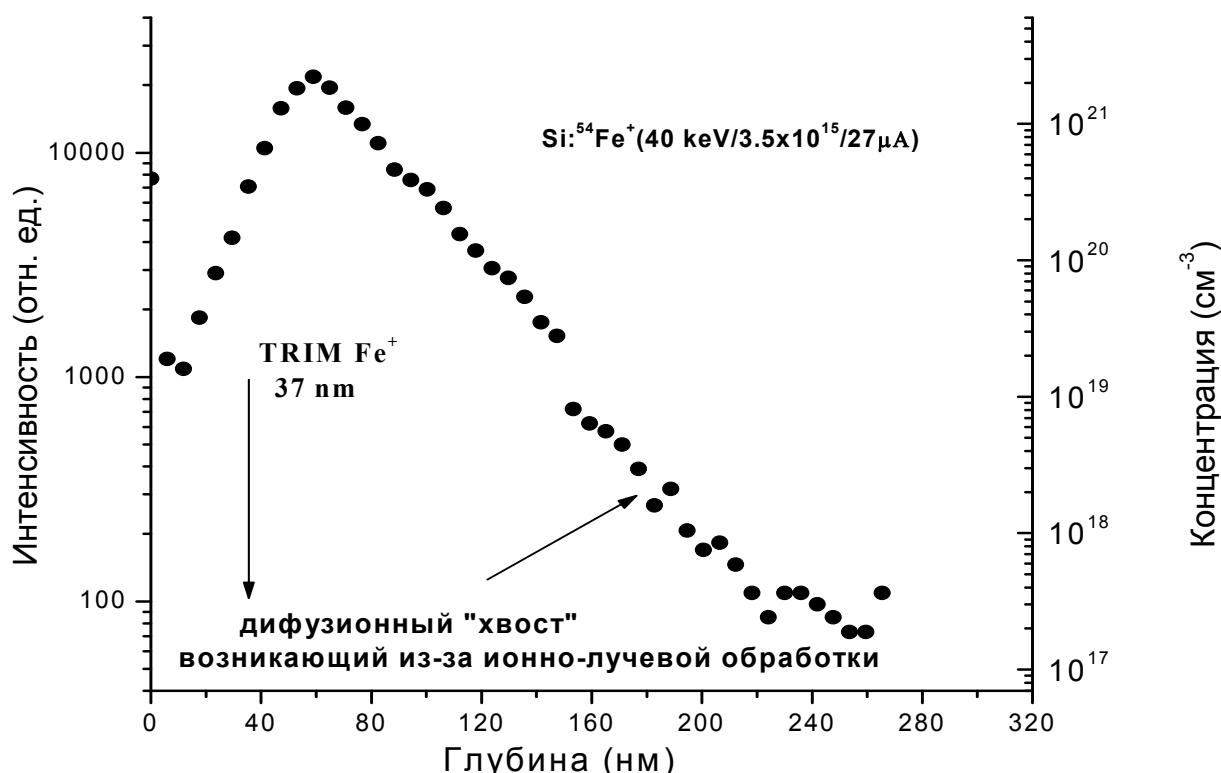
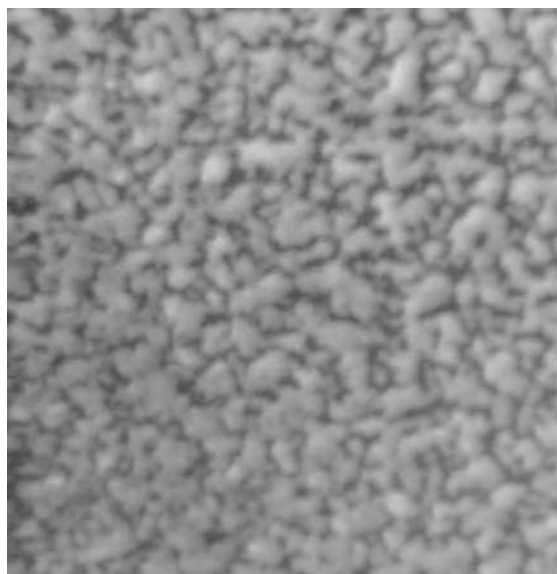


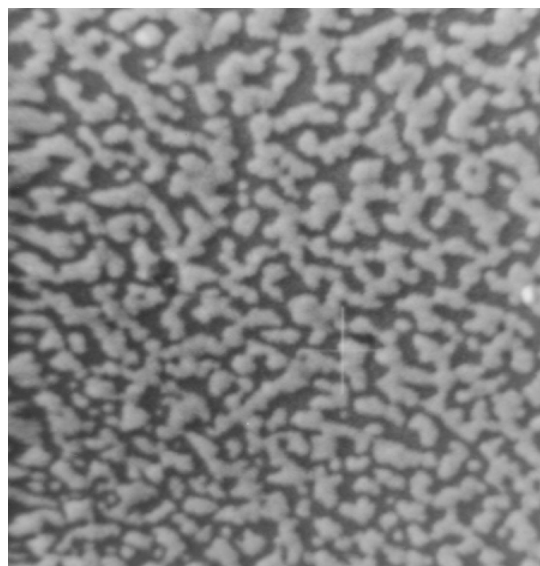
Рис. 6 Распределение имплантированного железа в структуре после ИИО (данные ВИМС). Максимум распределения Fe смещается на глубину около 90 нм и появляется диффузионный «хвост».

Приповерхностные слои Si: β -FeSi₂/Si образцов были исследованы с помощью просвечивающей электронной микроскопии (рис. 7(а-в)). Слой, непосредственно прилегающий к поверхности сильно дефектен. Под ним лежит сильно текстурированный слой Si: β -FeSi₂. На снимках видно, как по мере удаления от поверхности вглубь образца, он распадается на отдельные преципитаты с характерным размером около 50-100 нм. На рис. 6(г) приведён АСМ снимок поверхности образца, на котором отчётливо виден рельеф с размерами “выступов“ около 100 нм. Возможно эти образования – это выступающие части преципитатов дисилицида железа.

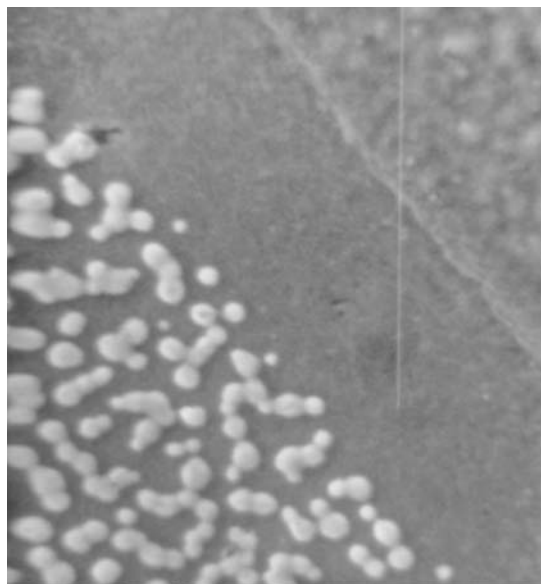
Таким образом, можно утверждать, что в ходе приготовления Si: β -FeSi₂/Si структур, в приповерхностном слое толщиной 200 нм формируется мелкодисперсная плёнка полупроводниковой фазы дисилицида железа с характерными размерами преципитатов 40-150 нм, причем кремний в таких плёнках демонстрирует достаточно высокую степень кристаллического совершенства. Особо следует отметить, что именно такие условия соответствуют структурам с наиболее интенсивной люминесценцией на длине волны ~1.5 мкм.



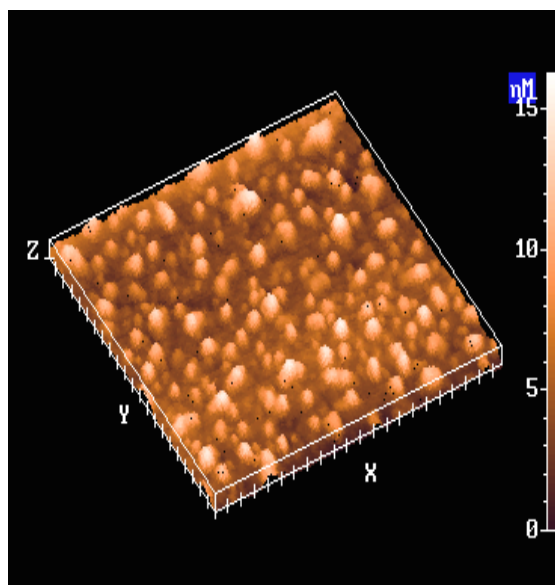
(a)



(б)



(в)



(г)

Рис. 7 (а-в) ПЭМ снимки слоя $\text{Si}:\text{FeSi}_2$. На снимке (а) представлено изображение приповерхностной сильно дефектной области. Снимок (б) соответствует области максимума распределения введённого железа. На снимке (в) показана граница области формирования преципитатов дисилицида железа. Видно, как по мере удаления от поверхности, слой $\text{Si}:\beta\text{-FeSi}_2$ распадается на отдельные преципитаты с характерным размером около 50-100 нм. На рис. 6(г) приведён АСМ снимок поверхности образца. Возможно рельеф с размерами “выступов” около 100 нм, наблюдаемый на снимке – это выступающие части преципитатов дисилицида железа.

1.3. Люминесцентные свойства Si: β -FeSi₂/Si структур.

Нами была исследована фотолюминесценция ряда Si: β -FeSi₂/Si структур, приготовленных методом ионной имплантации с последующий ионно-импульсной обработкой и термическим отжигом.

Для исследования спектров фотолюминесценции использовался фурье-спектрометр высокого разрешения BOMEM DA3. Регистрация сигнала ФЛ осуществлялась с помощью охлаждаемого азотом германиевого детектора (Edinburg Instruments). Возбуждение фотолюминесценции Si: β -FeSi₂/Si структур осуществлялась с помощью Ar⁺ и Kr⁺ лазеров непрерывного излучения с мощностью до 300 мВт.

Были исследованы образцы с различными дозами имплантированного Fe (от $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² до $2 \cdot 10^{17}$ см⁻²) и различными типами постимплантационной обработки (ИИО, ИИО+ТО, ТО и без каких либо обработок). Спектры фотолюминесценции снимались при температурах 4,2 и 77 К. Отдельные образцы демонстрировали довольно интенсивную люминесценцию с максимумом около 0,78-0,79 эВ и полушириной пика около 60 мэВ. Однако надо учесть, что длинноволновый край люминесценции соответствует границе чувствительности Ge детектора, так что реальная полуширина сигнала фотолюминесценции больше, а максимум сигнала сдвинут в длинноволновую область. На рис. 8(а) приведены спектры образца Si: β -FeSi₂/Si снятые при 4,2 и 77 К. Видно, что при изменении температуры пик в районе 0.78 эВ не меняет ни своего положения, ни ширины, ни амплитуды.

В ходе исследований были проведены эксперименты, в которых структура возбуждалась не с лицевой (имплантированной) стороны, а с обратной (не подвергавшейся каким-либо обработкам в ходе приготовления структуры). Результаты были весьма неожиданными (рис. 8(б)). При возбуждении с неимплантированной стороны образцы демонстрировали интенсивную

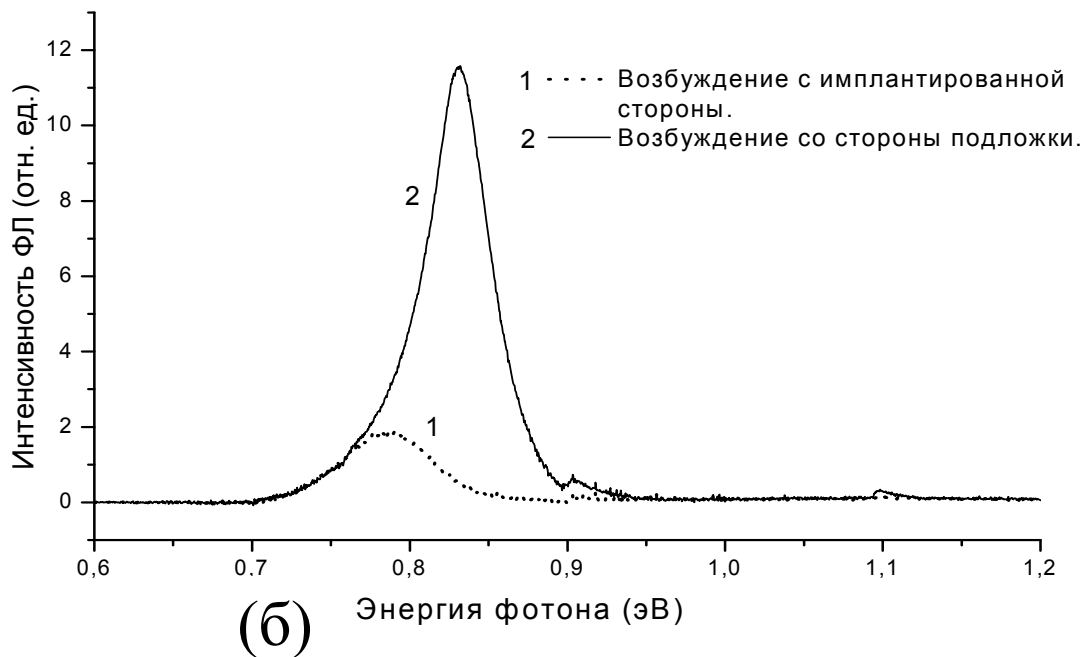
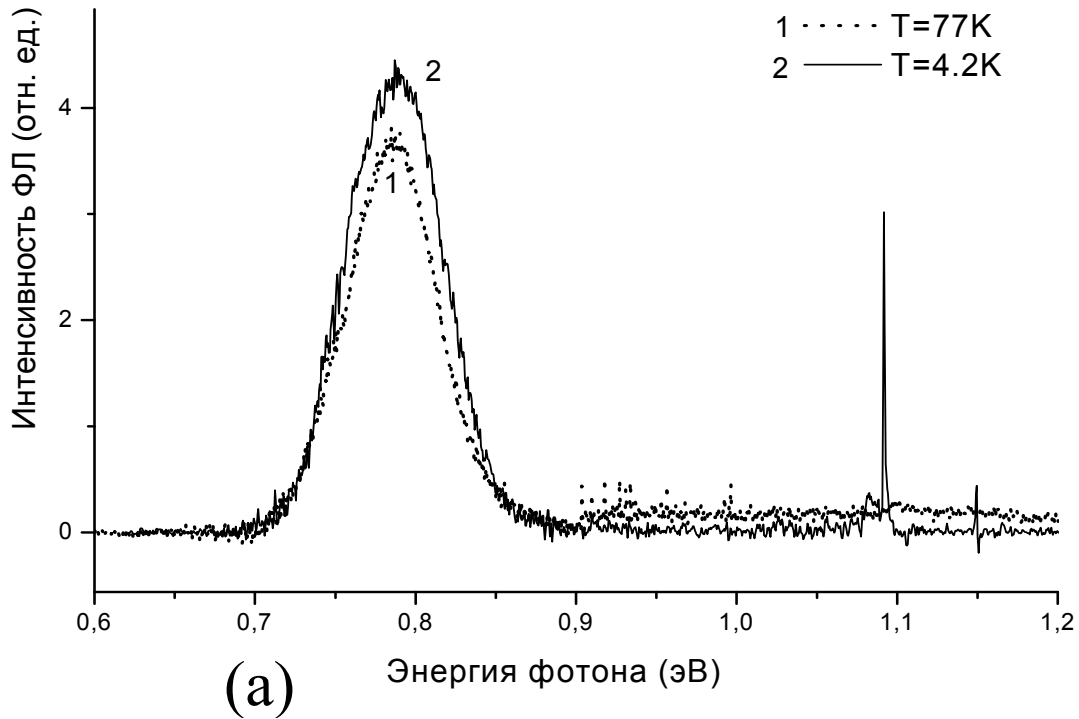


Рис. 8 (а) Спектры ФЛ Si:FeSi₂/Si структуры снятые при 4,2 и 77 К. Возбуждение проводилось Ag⁺ лазером с имплантированной стороны структуры. Максимум линии расположен на 0,78 эВ. (б) Спектры ФЛ структуры снятые при 77 К при возбуждении с имплантированной стороны (линия с максимумом на 0,78 эВ) и при возбуждении со стороны подложки (линия с максимумом на 0,83 эВ).

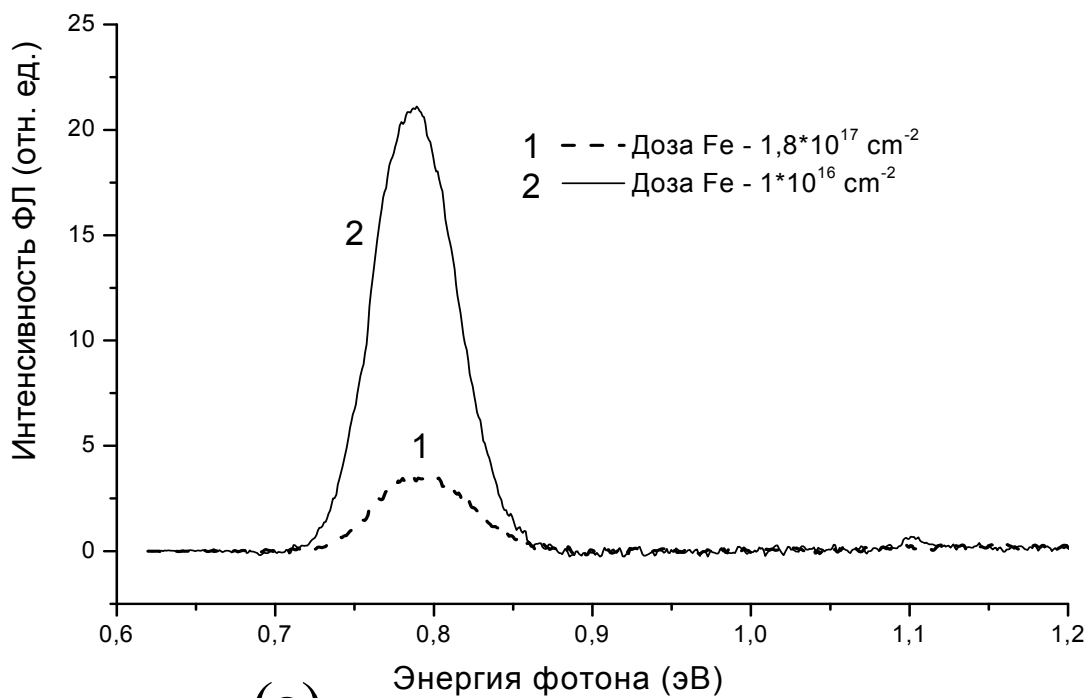
фотолюминесценцию с максимумом около 0,83 эВ и полушириной около 50 мэВ. Причём интенсивность почти на порядок превышала интенсивность фотолюминесценции той же структуры при возбуждении с лицевой (имплантированной ионами Fe) стороны. Измерения, проведённые при 4,2 и 77 К, показали такое же отсутствие зависимости параметров линии от температуры как и для линии 0,78 эВ.

Изменение интенсивности фотолюминесценции линий 0.78 и 0.83 эВ при повышении температуры от 4,2 до 140 К слабое, при дальнейшем увеличении температуры люминесценция быстро гаснет, так что при комнатной температуре сигнал наблюдать не удалось.

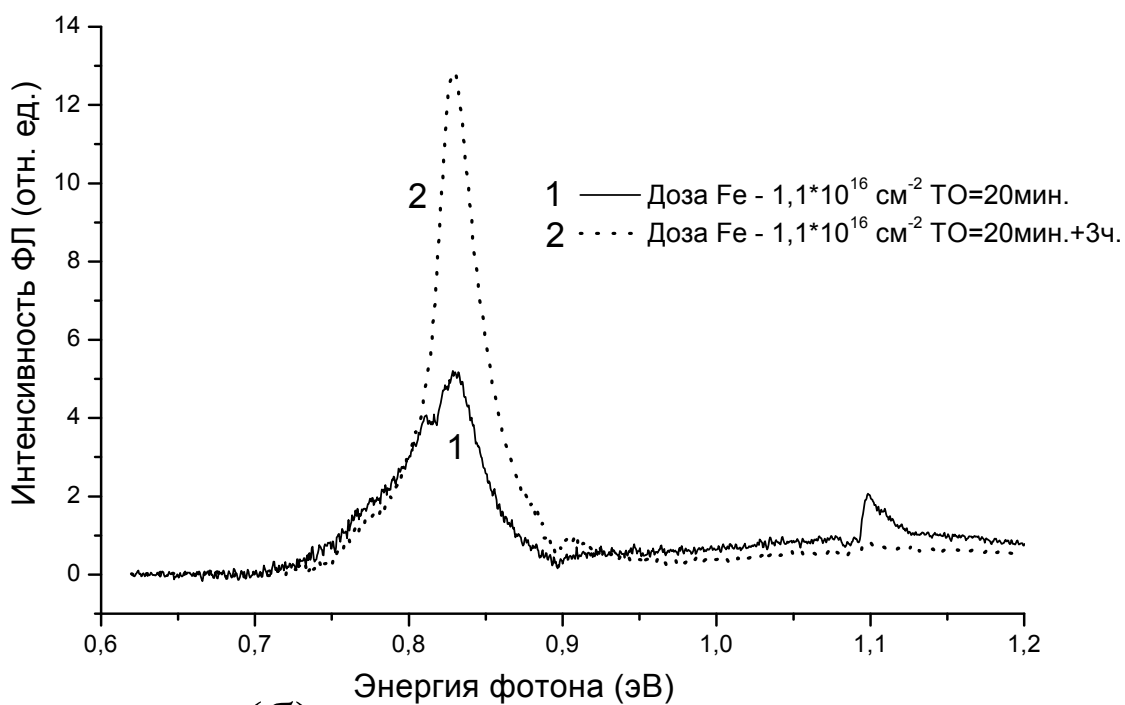
Измерение зависимости люминесценции от мощности накачки показало, что для обеих линий имеет место почти линейная зависимость сигнала от мощности, причём положение и форма линий не менялись.

Для линии 0,78 эВ и для линии 0,83 эВ была исследована зависимость люминесценции от параметров формирования Si: β -FeSi₂/Si структур. Линия 0,78 не демонстрировала отчётливой зависимости интенсивности фотолюминесценции от дозы имплантированного железа, а когда зависимость проявлялась, то была в основном отрицательной (образцы Si: β -FeSi₂/Si с меньшим количеством Fe светили ярче, рис.9 (а)). Зависимости сигнала от параметров ионно-импульсной обработки наблюдать не удалось. Зато наблюдалась отчётливая связь люминесценции Si: β -FeSi₂/Si структуры на длине волны 0.78 эВ и параметров отжига. Отжиг не менее 20 мин при температуре $T > 800^\circ\text{C}$ был необходимым условием возникновения люминесценции.

Аналогичные исследования были проведены, для линии 0,83 эВ наблюдаемой при возбуждении образца с обратной, неимплантированной стороны. Не наблюдалось зависимости сигнала ни от ионно-импульсной обработки, ни от дозы имплантированного железа (хотя доза менялась более



(а)



(б)

Рис. 9 (а) Спектры ФЛ Si:FeSi₂/Si структур с разными дозами имплантированного железа ($1 \cdot 10^{16}$ и $1,8 \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-2}$) 77 К. Возбуждение проводилось Ar^+ лазером с имплантированной стороны структуры. (б) ФЛ структур в зависимости от времени отжига. Спектры сняты при возбуждении со стороны подложки (линия с максимумом на 0,83 эВ).

чем на порядок). Сигнал зависел только от условий термообработки. Линия появлялась после 20 минутного отжига при $T > 800\text{C}$. При увеличении длительности отжига (рис. 9(б)) интенсивность люминесценции возрастала, а ширина линии уменьшалась. При повышении температуры отжига (исследовались образцы, отожжённые при $T=900\text{C}$ и $T=1000\text{C}$) так же наблюдалось монотонное увеличение интенсивности люминесценции, сопровождавшееся сужением ширины линии. Иногда при высокотемпературном отжиге (1000C) наблюдался сдвиг максимума люминесценции к $0,81\text{ эВ}$.

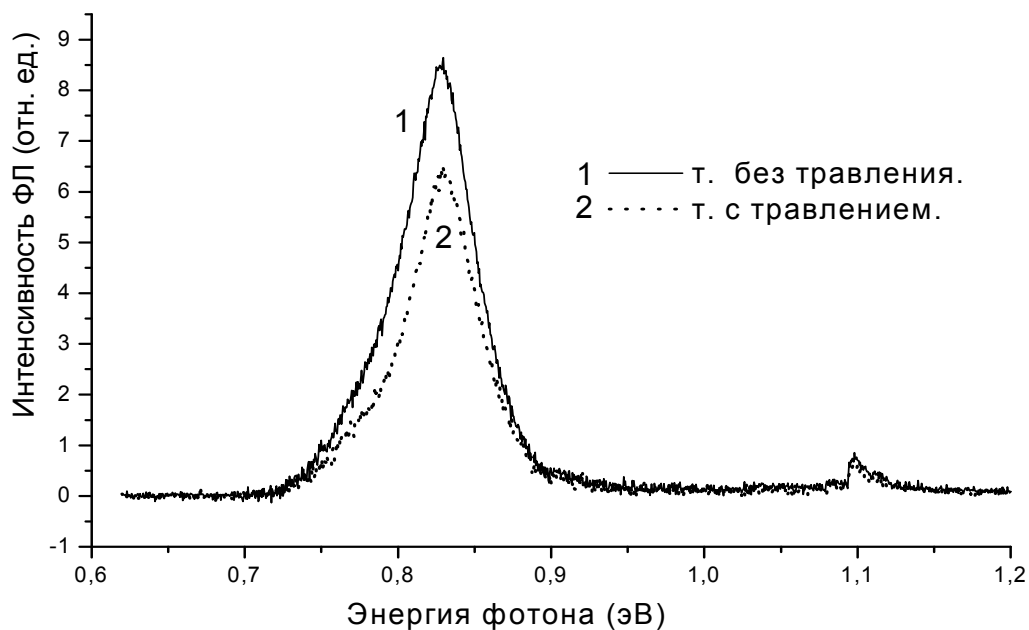
1.4. Природа люминесценции Si: β -FeSi₂/Si структур.

Как было показано в предыдущем параграфе, люминесценция структур Si: β -FeSi₂/Si (линии 0,78 и 0,83 эВ) демонстрирует неожиданную зависимость от дозы имплантированного Fe и условий постимплантационной обработки структур. Кроме того, при возбуждении структуры с обратной стороны электронно-дырочные пары генерируются на расстоянии 350-400 мкм от области подвергшейся обработке. Таким образом, сам факт существования люминесценции при возбуждении структуры со стороны подложки (линия 0.83 эВ) требует объяснения. Это выдвигает на передний план вопрос о природе линий 0,78 и 0,83 эВ.

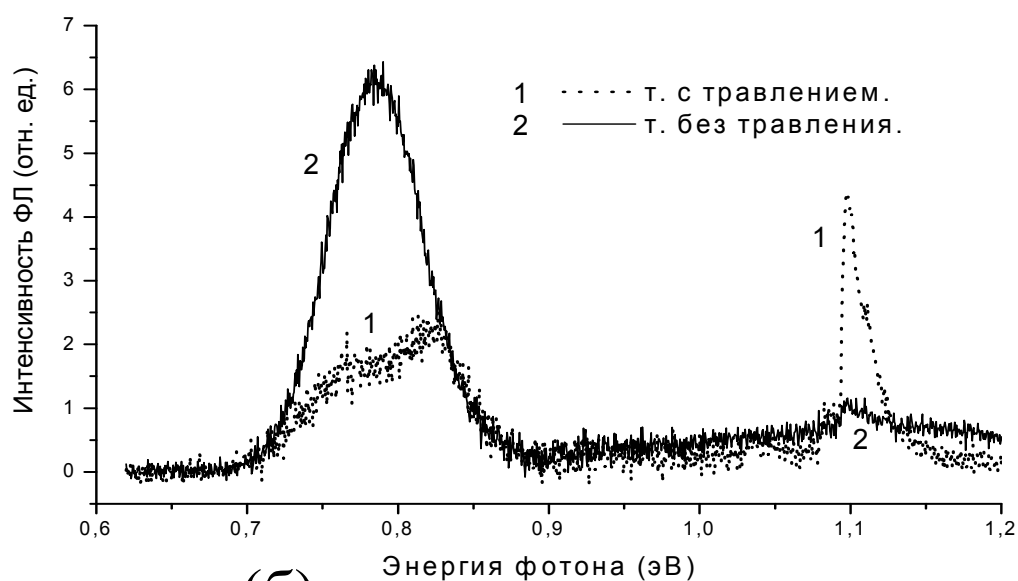
Первоначально, экспериментальные данные объяснялись следующим образом. Слой Si подложки, подвергшийся обработке, весьма неоднороден. Приповерхностный слой характеризуется очень высокой степенью дефектности, дальше – слой сильно текстурированного Si: β -FeSi₂, который по мере удаления от поверхности распадается на отдельные крупные (50-150 нм) преципитаты дисилицида железа. При дальнейшем погружении преципитаты будут уменьшаться в размерах. Как видно из данных ВИМС (рис. 6), граница образования преципитатов дисилицида (после имплантации и ИИО) удалена примерно на 0.2 мкм от поверхности. Из-за большого коэффициента диффузии железа ($D_{Fe} \sim 5 \cdot 10^{-6}$ см²/с при $T \sim 1000$ С), атомы Fe не связавшиеся в β -FeSi₂ во время ионно-импульсной обработки структуры, в ходе высокотемпературного отжига (800-1000 С, 20 мин) могут диффундировать вглубь структуры и там образовывать мелкие преципитаты дисилицида железа. Таким образом, при возбуждении структуры с имплантированной стороны, излучающие объекты – это большие преципитаты β -FeSi₂ расположенные в приповерхностном слое толщиной около 1 мкм (глубина проникновения излучения Ar⁺ лазера в

кремний). При возбуждении со стороны подложки, электрон и дырка (также сгенерированные в приповерхностном слое) связываются в экситон, который может диффундировать вглубь образца. Время жизни экситона в чистом кремнии велико [49], и экситоны могут достигать областей на противоположной стороне подложки. Для использовавшихся в структурах подложек (КЭФ 4,5) доля экситонов, достигающая противоположной стороны при $T=77\text{K}$, очень приблизительно может быть оценена как 0,1. При таком способе передачи энергии будут возбуждаться те объекты, которые расположены в глубине (а не в приповерхностном имплантированном слое) – мелкие преципитаты дисилицида железа. Если при этом эффективность возбуждения мелких преципитатов будет значительно выше, чем крупных (как за счёт разницы в собственно эффективности возбуждения преципитатов разного размера, так и за счёт много большей вероятности безызлучательной рекомбинации экситона в приповерхностном, сильно дефектном слое), то действительно, люминесценция при возбуждении с обратной стороны может превышать ФЛ при возбуждении с имплантированной стороны. Разница в энергиях фотолюминесценции (0,78 и 0,83 эВ) так же может быть объяснена в рамках этой модели. Ширина запрещённой зоны $\beta\text{-FeSi}_2$ определённая из измерений пропускания - 0.83 эВ [45]. Таким образом, линия 0,83 эВ соответствует межзонным переходам в маленьких преципитатах $\beta\text{-FeSi}_2$, а линия 0,78 эВ, соответствующая люминесценции больших преципитатов – переходам с мелких примесных или дефектных состояний в зоне дисилицида железа.

Для проверки этой модели были проведены опыты по стравливанию приповерхностных слоёв (рис.10-11). На рис. 10 представлены результаты эксперимента, в котором со стороны имплантированного слоя было стравлено 5 мкм. На рис. 10(а) представлено сравнение люминесценции при возбуждении с не имплантированной стороны над областью подвергшейся травлению и не



(а)



(б)

Рис. 10 Спектры ФЛ структуры Si:FeSi₂/Si у которой с имплантированной стороны был стравлен слой толщиной около 5 мкм. Половина поверхности структуры была закрыта ХСЛ, что позволило в одном опыте сравнивать ФЛ подвергшихся и не подвергшихся травлению областей. (а) Возбуждение ФЛ осуществлялось со стороны подложки (линия 0,83 эВ). (б) Возбуждение ФЛ осуществлялось со стороны подвергшейся имплантации (линия 0,78 эВ).

подвергшейся травлению соответственно. На рис. 10(б) представлено аналогичное сравнение (стороны над областью подвергшейся и не подвергшейся травлению) при возбуждении с имплантированной стороны. Из спектров видно, что стравливание 5 мкм не влияет на линию 0,83 эВ, а следовательно излучающие центры, соответствующие этой длине волны, не могут находиться в стравленном слое. Для линии 0,78 эВ наблюдается другая картина. После удаления имплантированного слоя люминесценция на этой длине волны резко падает, зато значительно возрастает пик свободного экситона, что говорит об исчезновении центров рекомбинации экситонов (излучательно на длине волны 0,78 эВ, или безызлучательно). Таким образом, можно утверждать, что центры, ответственные за люминесценцию с энергией 0,78 эВ, были локализованы в стравленном слое (5 мкм).

На рис.11 представлены результаты следующего эксперимента, в котором 3 мкм было стравлено с обратной, не имплантированной стороны подложки. На рис. 11(а) представлены спектры до и после двух травлений (5 мкм с лицевой и 3 мкм с обратной стороны) при возбуждении фотолюминесценции с имплантированной стороны. При записи спектров, приведенных на рис.11(б), возбуждение осуществляется со стороны подложки. На рис.11(б) видно, что после травления люминесценция линии 0,83 эВ почти исчезает, а экситонная линия наоборот резко возрастает. Следовательно, в ходе травления структуры нами были удалены центры излучательной (на длине волны 0,83 эВ) и безызлучательной рекомбинации экситонов. Таким образом, доказано, что для линии 0,83 эВ, как и для линии 0,78 эВ, светоизлучающие центры расположены в приповерхностном слое (3 мкм), только в данном случае на обратной, не обрабатывавшейся стороне образца.

Однако даже после этих экспериментов нельзя было полностью исключить вклад Fe в наблюдаемую на длине волны 0,83 эВ люминесценцию. ФЛ

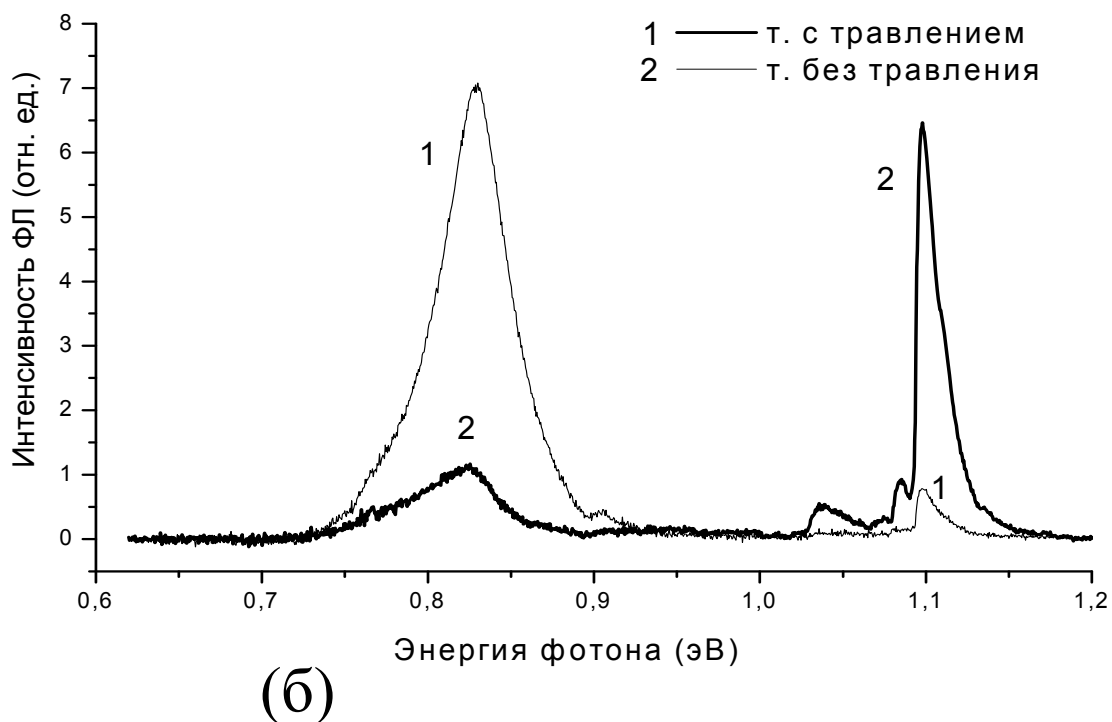
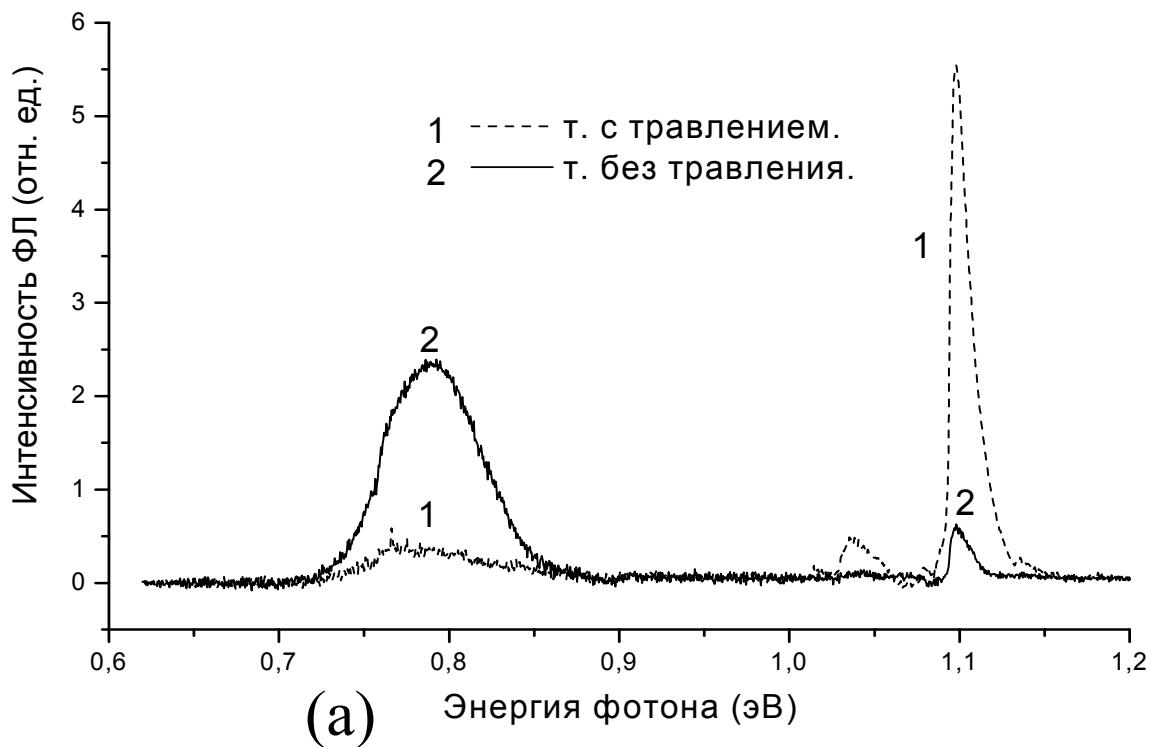


Рис. 11 Результаты эксперимента, в котором был сравнен слой толщиной около 5 мкм имплантированной стороны, а так же слой толщиной около 3 мкм со стороны подложки. Приводятся спектры ФЛ структуры до и после обоих травлений. (а) Возбуждение ФЛ осуществлялось со стороны подвергшейся имплантации (линия 0,78 эВ). (б) Возбуждение ФЛ осуществлялось со стороны подложки (линия 0,83 эВ).

наблюдалась только после высокотемпературного отжига (800-1000 С, 20 мин), так что атомы железа могли продиффундировать вплоть до обратной стороны подложки. Состав приповерхностного слоя обратной стороны подложки был исследован методом ВИМС, и железа обнаружено не было. Теперь мы можем с полной уверенностью заявить, что дисилицид железа не имеет никакого отношения к линии 0.83 эВ, соответствующей, судя по всему дефектно-примесной люминесценции. Подробное исследование люминесценции дефектно-примесных комплексов, возникающих на обратной стороне подложки после высокотемпературного отжига, дано во второй главе.

Вопрос с происхождением линии 0.78 эВ сложнее. Линия возникает только после имплантации образца железом и последующего отжига. Если продолжать считать, что люминесценция возникает при рекомбинации в преципитатах $\beta\text{-FeSi}_2$, то нужно как-то объяснить зависимость интенсивности люминесценции от дозы имплантированного железа, а соответственно и количества фазы дисилицида. Это можно объяснить, если светоизлучающие преципитаты дисилицида возникают в области с небольшой концентрацией железа – в хвосте распределения, в то время как область с большой концентрации Fe характеризуется высокой концентрацией центров безызлучательной рекомбинации электрон-дырочных пар. Тогда при увеличении дозы имплантированного железа хвост распределения сдвигается вглубь образца, и если светоизлучающая область расположена на расстоянии ~ 1 мкм от поверхности, при увеличении дозы Fe люминесценция будет спадать. Такая глубина залегания светоизлучающего слоя может возникать только если хвост распределения формируется за счёт диффузии атомов железа во время высокотемпературного отжига. Длина диффузии свободного экситона резко падает с ростом концентрации центров излучательной и безызлучательной рекомбинации. В области с высоким содержанием железа длина пробега экситона $\ll 1$ мкм, поэтому зависимость интенсивности линии

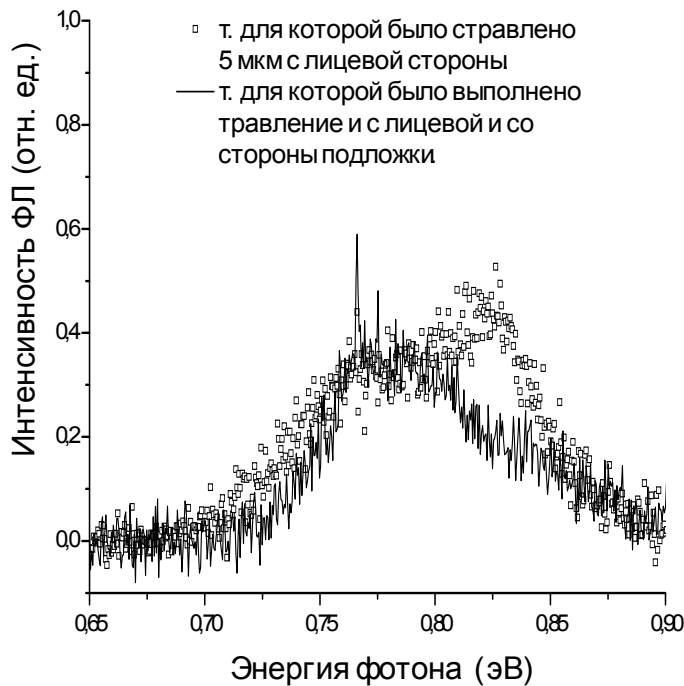


Рис. 12 Спектр образца, у которого была стравлено 5 мкм лицевой стороны (линия), а так же спектр образца, у которого дополнительно было стравлено 3 мкм со стороны подложки (открытые квадраты). Возбуждение осуществлялось с лицевой стороны. Для спектра отвечающего одному травлению виден сигнал с энергией 0,83 эВ, отвечающий оптически активным центрам расположенным обратной стороне подложки.

сторона (3 мкм) и когда повторное травление не проводилось. Для образца без травления на спектре наблюдается пик 0.83 эВ, который исчезает на спектре с травлением. Таким образом, мы видим люминесценцию центров расположенных в 400 мкм (как было показано ранее, светоизлучающие центры, отвечающие линии 0.83 эВ, расположены на обратной стороне подложки) от области возбуждения. Это возможно только в случае чрезвычайно малой концентрации центров рекомбинации экситонов (к которым можно отнести атомы Fe и преципитаты $\beta\text{-FeSi}_2$) в объеме образца, что косвенно

0,78 эВ от дозы Fe должна сильно меняться при изменении глубины проникновения возбуждающего излучения. Были проведены измерения ФЛ при возбуждении Ar^+ (глубина проникновения ~ 1 мкм) и Kr^+ (глубина проникновения ~ 5 мкм) лазерами, но никакой зависимости обнаружено не было. Очень интересный результат представлен на рис. 12. Структура со стравленной лицевой поверхностью (глубина травления 5 мкм) возбуждалась так же с лицевой стороны. На рисунке представлено сравнение спектров снятых в случае когда была так же стравлена обратная

свидетельствует об отсутствии диффузии атомов Fe вглубь образца. Таким образом, результаты экспериментов противоречат нашей модели.

Что же тогда излучает на 0,78 эВ? В ходе имплантации Si пластины высокой дозой ионов Fe происходит аморфизация приповерхностного слоя. После ИИО и высокотемпературного отжига слой рекристаллизуется (однако в слое остаётся высокая концентрация дефектов) и образуются светоизлучающие дефектно-примесные комплексы. Этот вывод согласуется с литературными данными [50], где сигнал с энергией 0.78 эВ наблюдался в кремнии с высокой концентрацией дислокаций. На рис.13 представлено сравнение линии 0.78 эВ структуры Si: β -FeSi₂/Si и монокристаллического кремния, аморфизованного

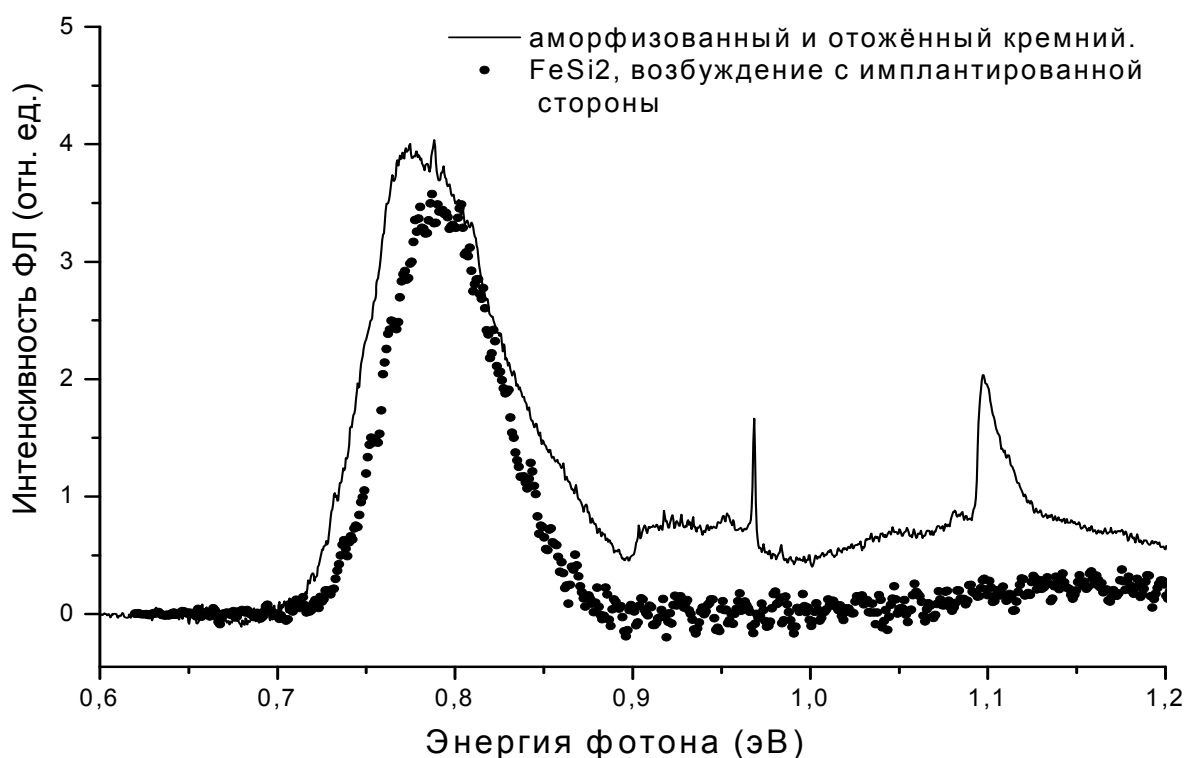


Рис. 13 На рисунке представлено сравнение спектра Si:FeSi₂/Si при возбуждении с лицевой стороны (линия 0,78 эВ) и монокристаллического кремния аморфизованного ионным пучком и подвергнутого ТО. Различие в спектрах (наличие узких линий и более широкую линию дефектной люминесценции) можно объяснить различием в температуре отжига.

ионным пучком и подвергнутого ТО (различия в спектрах вызваны более низкой температурой отжига и при увеличении температуры большая часть различий пропадает). Для наблюдения сигнала люминесценции необходимо не только наличие светоизлучающих центров, но и достаточно малая концентрация центров безызлучательной рекомбинации. Приповерхностный рекристаллизованный слой очень неоднороден. Светоизлучающий слой, судя по всему, расположен на дальней от поверхности границе рекристаллизованной области (с малой концентрацией Fe и относительно высокой степенью совершенства Si). Приповерхностный слой с высокой концентрацией дефектов и слой с высоким содержанием Fe являются областями безызлучательной рекомбинации электрон-дырочных пар. С этой точки зрения легко объясняется зависимость ФЛ от дозы имплантированного Fe. При увеличении дозы мы увеличиваем количество центров безызлучательной рекомбинации, и соответственно уменьшается сигнал ФЛ. Микроскопическая структура светоизлучающих центров нам не известна. Не известна так же и роль атомов Fe в образовании этих центров, хотя некоторые косвенные данные указывают, что Fe входит в состав центров, или является зародышем образования светоизлучающих дефектно-примесных кластеров. Эти вопросы остаются нам для дальнейших исследований.

Таким образом, весь комплекс экспериментальных данных заставляет нас сделать вывод о дефектно-дислокационной природе люминесценции линий 0.78 и 0.83 эВ.

2. Дефектно-примесная люминесценция в кремнии.

2.1. Примеси и дефекты в Cz-Si:O.

В последнее время всё большее внимание привлекает исследование люминесцентных свойств собственно кремния. Здесь имеется в виду зона-зонная люминесценция на длине волны 1,1 мкм [51-53], а также дефектно-дислокационная люминесценция (линии D1~0.81 эВ, D2~0.87 эВ, D3~0.93 эВ и D4~0.99 эВ) [2,54-55]. В этом направлении достигнуты впечатляющие успехи. Так, например, в работе [52] демонстрируется внешняя квантовая эффективность зона-зонной люминесценции на уровне ~0.1 %, а после специальной обработки поверхности значение внешней квантовой эффективности удалось поднять до 1%. Однако, существенным недостатком, ограничивающим возможное применение светодиодов на зона-зонных переходах, является сильное поглощение излучения с длиной волны 1,1 мкм кремнием, что делает проблематичным использование таких светодиодов для организации оптических соединений внутри кремниевого чипа.

Значительно больший интерес представляет спектральный диапазон в районе $\lambda=1,5$ мкм, в котором, в частности, наблюдается дислокационная люминесценция (известная линия D1). В этой области кремний прозрачен и данная длина волны оптимальна для оптоволоконных линий связи. Природа светоизлучающих центров отвечающих линии D1 достаточно сложна и до сих пор является предметом интенсивных исследований []. Однако уже сейчас для кремниевых диодов, излучающих в диапазоне 0,75-0,8 эВ (дефектно-дислокационная люминесценция), получена внешняя квантовая эффективность ~0,1-0,2 % [2]. - на уровне лучших кремниевых светодиодов

Изучение дефектно-примесных комплексов (под которыми, в данном случае, подразумеваются как собственно дефектно примесные комплексы, так и

точечные и протяжённые дефекты в кремнии), присутствующих в пластинах исходного кремния, и возникающих при различных обработках, проводимых в ходе изготовления структур, чрезвычайно важно. Эти комплексы могут сильно влиять на люминесцентные и электрофизические свойства кремниевых структур. Причём, дефектно примесные комплексы могут быть как «вредными» центрами безызлучательной рекомбинации (например, отвечающими за конкурирующие с излучательными процессы передачи энергии в Si:Er/Si структурах), так и светоизлучающими центрами (например, в кремниевых светодиодах излучающих на 0,75-0,8 эВ).

Кислород является ключевой примесью, определяющей многие процессы возникновения и эволюции дефектов в кремнии. Кремний, изготовленный по методу Чохральского, характеризуется повышенной концентрацией кислорода. Высокая исходная концентрация примесей определяется особенностью метода роста монокристаллического Cz-Si. В ходе роста кристалла происходит постепенное растворение стенок кварцевого тигля, и расплав оказывается обогащённым кислородом. В стандартном коммерческом кремнии, выращенном по методу Чохральского, концентрация кислорода может достигать $\sim 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Следует отметить, что во всех экспериментах, описанных в данной работе, использовался именно кремний, выращенный по методу Чохральского.

В выращенном кристалле атомы кислорода находятся в междоузельном положении. При термическом отжиге кислород в кремнии может диффундировать и образовывать небольшие кислородные кластеры, которые растут с ростом температуры. Так, при отжиге $\sim 450^\circ\text{C}$ образуются классические двойные термодоноры [56]. При увеличении температуры отжига до $\sim 600^\circ\text{C}$ размер этих кислородных преципитатов растёт и они трансформируются в высокотемпературные термодоноры [57]. При дальнейшем повышении

температуры отжига может происходить образование больших SiO₂-подобных преципитатов.

Влияние кислорода и кислородных преципитатов на люминесценцию дислокационной линии D1 интенсивно исследуется [50,58-61]. Так, было показано, что кислородные преципитаты, или SiO₂-подобные преципитаты, связанные с дислокациями, могут обеспечить эффективную люминесценцию в районе 1,5 мкм вплоть до комнатной температуры. Существуют различные объяснения влияния кислорода на дислокационную люминесценцию. Одно из них заключается в том, что большая концентрация кислорода и его преципитация ведёт к изменению условий возникновения и эволюции протяжённых дефектов, а, соответственно, и светоизлучающих дефектов связанных с дислокациями. Другая модель предполагает, что оптически активными центрами являются сами кислородные преципитаты (а так же дефектные центры, связанные с кислородом) расположенные в окрестности дислокаций. Так в работах [50,58,61] наблюдавшаяся люминесценция в районе линии D1 (0.78 - 0.85 эВ) была разложена на ряд линий, часть из которых авторы относят к центрам связанным с кислородом.

Междоузельный кислород хорошо взаимодействует с другими мобильными дефектами в кремнии (такими, как междоузельный кремний, углерод и др.) и может образовывать с ними различные дефектные комплексы. Сам междоузельный кислород не демонстрирует люминесценции, однако кислород входит в состав многих оптически активных комплексов (например различные С-О комплексы, которым соответствуют люминесцентные линии: Р – 0,767 эВ, С – 0,789 эВ, Н – 962 эВ и др. [62]).

В данной работе проведено исследование люминесцентных свойств и природы Р-линии, возникающей в результате отжига при 450 °С кремния с высоким содержанием кислорода. Р-линия, с энергией излучательного перехода 0,767 эВ, наблюдается после отжига богатого кислородом Cz-Si при T~450 °С.

Ещё одним способом обработки кремния, богатого кислородом, обеспечивающим появление Р-линии, является облучение Si потоком электронов ($E \sim 1-2$ МэВ и доза $\sim 10^{18}$ см⁻²). В зависимости от способа изготовления образца Р-линия может вести себя по-разному [63]. Так, для «облучённых» образцов, интенсивность линии примерно постоянна от 4 до 30 К, в то время как для «отожжённых» структур интенсивность сильно меняется в этом диапазоне температур. При гелиевой температуре интенсивность Р-линии в образцах полученных при 450 °С отжиге Si очень слабая, она примерно на два порядка меньше интенсивности при $T=30$ К.

Существуют различные модели, описывающие микроскопическую структуру центра, отвечающего Р-линии (например, представленная на рис. 14

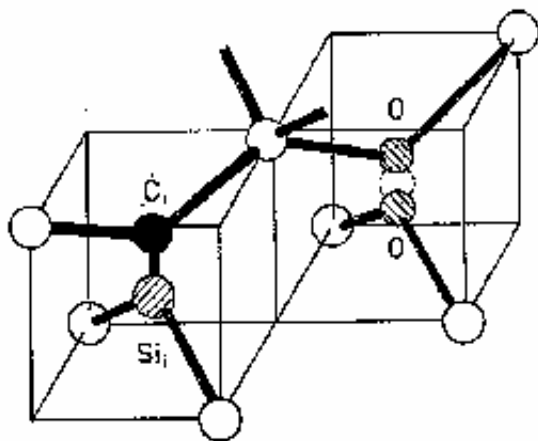


Рис.14 Модель микроскопической структуры дефектного центра отвечающего Р-линии (из работы [63]).

взятом из работы [63]), однако детальное понимание в этом вопросе ещё не достигнуто. Для Р-линии наблюдался изотопический сдвиг линии при изотопном замещении атомов углерода [63,64], что позволяет сделать вывод о присутствии в составе данного дефектного центра атома С. Участие кислорода в формировании этого центра подтверждается тем, что Р-линия наблюдалась только в богатом кислородом Cz-Si и не наблюдалась в кремнии, полученном методом зонной плавки. Особенно интересно отметить, что условия формирования центров, отвечающих Р-линии [65] идентичны условиям формирования классических двойных термодоноров [56]. Дефектный центр начинает формироваться в результате отжига при 400 °С, люминесценция Р-линии достигает своего

максимума при ~ 470 °C и исчезает при более высокотемпературном отжиге 550–600°C. На основании такой зависимости было высказано предположения о связи Р-линии с термодонорами [59], однако окончательно этот вопрос не разрешён.

2.2. Влияние термообработки на люминесцентные свойства кремния.

Эффект накопления атомов примеси на структурных дефектах в Si в процессе высокотемпературного отжига (геттерирование) широко используется в микроэлектронной технологии с целью удаления нежелательных металлических примесей из активных приборных областей, находящихся на лицевой стороне монокристалла Si, в неактивные области кристалла [66]. Для этого обратная сторона пластины Si подвергается механической обработке (шлифовка, полировка), после которой остается поврежденный слой толщиной до 10 мкм, содержащий большое число структурных нарушений, основными из которых являются дислокации [67,68]. К настоящему времени отсутствуют систематические данные о ФЛ поврежденного слоя Si, декорированного атомами металлов в процессе геттерирования, несмотря на то, что данный объект в принципе может дать интенсивную ФЛ при невысоких уровнях декорирования дислокаций примесными атомами (10^{12} - 10^{14} см⁻²) [69,70], реализуемых в процессе термического отжига.

Нами была исследована ФЛ кремниевых пластин, подвергнутых стандартной механической обработке (шлифовка и полировка) с обратной стороны. В результате последующего термического отжига наблюдался интенсивный сигнал ФЛ с максимумом при 0.83 эВ (1.5 мкм), отличающийся по спектральному положению и форме от хорошо известной линии D1, обусловленной дислокациями.

В работе использовались стандартные пластины монокристаллического кремния (фирма ЭЛМА, диаметр пластин 75 мм), выращенного по методу Чохральского с содержанием кислорода $\sim 5 \cdot 10^{17}$ см⁻³. Пластины толщиной 380 мкм и ориентацией (100) имели n-тип проводимости (легированы фосфором до концентрации $\sim 10^{15}$ см⁻³) и удельное сопротивление 4-5 Ом·см.

Обратная (нерабочая) сторона пластин была механически шлифована и полирована, тогда как лицевая (рабочая) сторона была дополнительно полирована химически с целью устранения поврежденного слоя. Термический отжиг (ТО) образцов площадью $S = 1,0-1,5 \text{ см}^2$ проводился в кварцевой трубе в атмосфере азота при температуре 800 С в течение 20 мин. Кремниевые образцы загружались в печь при комнатной температуре. Скорости нагрева и охлаждения образцов составляли 30 и 50 град/мин соответственно. Спектры ФЛ исходных и термически отожженных образцов Si измерялись при температурах от 4.2 до 77 К в ближней инфракрасной (ИК) области (1,0-1,7 мкм). Сигнал ФЛ возбуждался излучением аргонового лазера (линия 514.5 нм, мощностью до 300 мВт) и регистрировался фурье-спектрометром Bomem, оснащенный охлаждаемым германиевым p-i-n-фотодиодом, с той же стороны, на которую падало излучение лазера.

Спектры ФЛ обратной (механически шлифованной и полированной) стороны исходной пластины Si (рис.15, кривая 1), не содержали каких-либо спектральных особенностей в области 0,75-1,2 эВ. Отсутствие пика в области 1.1 эВ (собственное излучение Si) объясняется сильным нарушением и механическими напряжениями слоев Si, гасящими излучательную рекомбинацию неравновесных электронно-дырочных пар. После ТО (800 С, 20 мин) спектр ФЛ, снятый при возбуждении ФЛ с обратной стороны пластины, кардинально изменился (кривая 2). При этом наблюдалось появление интенсивной и симметричной по форме линии ФЛ с максимумом при 0.83 эВ (1.5 мкм) и шириной 50 мэВ и появление сигнала собственного излучения Si при 1.1 эВ с интенсивностью, почти в 7 раз меньшей. Появление краевой люминесценции Si свидетельствует о снятии механических напряжений и устранении различных точечных дефектов, введенных механической обработкой и являющихся эффективными центрами безызлучательной рекомбинации.

Для выяснения природы интенсивного сигнала ФЛ при 0.83 эВ проводились эксперименты по стравливанию слоя кремния с обратной стороны пластины. На рис. 15 (кривая 3) приведён спектр ФЛ, снятый при температуре 77 К, после стравливания слоя толщиной ~3 мкм с обратной стороны пластины Si в растворе плавиковой и азотной кислот ($\text{HF}:\text{HNO}_3 = 1:4$). При этом наблюдалось сильное падение интенсивности сигнала при 0.83 эВ без значительного изменения его спектрального положения, а интенсивность собственного излучения Si увеличивалась, что свидетельствует об удалении наиболее поврежденного механической полировкой слоя.

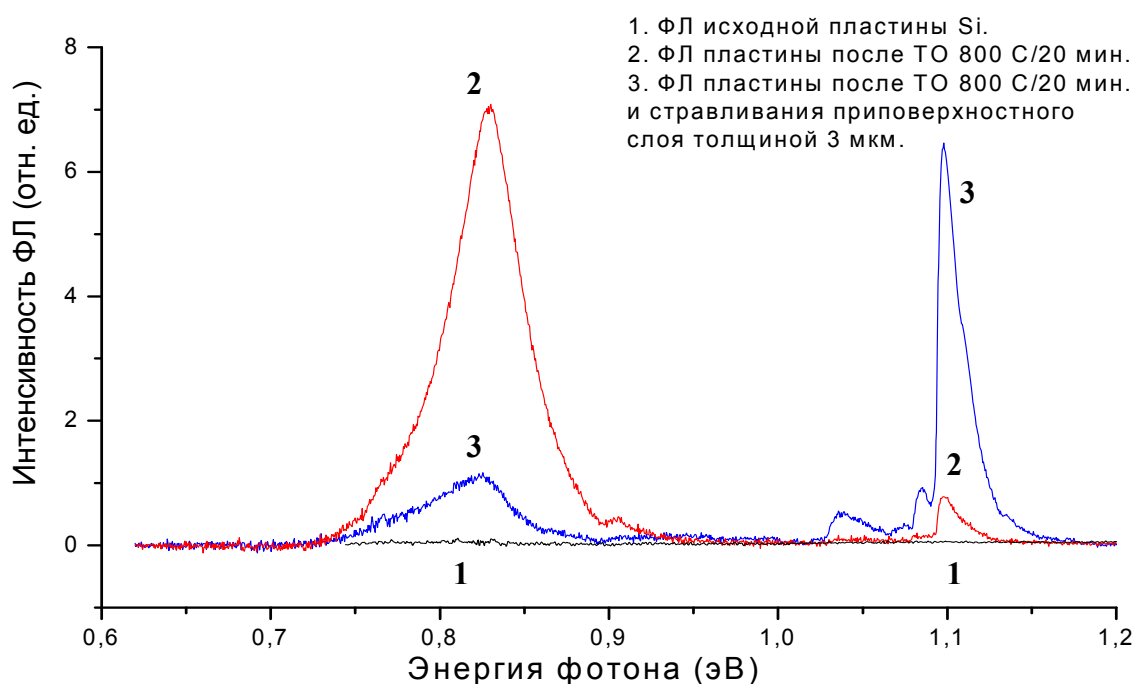


Рис. 15 Спектры ФЛ при 77 К снятые с обратной механически полированной поверхности пластины n-Si (100) в исходном состоянии (1), после термического отжига в режиме 800°С/20 мин. (2), после термического отжига 800°С/20 мин. и стравливания слоя толщиной 3 мкм (3).

В отличие от спектров ФЛ от обратной стороны, спектры ФЛ, снятые с лицевой (химически полированной) стороны исходной пластины, показывают достаточно интенсивную межзонную люминесценцию Si в области 1.1 эВ. После ТО интенсивность межзонной люминесценции Si возрастает. Сигнал на длине волны соответствующей 0.83 эВ при этом обычно не наблюдается (существовало только несколько образцов демонстрировавших, при возбуждении с лицевой стороны, очень слабую ФЛ с максимумом при 0.83 эВ).

Форма и положение линии с максимумом около 0.83 эВ практически не зависит от температуры. На рис. 16 представлены спектры снятые при температуре 5, 20 и 100 К соответственно. Видно, что при повышении температуры слегка выросла ширина линии, причём в основном за счёт высокоэнергетической области.

На рисунке 17 представлена зависимость интенсивности люминесценции линии 0.83 эВ от температуры (в интервале $T=4-150$ К). При повышении температуры от 4 К интенсивность ФЛ растёт и достигает своего максимума при $T \sim 20$ К. При дальнейшем повышении температуры, интенсивность медленно уменьшается (в интервале температур 20 – 180 К), а при $T > 200$ К ФЛ резко

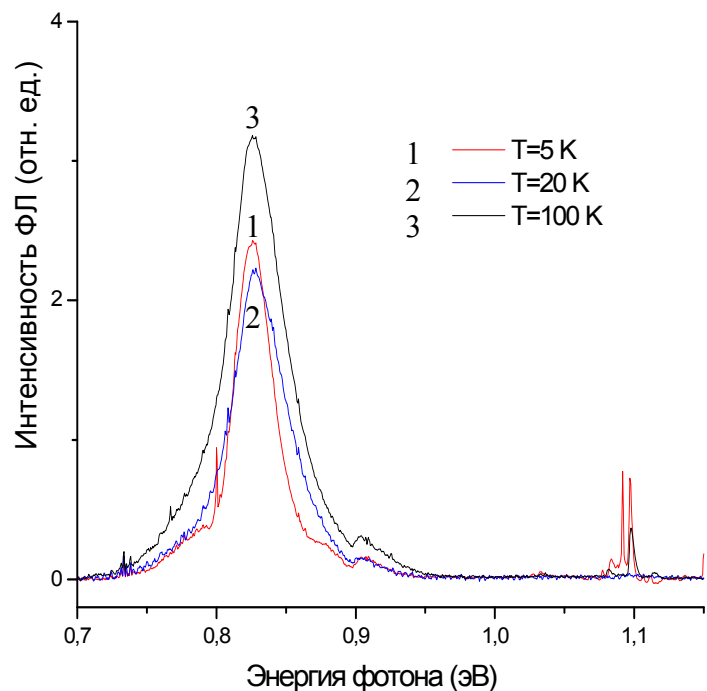


Рис. 16 Спектры ФЛ при $T=5, 20$ и 100 К. Видно, что положение и форма линии практически не зависит от температуры.

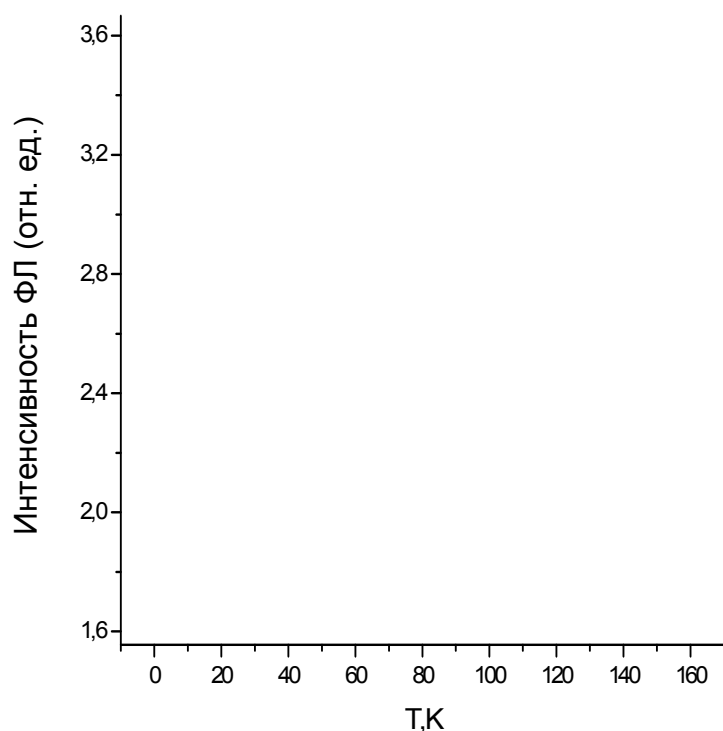


Рис. 17 Температурная зависимость интенсивности ФЛ от 4,2 до 150 К. Возрастающий участок при повышении температуры от 4,2 до 20 К соответствует падающей зависимости люминесценции экситона связанного на мелкой примеси.

(отвечающему линии 0,83 эВ) и процесса, при котором экситон связывается на фосфоре и затем излучательно рекомбинирует. При повышении температуры второй процесс подавляется, и соответственно возрастает интенсивность ФЛ линии с максимумом на 0,83 эВ.

Исследование ФЛ других пластин Si, выращенных по методу Чохральского, показало, что положение линии, возникшей после ТО, могло меняться в пределах 0,81-0,83 эВ, в зависимости от образца и температуры отжига (рис. 18). Можно также отметить, что для некоторых пластин наблюдалась зависимость положения линии ФЛ от мощности возбуждения.

гаснет и при комнатной температуре не наблюдается. Интересно отметить, что возрастающему участку линии 0,83 эВ соответствует уменьшение интенсивности люминесценции экситона связанного на фосфоре, причём ФЛ связанного экситона исчезает при температуре около 20 К – при максимальной ФЛ линии 0,83 эВ. Таким образом, участок температурной зависимости при $T < 20$ К можно объяснить конкуренцией двух процессов: передачи энергии от экситона светоизлучающему центру

Обнаруженная в данной работе интенсивная полоса ФЛ при 0.83 эВ существенно отличается по своему спектральному положению от хорошо известной линии D1 (0,807-0,810эВ), связанной с дислокациями в Si. Проведенные эксперименты по травлению Si показывают, что оптически активный слой Si локализован на обратной стороне пластины на глубине до 5 мкм от поверхности и обусловлен дефектами, введенными механической обработкой, которые трансформировались в процессе высокотемпературного отжига. В качестве возможных механизмов возникновения люминесценции рассмотрим два:

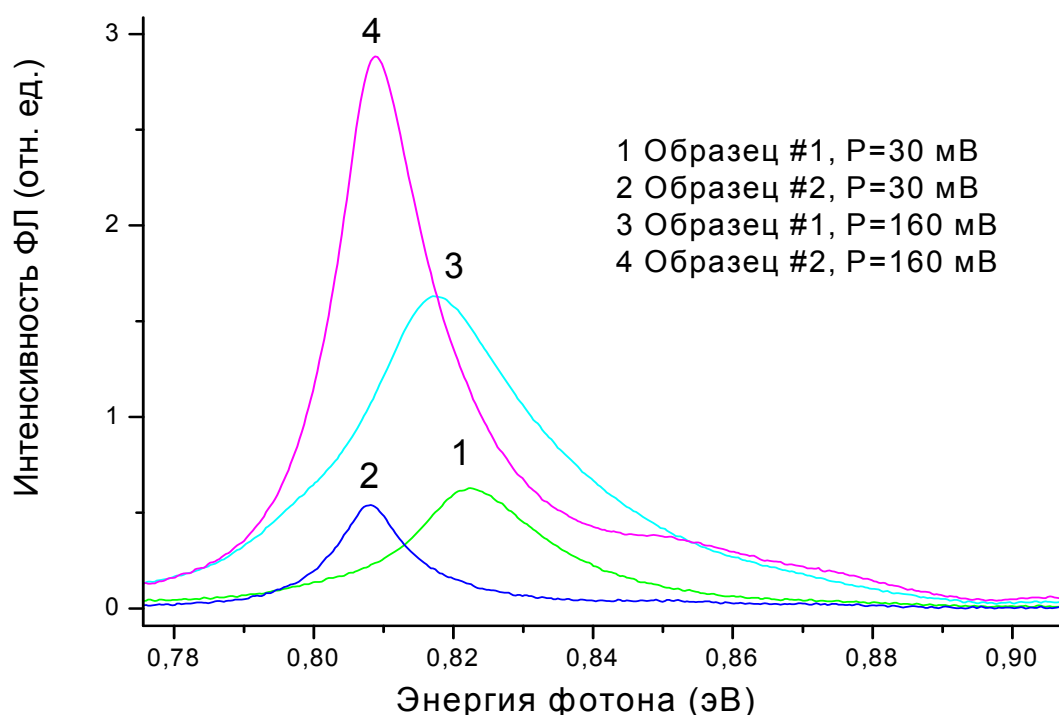


Рис. 18 Спектры ФЛ при 77 К двух кремниевых пластин с механически полированной поверхностью подвергнутых термической обработке. Положение линий ФЛ (0,808 и 0,822 эВ) и поведение линий в зависимости от мощности возбуждающего излучения сильно отличаются.

- поврежденный механической обработкой слой Si на обратной стороне пластины является стоком для быстро диффундирующих атомов переходных и благородных металлов (Cu, Ni, Fe, Au, Pt) в Si. Известно так же, что декорирование дислокаций атомами примесей может приводить к увеличению интенсивности люминесценции линии D1 и сдвигу её максимума [69,70] (в частности в район 0,83 эВ). Таким образом, причиной возникновения ФЛ с максимумом на 0,83 эВ, может быть декорирование дефектов полировки Si примесными атомами из объема монокристалла.

- Вторым возможным механизмом возникновения ФЛ может быть образование кислородных преципитатов в приповерхностном слое Si пластины. Известно, что поврежденный слой является геттерирующим центром и для межузельного кислорода в Si, который накапливается на структурных дефектах и образует преципитаты SiO_x после длительного ТО [68]. Сигнал ФЛ в области 0,83 - 0,84 эВ в Si, содержащем кислородные преципитаты, наблюдался в работах [50].

Более подробный анализ этих вариантов на основании исследования структуры приповерхностных слоёв методами ВИМС и ПЭМ будет дан в следующем параграфе.

2.3. Природа излучения с максимумом на 0.83 эВ.

Примесный состав приповерхностных слоёв пластин Si был исследован методом ВИМС, как до, так и после ТО. Присутствия переходных и благородных металлов обнаружено не было, ни на химико-динамически полированной, ни на механически шлифованной стороне пластины. Таким образом, сигнал ФЛ с максимумом на 0.83 эВ не может быть объяснён декорированием дефектов полировки Si атомами металлов из объема монокристалла.

Концентрация O и C в приповерхностных слоях лицевой и обратной стороны Si пластины были равны, и соответствовали концентрации в глубине подложки (для кислорода $\sim 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$). Таким образом, сигнал ФЛ связан не с тем, что на обратной стороне каким-то образом оказалась повышенная концентрация кислорода, а с тем, что этот кислород входит в состав оптически активных комплексов.

Для детального изучения структуры поверхности подвергнутой механической полировке и последующему ТО, приповерхностный слой был исследован с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии. Изучались исходные и отожженные при температуре $T_0=850^\circ\text{C}$ и $T_0=1000^\circ\text{C}$ в течение 1 часа пластины c-Si. Для проведения исследований образцы подвергались травлению. Травление осуществлялось двумя способами. Первый способ состоял в том, что образец травился в травителе CP-8 до дырки с полированной стороны. На электронно-микроскопических снимках получалось изображение области вблизи шлифованной поверхности. На рис. 19(a) приведено изображение исходного образца. Видно, что поверхность испещрена полосами, образовавшимися в результате шлифовки.

Второй способ приготовления образца для исследования на электронном микроскопе состоял в том, что образец в течение 3-х минут травился со

шлифованной стороны, а затем до дырки с обратной (полированной стороны). Это позволило исследовать слой, находящийся в глубине (~7 мкм поверхности), там, где уже нет светоизлучающих центров.

Отжиг при $T_0 = 850^\circ\text{C}$ в течение 1 часа приводит к значительному изменению дефектной структуры шлифованной поверхности. На месте царапин (кроме самых глубоких) остались их следы, в которых присутствуют дислокации разной длины и маленькие дислокационные петли порядка 40 нм. Подсчитанная плотность петель составляет $N_{\text{д.п.}} \sim 4 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$, плотность дислокаций порядка $N_{\text{д}} \sim 3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$. Более глубокие царапины являются источником повышенной концентрации дислокаций и, видимо, является концентратором больших напряжений, в результате которых происходит генерация дислокационных диполей по $\langle 110 \rangle$ направлениям. Кроме описанных дефектов на изображениях присутствуют темные размером ~ 100 нм, фигуры, окруженные ажурным узором. Возможно, это выделения примеси вблизи поверхности.

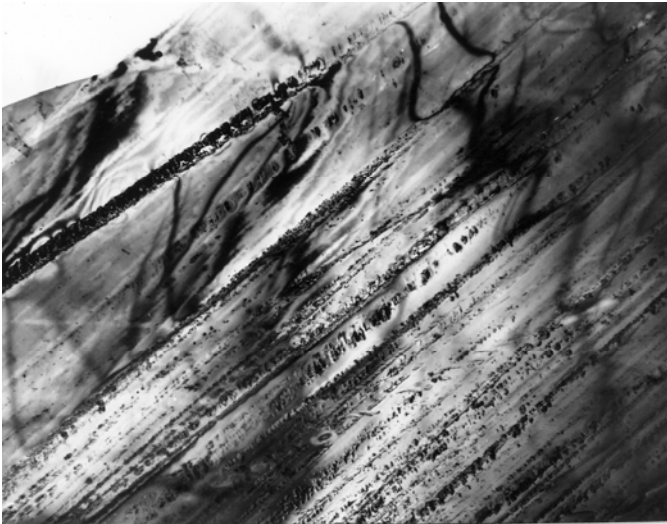
После удаления поверхностного слоя толщиной ~ 7 мкм, с отожженного образца ($T_0 = 850^\circ\text{C}$) наблюдалась картина, представленная на рис. 19(б). Видны узорчатые образования округлой формы. Видимо, это также связано с присутствием примеси в приповерхностном слое образца. На микро - дифракционной картине, полученной с такого участка, присутствуют дополнительные рефлексы, расшифровка которых показала, что они могут принадлежать фазе α - кристобалит SiO_2 .

После отжига при $T_0 = 1000^\circ\text{C}$ в течение 1 часа (рис. 19(в)) дефектная структура поверхностного слоя отлична от структуры получающейся при $T_0 = 850^\circ\text{C}$. При этой температуре появляются дефекты упаковки, характерные для распада кремния, выращенного по методу Чохральского, в котором обычно концентрация кислорода выше, чем 10^{17} см^{-3} . Дислокационные петли становятся крупнее (~ до 100 нм). Они располагаются по наклонным $\{110\}$

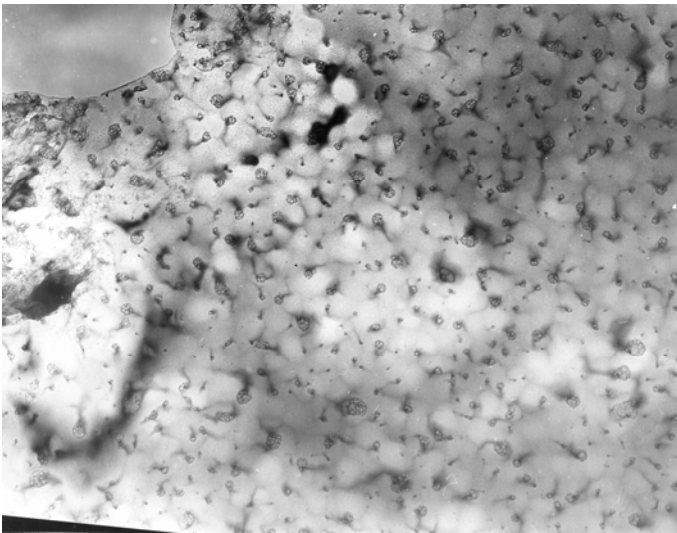
плоскостям. На некоторых дислокациях заметно декорирование выделениями второй фазы. Следы от царапин становятся менее заметными. Концентрация дислокационных петель в этом случае равна $N_{д.п.} = 3 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$, дислокаций – $N_{д.} = 1 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$, дефектов упаковки - $N_{д/у} = 1 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$.

Таким образом, отжиг значительно нарушенной поверхности кремниевых пластин приводит к улучшению их структурного состояния. При более высоких температурах отжига ($T_0 = 1000^\circ\text{C}$) концентрация дислокаций уменьшается, но наблюдается их декорирование выделениями второй фазы. Дислокационная структура приповерхностного слоя не распространяется в объем пластины (образца) кремния, а располагается на глубине, не превышающей ~ 7 мкм.

На основании дифракционной картины (а так же того факта, что единственными примесями, присутствующими в приповерхностном слое в значительных количествах являются О и С) можно утверждать, что примесные облака, отмеченные на снимках, относятся к кислороду. Любопытно, что кислородные комплексы присутствуют и на глубине > 7 мкм, но не являются оптически активными центрами. Оптически активными являются кислородные преципитаты, расположенные в приповерхностном слое, богатом дислокациями. Следует отметить, что зарождение и рост кислородных преципитатов происходит в процессе многостадийного (450-1050 С) и продолжительного (до 120 ч) ТО, каковой в наших экспериментах не проводился. Возможно именно вследствие больших напряжений, существующих в приповерхностном богатом дислокациями слое, кратковременного высокотемпературного отжига (800-1000 С, 20-60 мин) оказывается достаточно для образования оптически активных кислородных



(а)



(б)



(в)

Рис.19 На рисунке представлены ПЭМ снимки нарушенного слоя образовавшегося в результате механической полировки Si пластины. (а) Исходная не отожженная пластина. На снимке видны глубокие царапины образовавшиеся в результате механической обработки. (б) ПЭМ снимок области находящейся на расстоянии 7 мкм от поверхности после ТО при 850°C. Узорчатые образования округлой формы связаны с присутствием примеси в приповерхностном слое образца. (в) Приповерхностный слой после ТО при 1000°C. Слой отличается высокой степенью кристаллического совершенства. На снимке видны маленькие тёмные включения, предположительно SiO₂-подобные включения.

преципитатов, ответственных за ФЛ линии 0,83 эВ. Вывод о «кислородной» природе линии 0,83 эВ согласуется с результатами, представленными в работе [50], где показано, что линия D1 наблюдающаяся в Si, выращенном по методу Чохральского, состоит из нескольких зон, причём линии 0,817, 0,830 и 0,850 эВ – связаны с кислородными преципитатами и кислородосодержащими центрами. В качестве примера, на рис. 20 представлен спектр ФЛ богатого дислокациями кремния, имплантированного кислородом и подвергнутого ТО (взят из работы [58]). В этой работе авторы представляют иное разложение линии D1 (на линии 0,778, 0,820 и 0,850 эВ), причём линии 0,778 и 0,85 связываются с кислородными преципитатами.

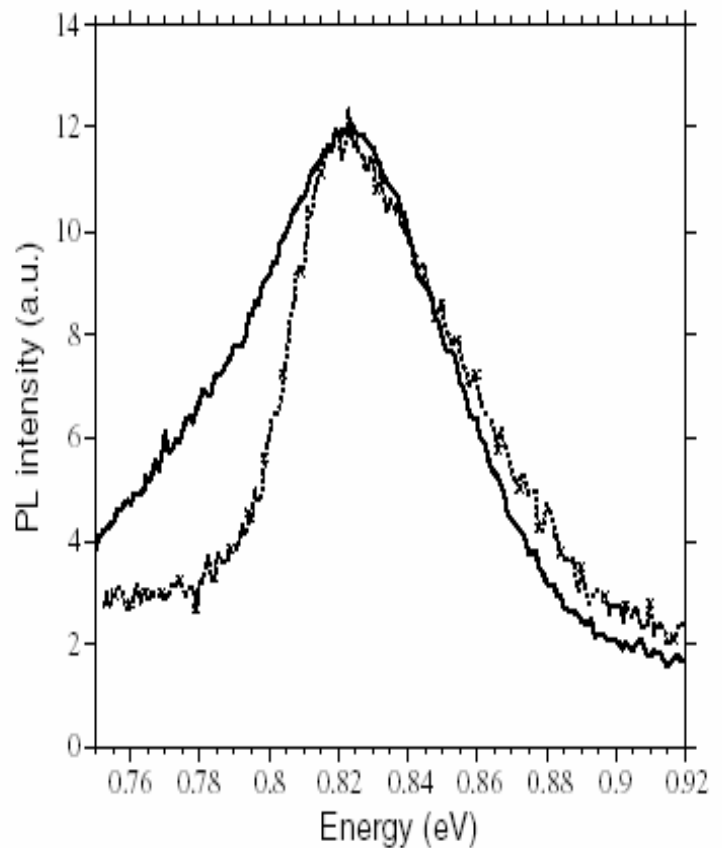


Рис.20 Спектр ФЛ при 77 К кремния имплантированного кислородом и отожжённого при 900 С (из работы [58]).

2.4. Люминесцентные свойства Р-линии (0,767 эВ) в кремнии, отожжённом при 450 °С.

Выше было отмечено, что в интересующей нас области спектра наблюдается известная Р-линия люминесценции в Si. Для выяснения природы излучательного центра, дающего Р-линию, в данной работе была исследована связь фотолюминесценции Р-линии, возникающей в результате отжига кремния при $T=450$ °С с известными кислородсодержащими двойными термодонорами (TDDi).

В качестве исходного кремния были использованы пластины n- и p-Cz-Si с исходной концентрацией кислорода $6 \cdot 10^{17}$ см⁻³ и $1 \cdot 10^{18}$ см⁻³. Концентрация углерода была менее $<10^{16}$ см⁻³. Для формирования термодоноров образцы были подвергнуты термическому отжигу при $T=450$ °С в течении 1 и 10 часов. Переходы нейтральных TDD из основного в возбужденные Р-состояния дают в диапазоне волновых чисел <560 см⁻¹ спектр поглощения, состоящий из подобных серий линий, сдвинутых относительно друг друга в соответствии с изменением энергии связи основного состояния. Энергия связи основного состояния изменяется от 69,2 до 42 мэВ при возрастании номера TDDi от $i=1$ до 16. В наших образцах доминировали двойные термодоноры TDD1-5 с энергией связи основного состояния 69.2, 66.8, 64.6, 62.2 и 60.1 мэВ соответственно. Для всех образцов были проведены абсорбционные измерения в диапазоне 200-1200 см⁻¹ (рис. 21) на фурье-спектрометре с разрешением до 0,25 см⁻¹, достаточным для разрешения без существенных искажений линий шириной до 1 см⁻¹.

Эти измерения позволили определить сечения поглощения для переходов $1S \rightarrow 2P_{\pm}$ (рис.22, табл.1) и, в конечном итоге, рассчитать концентрацию термодоноров в структурах (нужно отметить, что имеется в виду не общая концентрация TDD, а концентрация конкретных термодоноров из серии

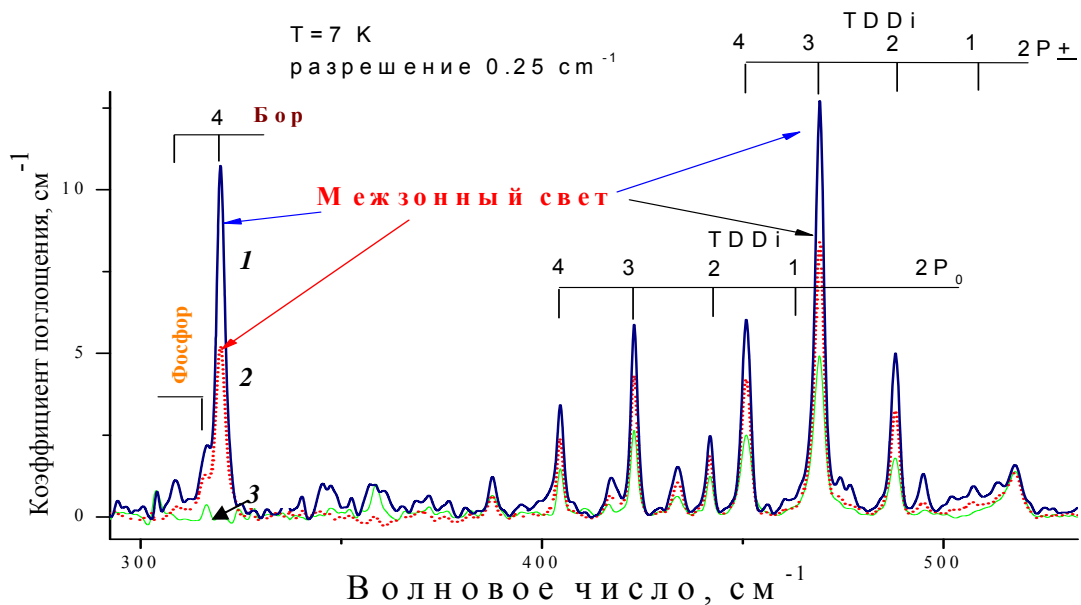


Рис.21. Абсорбционные ИК спектры для кристалла Cz-Si, отожженного при 450 °С. Спектры 1 и 2 были записаны при межзонном свете, спектр 3,- в темноте. Указаны переходы $1S \rightarrow 2P_{\pm}$ $1S \rightarrow 2P_0$ нейтральных доноров семейства TDDi, а также переходы мелких примесей P и B.

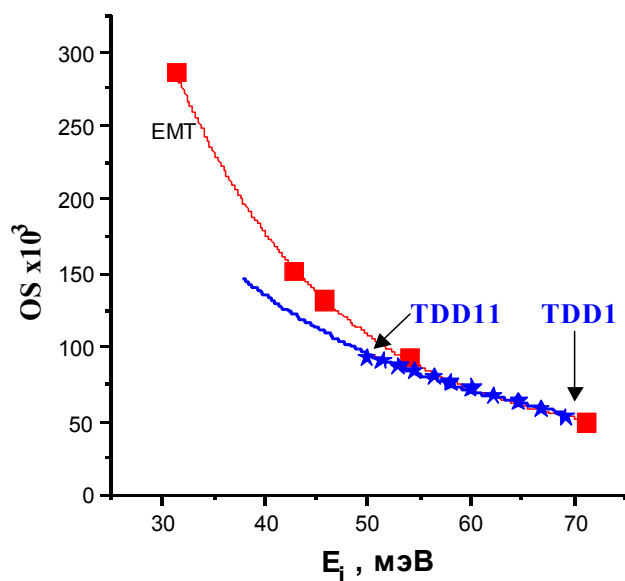


Рис.22. Силы осцилляторов оптических переходов $1S \rightarrow 2P_0$ нейтральных термодоноров: ξ -экспериментальные результаты данной работы для TDD1÷4 и экстраполяция для TDD5÷11; !- расчет в [71]; кривые – результат подгонки МНК.

TDDi	E _i , мэВ	Сечение поглощения $\sigma \times 10^{14}$		
		$1S \rightarrow 2P_{\pm}$	$1S \rightarrow 2P_0$	
		σ_{int} , см	σ_{int} , см	σ_{max} , см ²
1	69,2	5,4±0,8	2,5±0,4	1,7±0,3
2	66,8	5,8±0,9	2,7±0,4	1,5±0,3
3	64,6	6,3±0,9	3,0±0,5	1,9±0,4
4	62,2	6,9±1,0	3,2±0,5	2,2±0,4

Таблица 1
Сечение поглощения TDD1÷4

TDD1-5, с энергией первого ионизованного состояния от 60,1 – до 69,2 мэВ). Подробное описание этих экспериментов изложено в работе [А3]. Концентрация отдельных термодоноров в образцах менялась от $2,4 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$ до $7,5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ (рис. 23). Для этих образцов были проведены измерения фотолюминесценции в диапазоне температур от 4,2 до 77 К. Для всех образцов наблюдалась интенсивная люминесценция Р-линии с

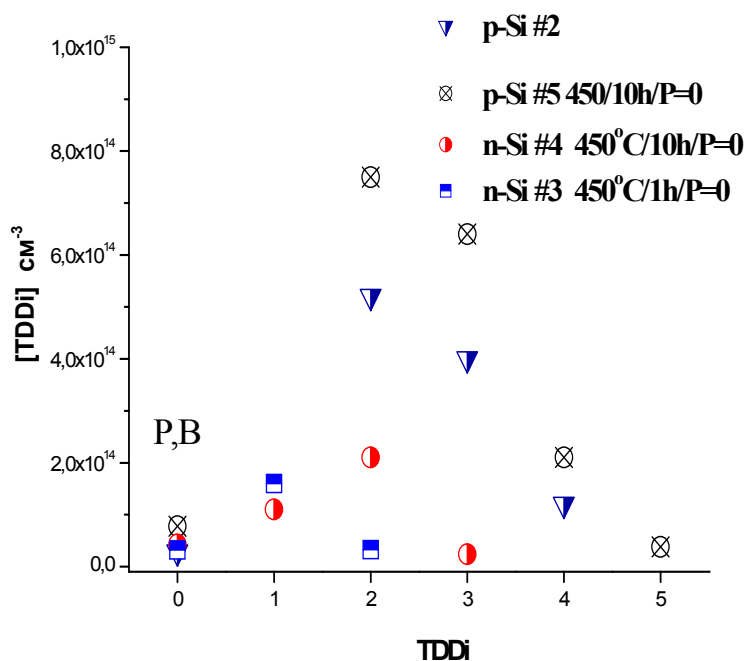


Рис.23 Измеренная концентрация двойных термодоноров в Cz-Si n- и p- типа, подвергнутом отжигу при 450 С. По оси абсцисс отложен номер термодонора из серии TDD1-5.

энергией 0,767 эВ при 77 К (на рис. 24 представлен типичный спектр при 77 К). Наблюдалась отчётливая линейная зависимость интенсивности Р-линии от суммарной концентрации термодоноров в структуре (рис. 24, вставка). На настоящем этапе мы не можем, отнести Р-линию к какому-либо конкретному термодонору, однако связь Р-линии с одним, или несколькими из исследовавшихся термодоноров представляется весьма обоснованной.

При температуре 4,2 К Р-линия наблюдалась только в отдельных образцах, и была очень слабой (рис. 25). В этом случае, из-за малой интенсивности линии, корреляции между концентрацией термодоноров и Р-линией наблюдать не удалось. При повышении температуры примерно до 20 К интенсивность люминесценции возрастает примерно на порядок (рис. 26) для структуры с наиболее интенсивной при 4,2 К Р-линией и почти на два порядка для структур

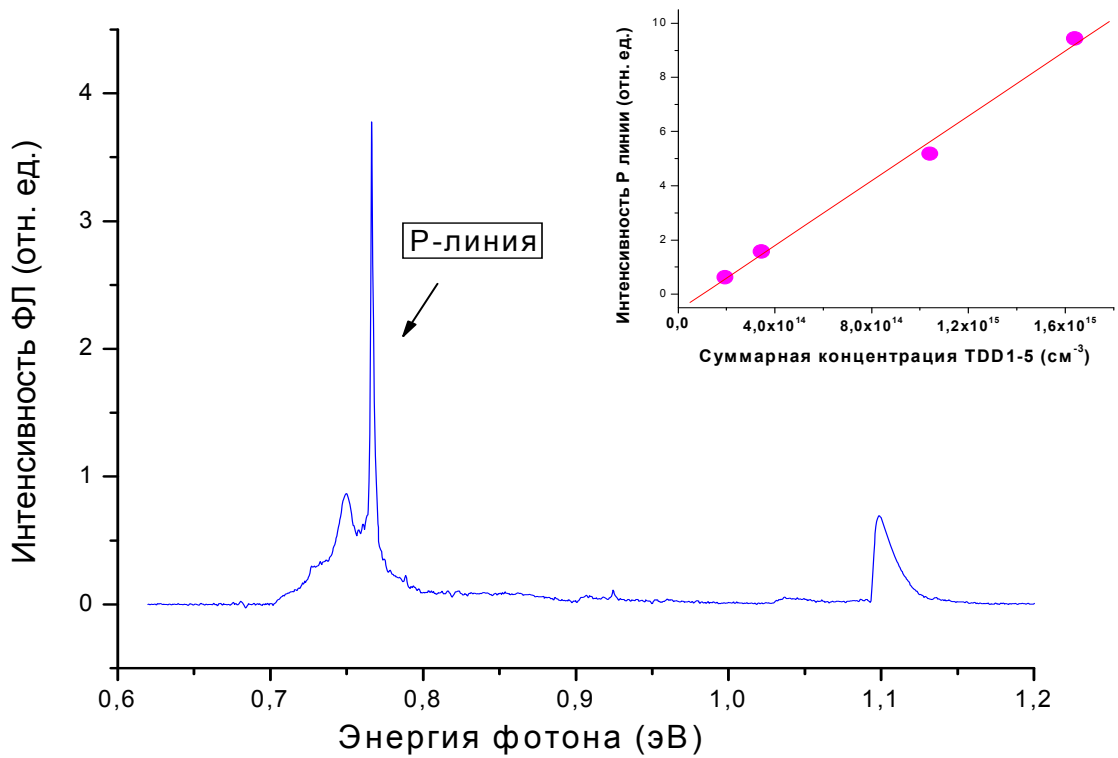


Рис.24 Типичный спектр ФЛ Р-линии при 77 К. Все исследовавшиеся образцы демонстрировали интенсивную люминесценцию Р-линии. На вставке представлена зависимость интенсивности Р-линии от суммарной концентрации термодоноров (TDD_i, I=1-5) в образце.

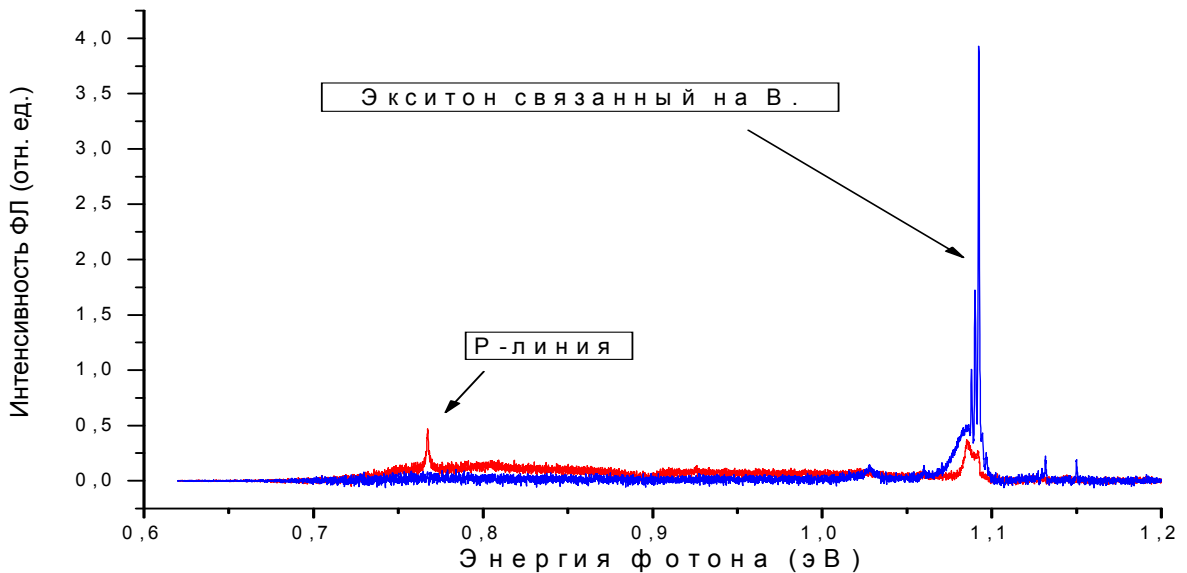


Рис.25 ФЛ Р-линии при 4,2 К. На рисунке представлен спектр образца, для которого наблюдалась наиболее интенсивная при 4,2 К Р-линия, и спектр образца в котором линия не наблюдалась.

в которых при гелии Р-линия не наблюдается (если за величину Р-линии в этих структурах брать уровень шума). Следует отметить, что участок резкого возрастания интенсивности Р-линии соответствует участку исчезновения сигнала связанного экситона и появлению сигнала свободного экситона. Однако, примерно одинаковая интенсивность Р-линии наблюдается как в структурах с интенсивной, так и с очень слабой люминесценцией свободного экситона.

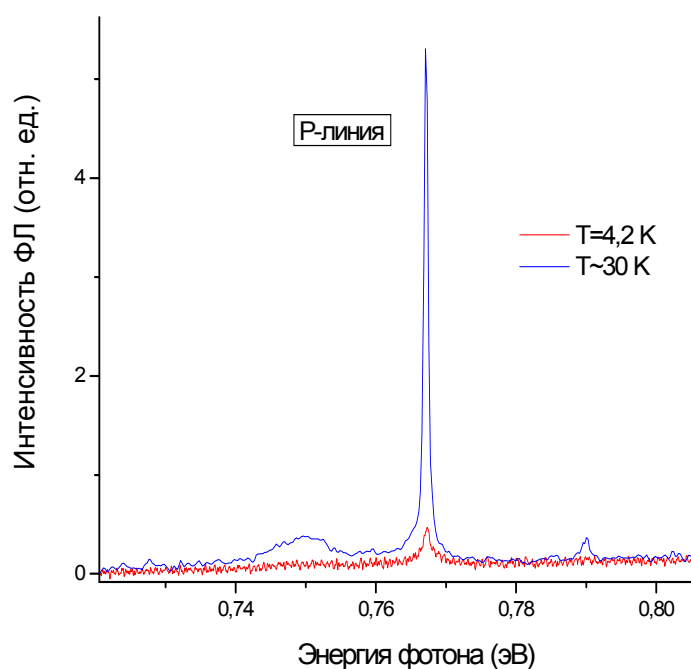


Рис.26 ФЛ Р-линии при 4,2 и 30 К. При повышении температуры от 4,2 до 30 К интенсивность линии возрастает более чем на порядок, при этом положение и форма линии не меняется.

Наблюдаемая зависимость интенсивности Р-линии от температуры в образцах, полученных при 450 °С отжиге, соответствует литературным данным [63]. Такое отличие в поведении Р-линии для «отожжённых» образцов от образцов, полученных облучением электронным пучком (для которых интенсивность примерно постоянна при T=4,2-30 К), объясняется различием структуры глубоких дефектов в образцах, полученных разными методами [63]. В «отожжённых» структурах фотовозбуждённые носители связываются на мелких центрах (например, в виде экситонов связанных на мелких примесях) и рекомбинируют на них. При повышении температуры экситоны освобождаются с мелких центров, что и обуславливает возгорание Р-линии. Таким образом, температурная зависимость люминесценции объясняется с точки зрения

конкуренции двух процессов рекомбинации фотогенерированных электрон-дырочных пар: на мелких центрах и на центре, отвечающем Р-линии. Чтобы проверить эту гипотезу при 4,2 К была исследована зависимость фотолюминесценции от мощности возбуждающего излучения. На рис. 27 представлены спектры ФЛ образца при малой и большой мощности возбуждающего лазерного излучения. На спектре, соответствующем большой мощности, появляется отчётливо видная люминесценция электрон-дырочных капель (ЭДК). Таким образом, в случае большой мощности рекомбинация на мелких центрах насыщена и в кремнии присутствует достаточная концентрация электрон-дырочных пар, которые могли бы возбудить дефект, отвечающий

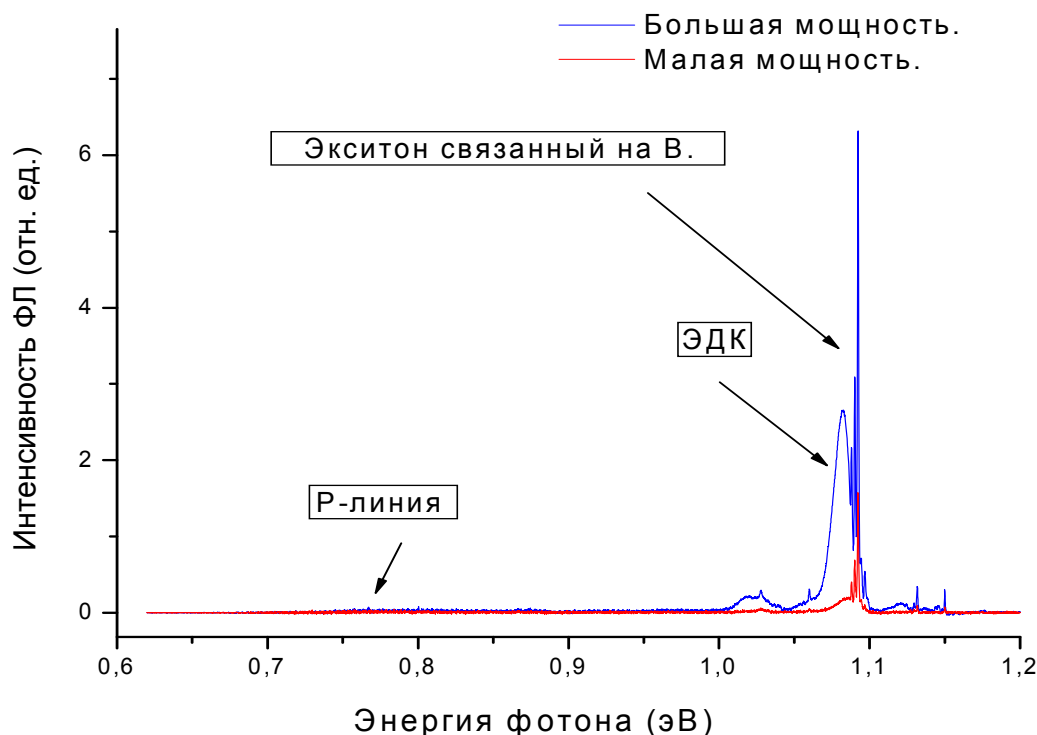


Рис.27 На рисунке представлены спектры ФЛ структуры при 4,2 в случае большой и малой мощности возбуждающего излучения. При малой мощности (~40 мВт) на спектре присутствует интенсивная линия связанного экситона. При повышении мощности примерно на порядок (~400 мВт) экситонная люминесценция насыщается и в спектре появляется интенсивный сигнал люминесценции электронно-дырочных капель – что свидетельствует о большой концентрации электрон-дырочных пар. Однако Р-линия отсутствует, хотя при 77 К интенсивность линии в этом образце велика (рис. 24).

P-линии. Однако P-линия не наблюдается, хотя мы можем утверждать, что данный дефект в структуре присутствует, так как при 77 К наблюдается интенсивный сигнал на 0,767 эВ. Таким образом, этот эксперимент опровергает модель, в которой температурная зависимость определяется конкуренцией двух рекомбинационных процессов. Судя по всему возгорание P-линии в интервале 4,2-30 К определяется некоторым термоактивируемым процессом. Самое очевидное предположение, что возгорание люминесценции происходит при термической ионизации некоторого мелкого центра. Однако на основании некоторых косвенных данных, полученных из наших экспериментов, можно выдвинуть гипотезу о том, что низкая интенсивность P-линии при 4,2 К связана с девозбуждением свободными носителями. Можно предположить, что девозбуждению подвергается некоторое мелкое промежуточное состояние, через которое происходит передача энергии к уровням соответствующим переходу в 0,767 эВ. Доводы в пользу этой гипотезы следующие, в ФЛ экспериментах при 4,2 К P-линия всегда наблюдалась в образцах с чрезвычайно слабой линией связанного экситона, и наблюдалась только для нескольких образцов с интенсивной линией связанного экситона (причём самая интенсивная P-линия наблюдалась именно в образце где отсутствовала линия связанного экситона). Интенсивность связанного на мелкой примеси экситона связана с концентрацией электрон-дырочных пар (то есть при прочих равных, если экситонная линия меньше, то и концентрация свободных носителей так же меньше). Таким образом, в образцах, где по каким-то причинам большое количество центров безызлучательной рекомбинации и, следовательно, малая концентрация электрон-дырочных пар, интенсивность P-линии выше. С этой же точки зрения можно рассмотреть образцы, полученные при облучении электронным пучком. В таких образцах большая концентрация центров рекомбинации, а, следовательно, малая концентрация свободных носителей, что и может объяснить постоянную интенсивность P-линии при $T=4,2-30$ К.

Суммируя результаты исследования можно сказать, что в ходе изучения фотолюминесценции Р-линии в диапазоне при 77 К было обнаружено, что интенсивность Р-линии линейно зависит от суммарной концентрации в структуре классических двойных термодоноров (TDD1-5, с энергиями перехода $1S \rightarrow 2P_{\pm}$ от 69,2 до 60,1 мэВ соответственно). Показано, что поведение Р-линии при низкой (4.2 К) температуре не может быть объяснено с точки зрения конкуренции процессов рекомбинации носителей на центре связанном с Р-линией и мелких центрах.

3. Электролюминесценция селективно легированных структур, полученных методом СМЛЭ.

3.1. Введение.

С тех пор, как в 1983 году впервые наблюдалась люминесценция иона Er введённого в кремниевую матрицу [72], вот уже два десятилетия изучение светоизлучающих Si:Er/Si структур привлекает исследователей. Это связано с тем, что длина волны перехода ${}^4I_{15/2} \rightarrow {}^4I_{13/2}$ во внутренней 4f-оболочке Er составляет 1.54 мкм. Настоящее значение соответствует наименьшей дисперсии и поглощению стандартных оптических волокон, что делает Si:Er/Si структуры привлекательным кандидатом

для кремниевой оптоэлектроники.

Переход ${}^4I_{15/2} \rightarrow {}^4I_{13/2}$ электрона 4f оболочки из первого возбуждённого в основное состояние для изолированного атома Er является запрещённым. При помещении иона Er в некоторое кристаллическое окружение переход становится частично разрешенным (рис. 28) и может наблюдаться люминесценция на длине волны 1,54 мкм. Электроны 4f оболочки, экранированы

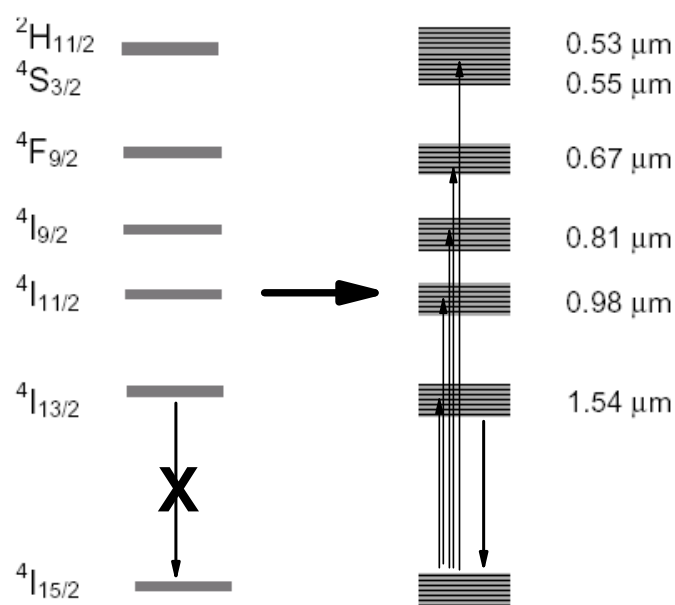


Рис.28 Схематичное изображение уровней энергии в 4f оболочке иона Er. Для изолированного иона Er переход ${}^4I_{15/2} \rightarrow {}^4I_{13/2}$ является запрещённым. В поле кристаллической решётки происходит расщепление вырожденных уровней энергии и запрет на переход частично снимается.

полностью заполненными 5s- и 5p-оболочками [73], поэтому излучение иона Er, соответствующее внутрицентровому переходу электрона 4f оболочки, имеет очень малую ширину линии и, благодаря экранировке, практически не зависит от кристаллического окружения (из-за этого, в частности положение и форма линии люминесценция иона Er практически не зависит от температуры).

Для изготовления Si:Er/Si структур применяется целый ряд методов, таких как ионная имплантация [74,75], молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) [76,77], сублимационная молекулярно-лучевая эпитаксия (СМЛЭ) [4,78,79] и др. За время исследований был достигнут большой прогресс в понимании процессов происходящих в кремнии легированном ионами Er. Были проведены исследования оптически активных центров, образующихся при различных способах изготовления структур [78,80]. В работах [77,81,82] изучено влияние на люминесценцию иона Er и определены оптимальные дозы солегирующих примесей (таких как O, C, F, N). Были исследованы механизмы возбуждения и девозбуждения иона Er в кремниевой матрице [75,84]. Большой прогресс был достигнут так же в изготовлении светоизлучающих Si:Er/Si структур. В работах [83,84] сообщается о структурах внутренняя квантовая эффективность возбуждения ФЛ в которых достигала 10% при T=4.2 К. Однако, из-за сильного температурного гашения, получить эффективную ФЛ или ЭЛ в прямом смещении при комнатной температуре не удалось. Проблема температурного гашения люминесценции иона Er при комнатной температуре была преодолена в обратносмещённых Si:Er/Si светодиодах, работающих как в режиме туннельного [85], так и в режиме лавинного пробоя [86]. Интенсивно исследуется люминесценция Er в *nc*-Si:SiO₂ [87-89], слоистых структур SiO₂/Si:Er/SiO₂/Si:Er/SiO₂/... [90-92] и др., в которых интенсивная ФЛ иона Er наблюдается вплоть до комнатных температур. Однако, для таких структур проблемой становится осуществление возбуждения электрическим током, что

ион Er

возбуждается ударным способом электронами, разогретыми электрическим полем [93]. Этот механизм достаточно прост и не вызывает разногласий. В случае ФЛ (или ЭЛ в прямом смещении) существуют различные объяснения механизма возбуждения иона Er. Одной из принятых в настоящее время является экситонная модель возбуждения низкотемпературной эрбиевой люминесценции [94]. Схематичное изображение экситонного механизма приведено на рис. 29. Основные споры вызывает природа промежуточного состояния и механизмы передачи энергии между ионом Er и промежуточным

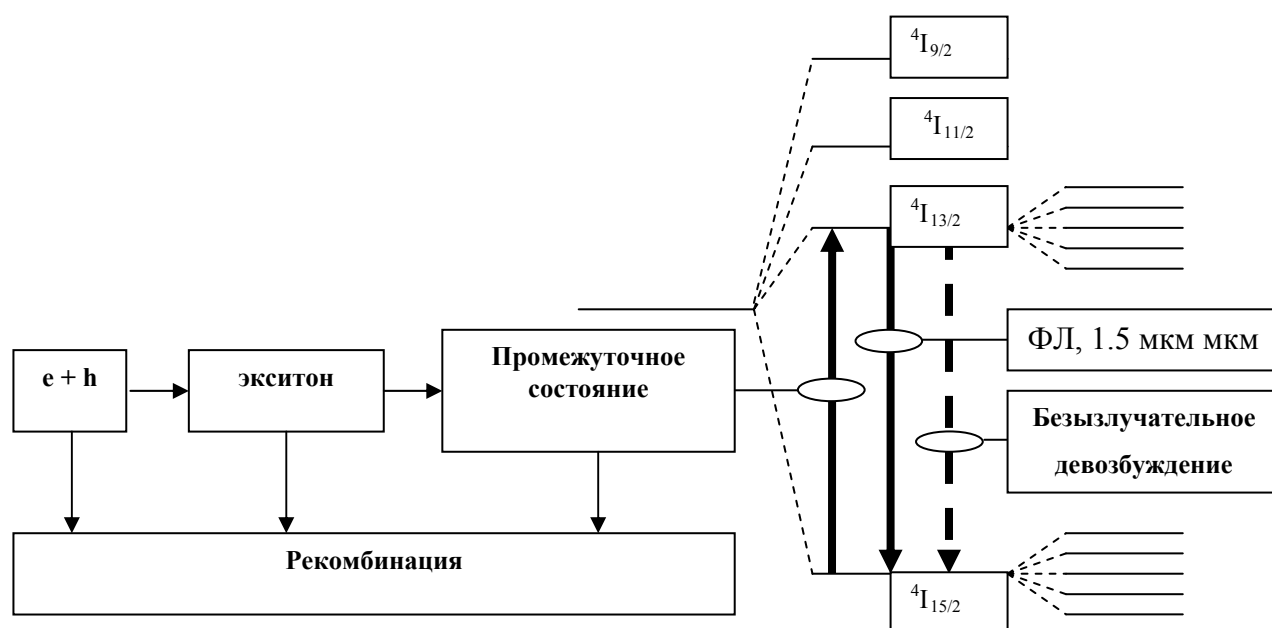


Рис.29 Схематичное изображение экситонного механизма возбуждения иона Er в кремниевой матрице. Электрон и дырка (сгенерированные возбуждающим излучением) связываются в свободный экситон. Экситон образует с ионом Er некоторое промежуточное состояние (предположительно экситон, связанный на Er донорном центре), а затем передаёт энергию электрону внутренней 4f оболочки. Для каждого из этих процессов существуют конкурирующие процессы безызлучательной рекомбинации, уменьшающие эффективность возбуждения иона Er.

состоянием. Ниже приводится краткое описание нашего варианта экситонной модели возбуждения люминесценции в Si:Er/Si структурах.

При поглощении возбуждающего излучения (или при протекании тока при прямом смещении p - n -перехода) в образце рождаются электронно-дырочные пары, которые связываются в свободный экситон с энергией связи $E_x = 15$ мэВ. Свободные экситоны могут рекомбинировать излучательным и безызлучательным образом, а также захватываться комплексами, содержащими ион эрбия и другими примесями. В случае захвата на примесный центр образуется связанный экситон с соответствующей энергией связи ($\sim 0,1E_d^E$). Некоторая часть экситонов оказывается захваченной на центрах, связанных с ионами Er. Захваченный на оптический центр экситон может рекомбинировать посредством оже-процесса, при котором энергия рекомбинации связанного экситона идет на возбуждение 4f-электрона иона эрбия. В кремнии энергия рекомбинации связанного на эрбии экситона $E_g - E_x - E_{xb}^E$ превышает энергию возбуждения 4f-оболочки для перехода ${}^4I_{15/2} \rightarrow {}^4I_{13/2}$ (≈ 805 мэВ). Естественно считать, что избыточная энергия идет на ионизацию второго электрона с энергией связи E_d^E , имеющегося в комплексе нейтральный донор - связанный экситон. Отметим, что для возможности передачи энергии иону Er достаточно, чтобы расстояние между центром и ионом Er было меньше диаметра экситона.

3.2. Излучательные центры в Si:Er/Si структурах, выращенных методом СМЛЭ.

Среди методов, использующихся для изготовления Si:Er/Si структур, как основные можно выделить три: ионную имплантацию [74,75], молекулярно лучевую эпитаксию (МЛЭ) [76,77] и сублимационную молекулярно-лучевую эпитаксию (СЛМЭ) [4,78,79]. При использовании ионной имплантации для изготовления диодных Si:Er/Si структур, для получения необходимого профиля распределения легирующих примесей приходится проводить несколько последовательных имплантаций ионов Er, O а так же мелких доноров и акцепторов. Это требует облучения монокристаллического кремния ионами высоких энергий 0.5-4 МэВ, что приводит к возникновению высокой плотности радиационных дефектов, часть которых не устраняется даже после высокотемпературного отжига. К тому же есть ограничения на глубину легирования и на резкость концентрационных переходов. При выращивании слоёв методом МЛЭ кристаллическое совершенство слоёв Si:Er значительно улучшается. Так же метод позволяет получать резкие концентрационные профили распределения примесей. Однако МЛЭ имеет и свои недостатки [95]: высокая стоимость оборудования, высокая температура греющихся частей внутри ростовой камеры, малая (0.1-0.2 мкм/ч) скорость роста, что приводит к накоплению примесей на поверхности растущего слоя.

На этом фоне метод СМЛЭ демонстрирует ряд преимуществ. Скорость роста слоёв методом СЛМЭ значительно выше – 0.2-5 мкм/ч, что позволяет выращивать толстые (до 10 мкм) слои высокого кристаллического совершенства. СМЛЭ позволяет выращивать структуры с практически любыми профилями концентрации основных электрически активных примесей (Sb, As, P, В с концентрациями варьирующимися от $2 \cdot 10^{13}$ до $4 \cdot 10^{20}$ см⁻³), а так же δ -легированных слоёв Si.

Оптические и электрические свойства слоёв Si:Er выращенных методом СМЛЭ были подробно изучены [78,79,A1]. Структуры выращивались на подложках *n*-Si и *p*-Si с ориентацией (100) и удельным сопротивлением от 7-20 Ом·см. Рост слоёв Si:Er проводился при температуре подложки $T=400-600$ °С, а в качестве источника использовался кристаллический источник Si:Er содержащий Er и O в концентрациях $\sim 5 \cdot 10^{20}$ см⁻³ и 10^{19} см⁻³ соответственно. При повышении температуры подложки до 700 °С начинается сегрегация Er в ходе роста. Вакуум в ростовой камере составлял $2 \cdot 10^{-7}$ мбар. Несмотря на довольно высокое содержание остаточных газов в ходе роста это не приводило к увеличению дефектности слоёв, более того, осаждение атомов O из газа позволяло в ходе роста автоматически получать оптимальное соотношение Er и O в выращенных слоях. Отжиг от при температурах $T=700, 750, 800$ и 900 °С осуществлялся в потоке водорода. По данным ВИМС концентрация Er и O в изготовленных структурах была $0.5-5 \cdot 10^{18}$ см⁻³ и $4 \cdot 10^{19}$ см⁻³ соответственно.

Структуры Si:Er/Si, выращенные методом СМЛЭ, демонстрируют интенсивную фотолюминесценцию при низких температурах. На рис. 30 представлен ряд спектров фотолюминесценции ($T=4.2$ К) структуры, выращенной, при 500 °С и подвергнутой отжигу 700-900°С. Структура без отжига демонстрирует ряд интенсивных узких линий в диапазоне $6369-6557$ см⁻¹ относящихся к центрам с низкой симметрией. Среди этих линий можно выделить линии (6441, 6474 и 6508 см⁻¹), относящиеся к центру Er-O1 [80], известному для имплантационных структур Si:Er/Si. При повышении температуры отжига до 750 °С люминесценция связанная с ионами Er достигает своего минимума. При дальнейшем повышении температуры отжига до 800 °С происходит резкий рост фотолюминесценции и перестройка оптически активных центров. Спектр люминесценции теперь состоит из серии интенсивных узких линий (6502, 6443, 6393, 6342, 6337, 6268 см⁻¹), соответствующих изолированному центру Er1 с высокой симметрией [96]. Этот

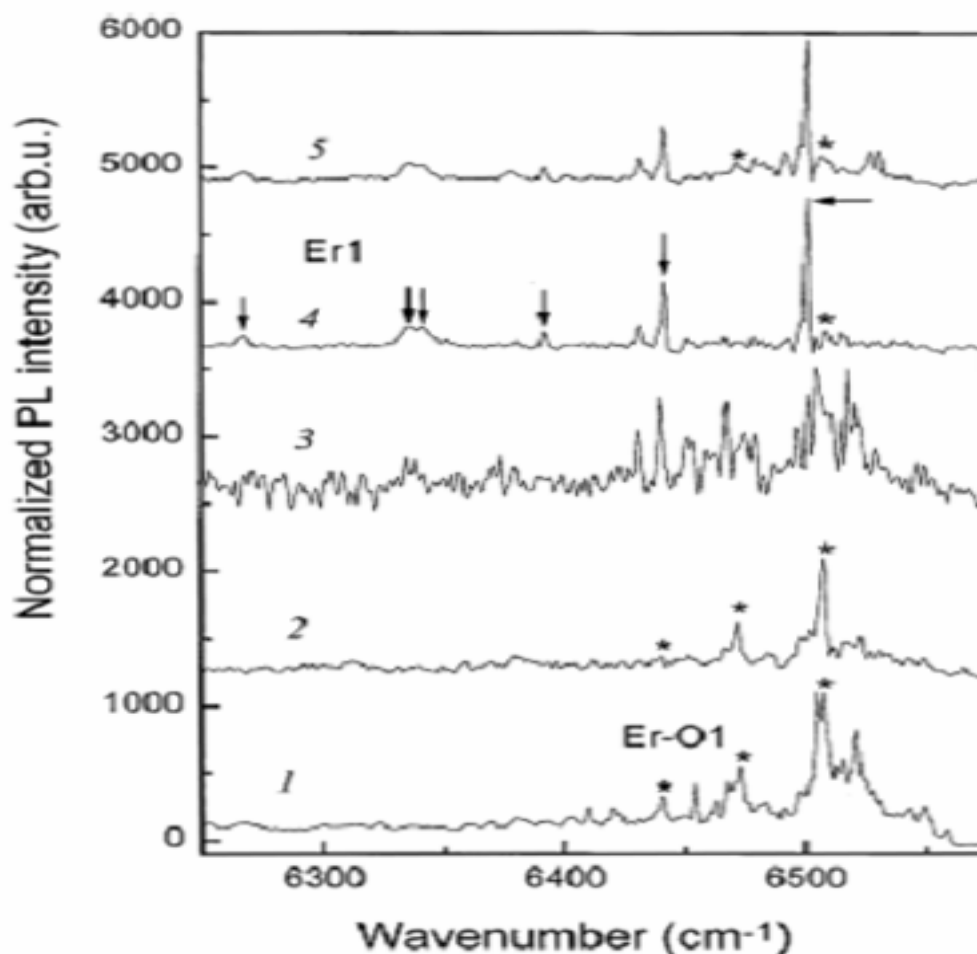


Рис.30 Спектры ФЛ Si:Er/Si структур выращенных методом СМЛЭ при 500°C сразу после роста (1), после отжига при 700°C (2), 750°C (3), 800°C (4), 900°C (5). Концентрация ионов Er $\approx 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Для спектра (3) сигнал умножен на 10. Разрешение 2 см^{-1} . Картинка взята из работы [78].

центр характерен для СМЛЭ структур и не наблюдается в Si:Er/Si структурах полученных методом ионной имплантации.

Кроме зависимости от температуры послеростового отжига, вид образующихся оптически активных Er центров сильно зависит от температуры роста Si:Er/Si структуры. На рис. 31 представлены спектры образцов выращенных при 400-600 °C и отожжённых при 900 °C (2). Для структур выращенных при высоких температурах (500-600 °C) после отжига происходит формирование центра Er1. Для структур выращенных при T=400 °C даже после

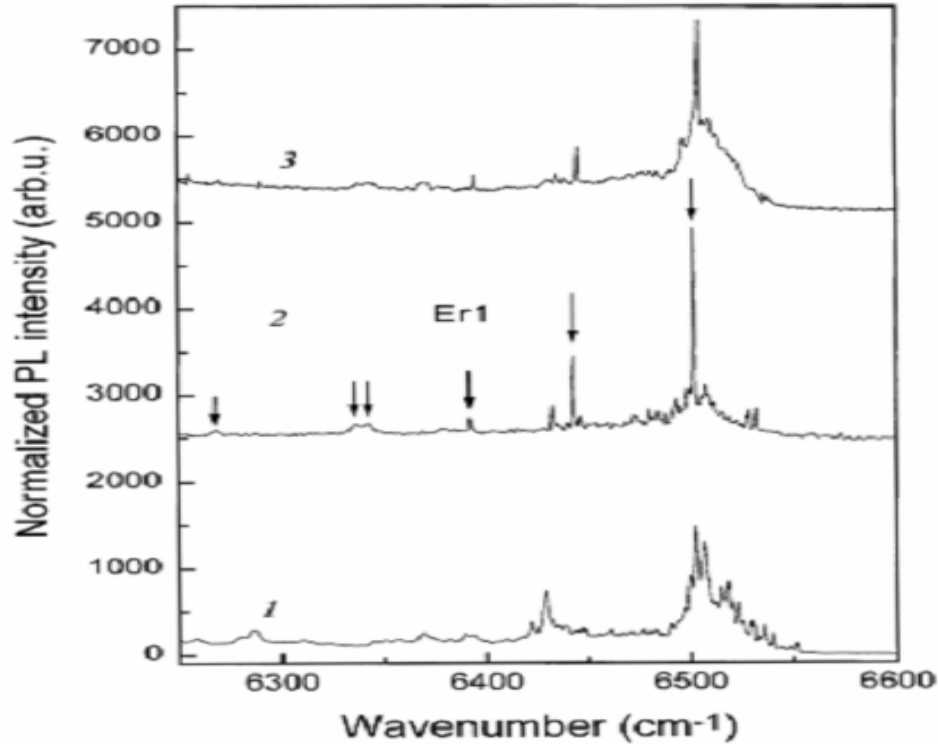


Рис.31 Спектры ФЛ Si:Er/Si структур выращенных методом СМЛЭ при 400°C (1), 500°C (2) и 600°C (3) и отожжённых при 900°C.. Концентрация ионов Er $\approx 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (1,2) и $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ (3). Разрешение $0,5 \text{ см}^{-1}$ (1,3) и 1 см^{-1} (2). Картинка взята из работы [78].

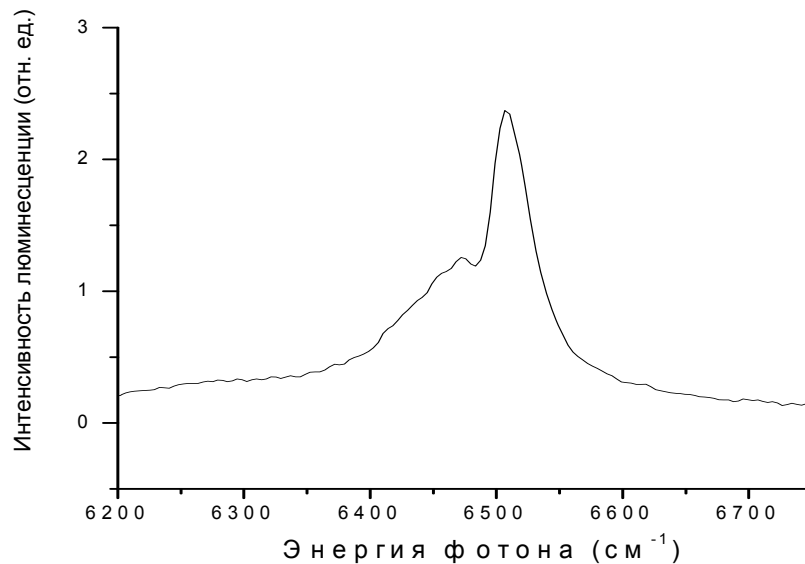


Рис.32 Спектры ФЛ иона Er расположенного в SiO₂-подобном преципитате. T=77 K, разрешение 8 см^{-1} .

отжига центр Er1 не образовывался (1). Из спектра видно, что в этом случае образуются низкотемпературные оптически активные центры, в которых Er, вероятно, входит в состав сложных Er-O комплексов [80]. Для структур с высокой степенью легирования Er и O (3), наблюдается возникновение широкой линии Er ФЛ. При определённых условиях роста, в спектре ФЛ остаётся только широкая полоса (шириной $100\text{-}200\text{ см}^{-1}$), очень напоминающая люминесценцию Er в SiO_2 (рис. 32). Предположительно это ФЛ ионов Er, расположенных в SiO_2 -подобных преципитатах, образовавшихся в ходе роста [97].

Методами РСГУ и адмиттанс-спектроскопии была исследована структура электрически активных центров в светоизлучающих слоях Si:Er [A1]. Независимо от условий роста все слои были *n*-типа. Концентрация носителей при $T=300\text{ К}$ была $10^{16}\text{-}10^{18}\text{ см}^{-3}$ и определялась мелкими донорами с энергией 16-45 мэВ. В исследованных СМЛЭ структурах был обнаружен ряд глубоких центров с энергией ионизации 0.15-0.45 эВ. Концентрация этих центров была не велика (менее 10% общей концентрации электрически активных примесей) и сильно зависела от условий роста и последующего отжига. Наибольшее количество глубоких центров было обнаружено в структурах выращенных при малой температуре ($T < 500\text{ °C}$) и уменьшается с увеличением температуры роста. Глубокие центры полностью пропадали после 30 мин. отжига при температуре 900 °C. В то же время сигнал ФЛ в зависимости от температуры отжига проходит через минимум при 750 °C и растёт вплоть до 900 °C. Таким образом, сигнал ФЛ существует в отсутствие глубоких центров (в том числе уровня с энергией $E=0.15\text{ эВ}$, обычно связываемого с Er).

3.3. Исследование ЭЛ диодных структур Si:Er/Si.

Методом СМЛЭ был выращен и исследован ряд диодных структур Si:Er/Si. Все исследовавшиеся в работе структуры были изготовлены в НИФТИ ННГУ В.П. Кузнецовым. На рис.33 представлены спектры фото- и электролюминесценции диодной $n^+ \text{-Si}/n\text{-Si:Er}/n\text{-Si}/p^+ \text{-Si}$ структуры, измеренные при 77 и 300 К. Структура была выращена на p-Si с ориентацией подложки (100) при $T=580$ °С. Концентрация ионов Er в активном слое составляла около 10^{18} см^{-3} . Активный слой, легированный Er толщиной 70 нм, располагался в области пространственного заряда p - n -перехода между слоями с малой степенью легирования (с концентрацией примесей около $n \approx 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$).

Данная структура демонстрирует интенсивную фото- и электролюминесценцию в прямом смещении при низких температурах (рис.33(а)) и интенсивную электролюминесценцию в обратном смещении вплоть до комнатной температуры (рис.33(б)). Интенсивность электролюминесценции образца сравнима с лучшими образцами других исследовательских групп. Интенсивная ФЛ и ЭЛ в прямом смещении структуры с таким тонким активным слоем может быть связана с использованием в качестве прослоек, окружающих активный слой, чистого кремния, что позволило уменьшить долю экситонов рекомбинирующих на примесях, и, таким образом, повысить эффективность люминесценции. Спектры фотолюминесценции и электролюминесценции в прямом смещении полностью совпадают и определяются ионами Er^{3+} в SiO_2 -подобных преципитатах [97], в то время как ЭЛ в обратном смещении демонстрирует большой относительный вклад в сигнал узких линий отвечающих центру Er-O1 [80]. При низких температурах эффективность возбуждения иона Er при прямом смещении p - n -перехода была равна и даже слегка превышала эффективность возбуждения при обратном смещении p - n -перехода. Однако при

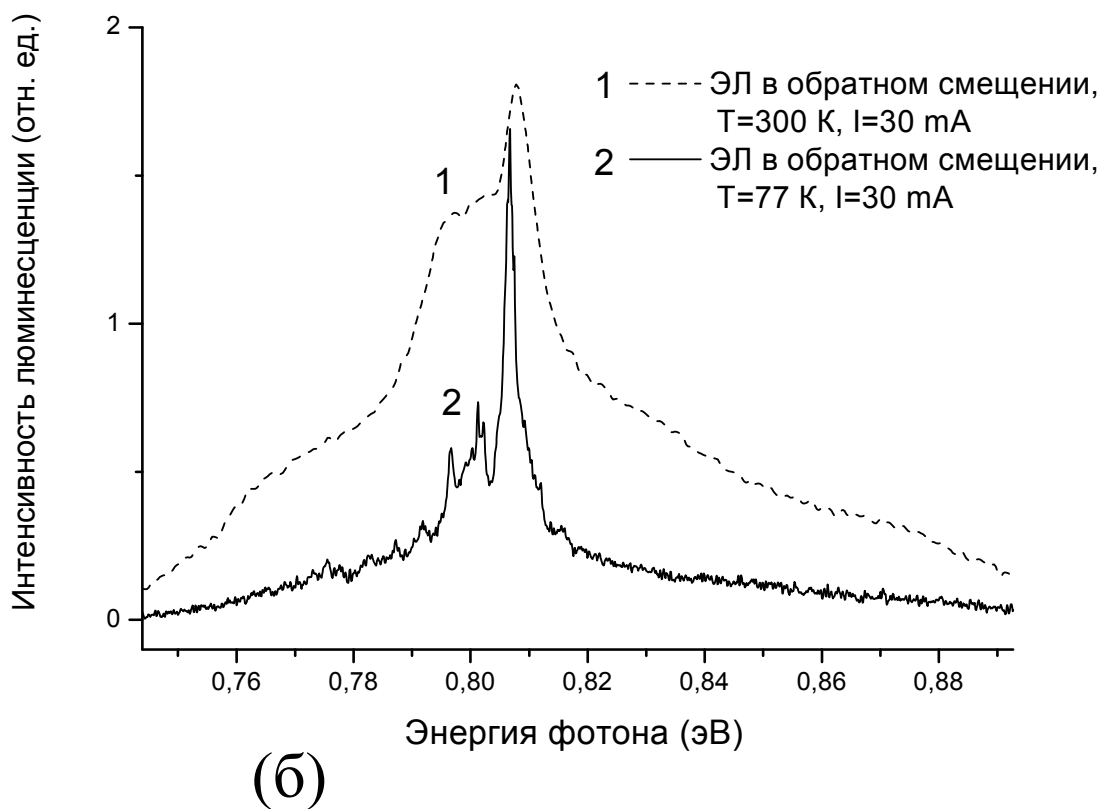
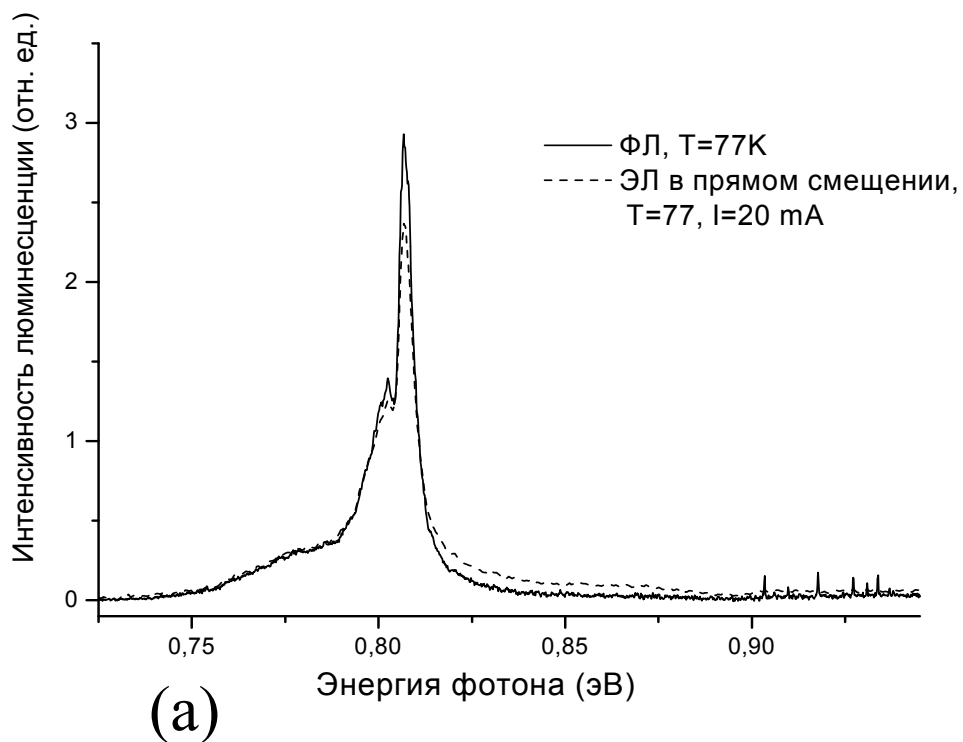


Рис.33 Спектры ФЛ и ЭЛ Si:Er/Si структуры с тонким активным слоем (70 нм) выращенных методом СМЛЭ. (а) ФЛ и ЭЛ в прямом смещении при 77 К. (б) ЭЛ в обратном смещении при 77 и 300 К.

повышении температуры интенсивность ЭЛ в прямом смещении уменьшалась, и при $T > 120$ К резко гасла. ЭЛ в обратном смещении оставалась примерно постоянной в исследуемом диапазоне температур (77-300 К). На спектре, измеренном при комнатной температуре, заметно значительное уширение линии Er (примерно в два раза), а так же сильное увеличение «подставки» под Er линией. Любопытно отметить, что при $T = 300$ К пропадают узкие линии, присутствовавшие при 77 К. Это объясняется следующим образом. При комнатной температуре наблюдается сигнал только от оптически активных центров не подверженных температурному гашению. Изолированные центры, отвечающие узким линиям, судя по всему, подвержены сильному девозбуждению при высоких температурах, и хотя возбуждение их происходит и при $T = 300$ К ударным способом так же, как и при 77 К, но сигнал ЭЛ исчезает вследствие девозбуждения.

Интересным представляется вопрос о влиянии механизма пробоя *p-n*-перехода на характер и эффективность возбуждения ЭЛ в диодных структурах на основе Si:Er. В частности, для дальнейшего увеличения интенсивности ЭЛ диодных Si:Er/Si структур необходимо определить области преимуществ туннельного, лавинного и смешанного режимов пробоя *p-n*-перехода. Для ответа на этот вопрос была изготовлена и исследована серия светоизлучающих диодных структур Si:Er/Si с плавным изменением характера пробоя. Тип пробоя определялся из сравнения величин U_{break} (напряжений пробоя), измеренных при $T = 300$ К и $T = 77$ К [A7]. Отметим, что все диоды получены в одном ростовом опыте. Методика выращивания эпитаксиальных структур, в том числе светоизлучающих структур Si:Er/Si, с плавным изменением по длине структуры толщин эпитаксиальных слоев и концентрации носителей заряда в них изложена в работе [98].

Исследовавшиеся диодные Si:Er/Si структуры были выращены методом СМЛЭ на подложках p-Si:B с ориентацией (100) и удельным сопротивлением

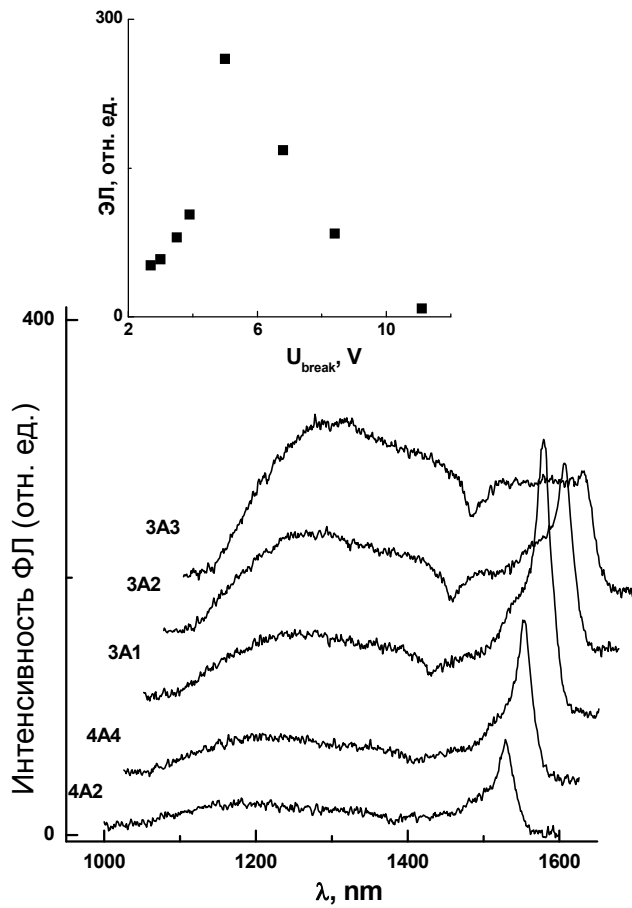


Рис.34 Спектры ЭЛ диодных структур Si:Er/Si при $T = 300$ К и плотности тока накачки 8 A/cm^2 . Для удобства восприятия спектры разнесены по осям абсцисс и ординат. На вставке приведена зависимость интенсивности ЭЛ ионов Er^{3+} от напряжения пробоя диодной структуры при постоянной плотности тока накачки (из работы [A7]).

15 Ом·см. Толщина слоя n -Si:Er составляла ~ 1 мкм, концентрация носителей менялась от 3×10^{16} до $1 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$, температура роста $\sim 520^\circ\text{C}$, концентрация $Er \sim 1 \times 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Светодиоды изготавливались по стандартной меза-технологии.

Спектры ЭЛ регистрировались с использованием дифракционного монохроматора МДР-23 и инфракрасного фотоприемника InGaAs, охлаждаемого до температуры жидкого азота, в диапазоне длин волн 1.0–1.6 мкм с разрешением 6 нм. Для возбуждения и регистрации спектров ЭЛ использовалась импульсная модуляция тока накачки и методика синхронного накопления сигнала.

На рис. 34 показано, как меняется характер спектра ЭЛ при переходе от туннельного к

лавинному механизму пробоя. В серии диодов с преобладанием туннельного механизма пробоя (#4A1–4A4) с увеличением U_{break} . (напряжения пробоя структуры при комнатной температуре) мы наблюдаем увеличение интенсивности спектра в целом при постоянном отношении интенсивности эрбиевой ЭЛ (пик на длине волны 1.54 мкм) к интенсивности горячей ЭЛ

(широкая полоса с видимым максимумом на длине волны 1.2 мкм). При дальнейшем увеличении U_{break} . (диоды #3A1–3A3 с преобладанием лавинного механизма пробоя) интенсивность эрбиевой ЭЛ уменьшается при одновременном увеличении интенсивности горячей ЭЛ. Зависимость интенсивности эрбиевой ЭЛ от напряжения пробоя диодной структуры (см. вставку к рис. 34) имеет вид колоколообразной кривой с максимумом интенсивности ЭЛ, достигаемым в структурах с напряжением пробоя ~ 5 В, что соответствует режиму смешанного пробоя $p-n$ -перехода [99]. Какие причины определяют такое поведение интенсивности ЭЛ E_g в зависимости от типа пробоя?

Проведённые оценки эффективности возбуждения E_g [A7] показали, что она растёт по мере перехода от туннельного к лавинному механизму пробоя с ростом U_{break} . Росту эффективности возбуждения соответствует рост интенсивности ЭЛ в области туннельного пробоя (соответствующий напряжениям пробоя до 5 В на вставке к рис. 34). При переходе к лавинному пробоя интенсивность ЭЛ начинает падать, что, по-видимому, связано с

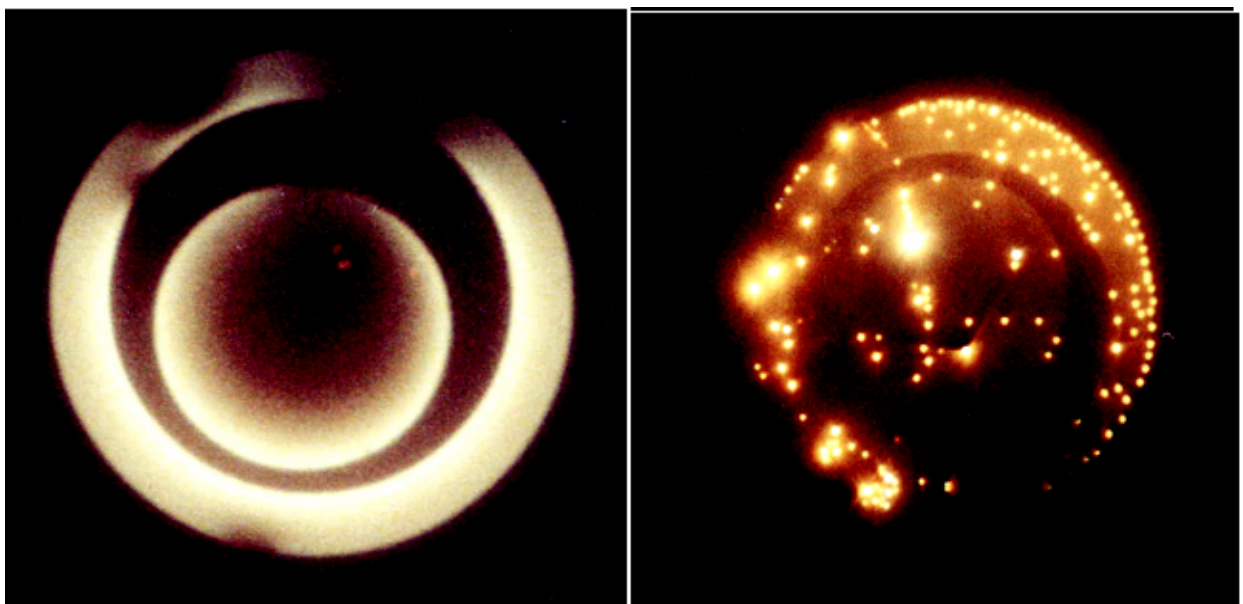


Рис.35 Фотографии излучения диодных структур Si:Er/Si в видимом диапазоне в режиме пробоя $p-n$ перехода. Номера структур слева направо: 4A4, 3A3.

нарушением однородности протекания тока в структуре. На рис. 35 представлены фотографии наблюдаемого в поле зрения микроскопа излучения диодов в видимом диапазоне длин волн. В серии диодов с туннельным характером пробоя ($U_{break.} \leq 5\text{В}$) наблюдается однородное свечение не закрытой металлом площади p - n -перехода (левый снимок), усиливающееся с увеличением напряжения пробоя. В диодах с преобладанием лавинного характера пробоя ($U_{break.} \geq 8.4\text{В}$) пробой p - n -перехода носит ярко выраженный неоднородный характер. На излучающей поверхности p - n -перехода в режиме пробоя наблюдается около сотни микроплазм (правый снимок). В режиме микроплазменного пробоя p - n -перехода ток накачки течет, в основном, по микроплазменным шнурам, и, следовательно, эффективность возбуждения ионов Er^{3+} свободной от микроплазм, падает, что ведет к уменьшению интенсивности эрбиевой ЭЛ в целом. Отметим, что возникновение микроплазм характерно для лавинного пробоя p - n -переходов в кремнии [100].

Таким образом показано, что более предпочтительными являются ЭЛ диоды, работающие в режиме смешанного пробоя, в которых высокие интенсивность и эффективность возбуждения ЭЛ ионов Er^{3+} оптимально сочетаются с однородным характером пробоя p - n -перехода.

4.4. Температурное гашение люминесценции иона Er^{3+} . Процессы оже-девозбуждения Er люминесценции.

Основным препятствием на пути создания эффективно излучающего Si:Er/Si светодиода, работающего в режиме прямого смещения, является сильное температурное гашение люминесценции иона Er^{3+} . При гелиевых температурах в условиях оптического возбуждения, была достигнута внутренняя квантовая эффективность 10% [84] и даже превышающая эту величину [83]. Однако, при увеличении температуры от 4 до 300 К интенсивность люминесценции падает на порядки. Причём для структур демонстрировавших наиболее яркую люминесценцию при 4.2 К, температурное гашение проявляется наиболее сильно. Так, для структур, на которых наблюдалась рекордная внутренняя квантовая эффективность при температуре жидкого гелия, люминесценция при комнатной температуре падает более чем на три порядка и практически гаснет.

На рис. 36 приведена типичная температурная зависимость фотолюминесценции (электролюминесценция в прямом смещении ведёт себя подобным же образом) иона Er^{3+} в кремниевой матрице. Кривую температурного гашения можно разделить на два участка с различными энергиями активации. Низкотемпературный участок, от 4

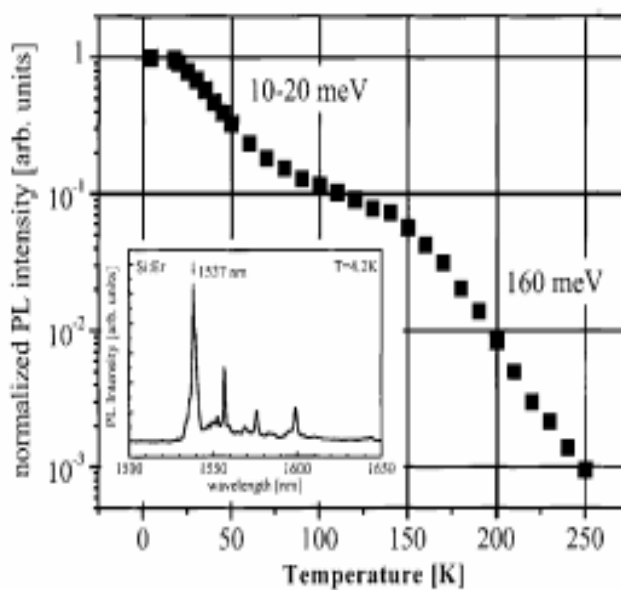


Рис.36 Типичная температурная зависимость интенсивности ФЛ Si:Er/Si структур [101]. При изменении температура от 4,2 до 250 интенсивность падает на три порядка.

до примерно 120 К, определяется процессом с энергией активации 4-20 мэВ [75,80,83,84,97,102]. Высокотемпературный участок, в интервале температур от 120 до 300 К, определяется процессом с энергией активации 75-200 мэВ [75,80,84,97,102]. Какие механизмы ответственны за гашение люминесценции иона Er на каждом из участков? Можно предположить два возможных случая.

- 1) Эффективность возбуждения иона Er^{3+} резко падает с ростом температуры. Это может быть связано с уменьшением времени жизни экситона, термически активированным отрывом экситона от связанного с ионом Er^{3+} донорного центра, ионизацией донорного центра, связанного с ионом Er и другими процессами
- 2) Эффективность излучения падает вследствие безызлучательной релаксации возбуждённого иона Er^{3+} , при которой энергия передаётся обратно в электронную подсистему кремния. Механизмы обратной передачи энергии могут быть различны: передача энергии кремниевой матрице в многофононном процессе, или оже-процессы девозбуждения, включающие передачу энергии в ходе дипольного или обменного взаимодействия между электронами 4f оболочки иона Er^{3+} и свободными или связанными носителями.

В действительности оба этих варианта реализуются одновременно. Так в работе [83], где в интервале температур 4-120 К наблюдалось гашение люминесценции с активационной энергией 4 мэВ, падение интенсивности фотолюминесценции объясняется термически активированным отрывом экситонов связанных на донором центре с энергией ионизации 40 мэВ. Предполагается, что экситон связанный на этом центре участвует в процессе возбуждения иона Er^{3+} - таким образом гашение люминесценции определяется уменьшением эффективности возбуждения иона Er^{3+} . В то же время в работах [75,84], где в том же диапазоне температур наблюдается гашение люминесценции с активационной энергией 15-20 мэВ, эффект объясняется оже-

девозбуждением иона Er^{3+} свободными носителями – здесь мы имеем безызлучательную релаксацию возбуждённого иона Er^{3+} .

Важную информацию даёт сравнение температурной зависимости интенсивности люминесценции и зависимости от температуры времени жизни иона Er^{3+} в возбуждённом состоянии. Во многих работах [75,104] наблюдалась чёткая корреляция между интенсивностью люминесценции иона Er и временем жизни иона Er в возбуждённом состоянии (в качестве примера приведём

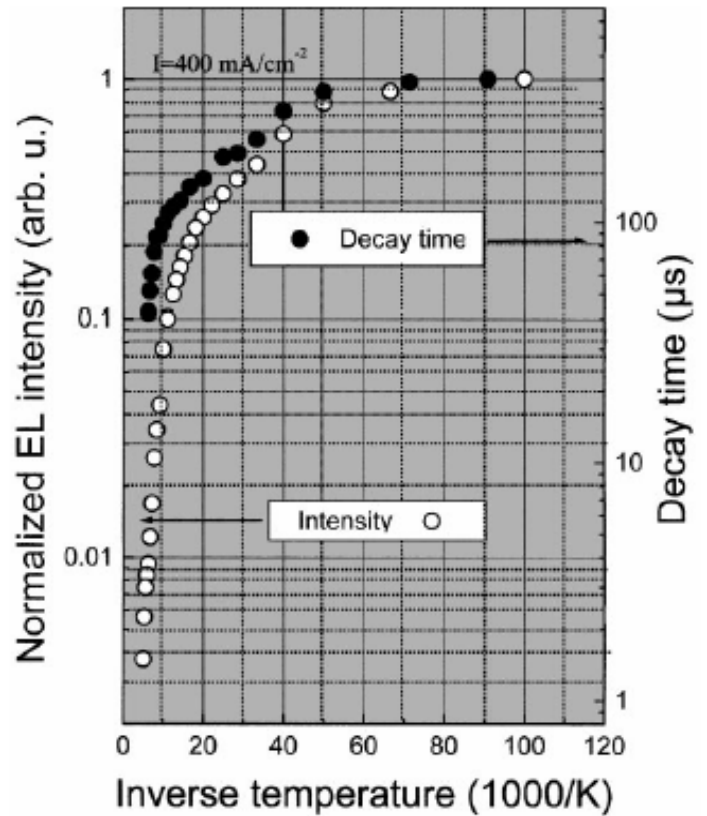


Рис.37 Интенсивность ЭЛ в прямом смещении (белые кружки) и время спада ЭЛ в прямом смещении (чёрные кружки) в зависимости от температуры (из работы [97]).

рис. 37, взятый из работы [97]). На этом основании делается вывод о том, что гашение люминесценции определяется процессами девозбуждения иона Er^{3+} . Некоторые различия в поведении интенсивности и времени жизни, которые встречаются в некоторых работах, возможно, связаны с неодинаковыми условиями, в которых проводился эксперимент. В зависимости от мощности возбуждения, можно оказаться в линейной области, в области насыщения люминесценции иона Er^{3+} , либо в промежуточной. В зависимости от того, в какой области мы находимся, интенсивность по-разному зависит от времени жизни. Из анализа уравнений баланса видно [84], что в области линейной зависимости интенсивности люминесценции от мощности накачки,

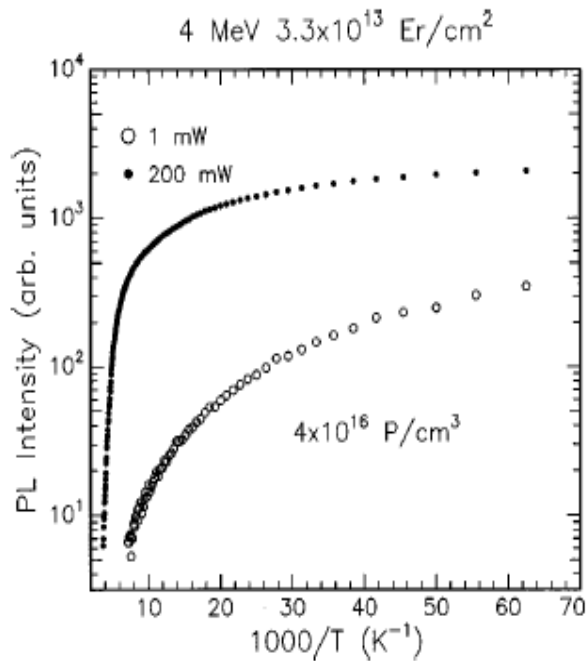


Рис.38 Температурная зависимость интенсивности ФЛ на длине волны 1,54 мкм для двух мощностей возбуждения ФЛ: 1 мВт (открытые кружки) и 200 мВт (заштрихованные кружки)[84].

зависимости от мощности возбуждения люминесценции) участок, то есть, начиная с некоторой температуры люминесценция будет пропорциональна времени жизни иона Er^{3+} в возбуждённом состоянии.

Как показали многочисленные исследования [75,103], среди различных процессов девозбуждения иона Er^{3+} основными являются оже-девозбуждение свободными носителями и обратная передача энергии (в англоязычной литературе закрепился термин «back transfer», который будет использоваться в дальнейшем). Схематичные изображения обоих механизмов представлены на рис. 39 взятому из работы [84]. В случае девозбуждения свободными носителями, электрон 4f оболочки находящийся в возбуждённом состоянии безызлучательно релаксирует, передавая энергию электрону в зоне проводимости, или дырке в валентной зоне. Видно, что данный механизм девозбуждения является обратным к ударному механизму возбуждения иона

люминесценция пропорциональна времени жизни, в то время как в области насыщения она постоянна. На рис. 38, взятом из работы [84], представлена температурная зависимость ФЛ при большой (люминесценция иона Er^{3+} насыщена при низкой температуре) и малой (люминесценция линейна во всём интервале температур) мощности возбуждающего излучения. Однако, даже если измерения проводились при насыщенной люминесценции иона Er^{3+} , при повышении температуры рано или поздно мы вернёмся на линейный (в

Er^{3+} в кремнии. При таком механизме а Er^3 в возбуждённом состоянии зависит от температуры только через концентрацию свободных носителей. Оже-девозбуждение свободными носителями, ионизованными с мелких доноров, хорошо описывает эволюцию времени жизни иона Er^{3+} в возбуждённом состоянии при низких температурах ($T < 120$ К). При более высоких температурах почти все мелкие доноры (или акцепторы с энергией 20-40 мэВ и концентрацией 10^{16} - 10^{17} см^{-3}) ионизованы и концентрация свободных носителей практически постоянна. Таким образом, даже из этих соображений данный механизм не может быть ответственен за дальнейшее уменьшение времени жизни и температурное гашение при повышении температуры от 120 до 300 К.

По общепринятым представлениям [75,84], температурное гашение люминесценции иона Er^{3+} в интервале температур от 120 до 300 К определяется девозбуждением иона Er^{3+} вследствие так называемого «back transfer» - процесса полностью обратного рекомбинационному механизму возбуждения. Энергия возбуждённого состояния 4f оболочки иона Er^{3+} передаётся электрону валентной зоны, который забрасывается на донорный уровень, связанный с ионом Er^{3+} . Ширина запрещенной зоны кремния $E_g \approx 1.1$ эВ, энергия ионизации донорного уровня, связанного с Er, $E_d \approx 0.15$ эВ, энергия возбужденного состояния иона Er^{3+} $E_{\text{Er}} = 0.8$ эВ. Таким образом, существует дефицит энергии, $\Delta E = (E_g - E_d) - E_{\text{Er}} \approx 0.15$ эВ, восполняемый за счёт поглощения фононов решетки кремния. Эта и есть активационная энергия процесса, наблюдаемая в эксперименте. Однако «back transfer» зависит от температуры не только вследствие этого. Для девозбуждения иона Er^{3+} донорный уровень, связанный с Er, должен быть не занятым. Кроме того, даже если девозбуждение произошло, электрон, заброшенный на донорный уровень, должен перейти в зону проводимости за время меньше или порядка времени жизни промежуточного состояния. Иначе снова произойдёт акт возбуждения, и энергия вернётся в 4f

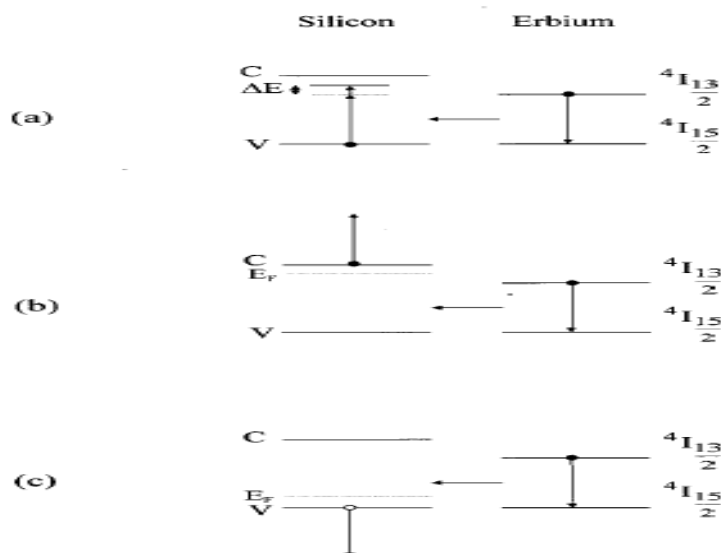


Рис.39 Схематичные изображения основных процессов девозбуждения иона Er в кремнии. (a) Обратная передача энергии (back transfer). (b) Оже-девозбуждение свободными электронами. (c) Оже-девозбуждение свободными дырками (из работы [84]).

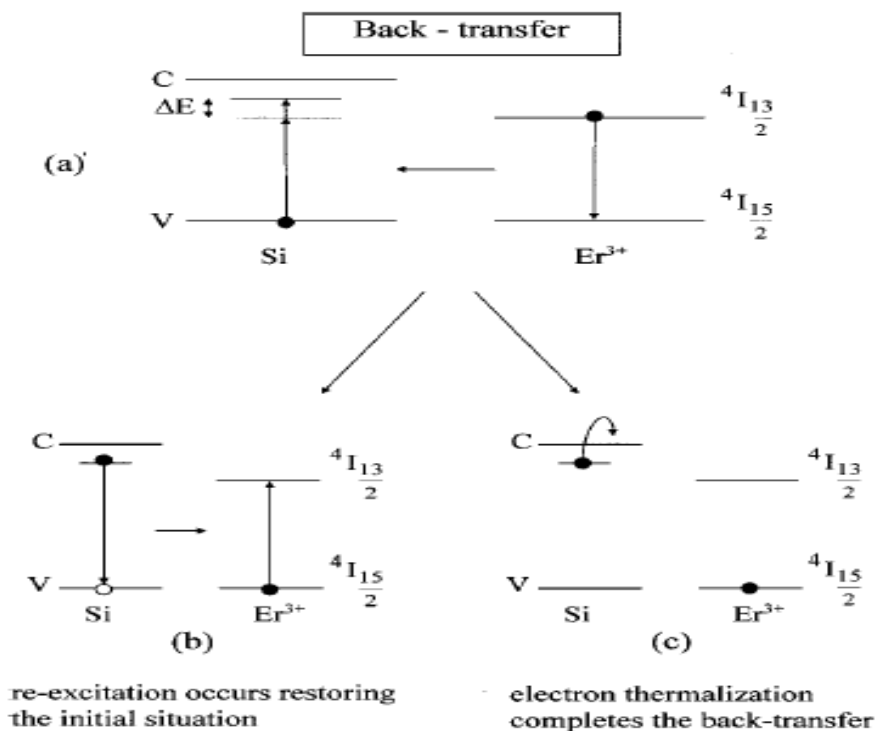


Рис.40 Схематичное изображение обратной передачи энергии (back transfer) (a) и двух возможных процессов последующей передачи энергии: (b) электрон с донорного уровня связанного с Er рекомбинирует с дыркой из валентной зоны и снова возбуждает ион Er; (c) электрон с уровня связанного с Er ионизируется в зону проводимости (перевозбуждение Er не происходит) [84].

оболочку (рис. 40). Следовательно, термическая ионизация уровня необходима для этого процесса, что подтверждается экспериментальными данными.

Вышеописанная модель «back transfer» является наиболее распространённой, но существуют некоторые соображения, которые мешают безоговорочно принять её в таком виде. Оценки энергии активации процесса очень хорошо согласуются с экспериментальными значениями, однако эти оценки, как и вся модель, базируются на предположении о существовании донорного уровня с энергией ионизации $E_d \approx 0.15$ эВ, через который идет возбуждение (девозбуждение) иона Er^{3+} . Для структур полученных методом ионной имплантации такой уровень действительно всегда присутствует. Для структур выращенных методом СМЛЭ этот уровень наблюдается при определённых параметрах роста и, по-видимому, не связан с ионом Er^{3+} . Для многих структур, демонстрировавших интенсивную фотолюминесценцию, С-V измерения констатировали отсутствие (или, по крайней мере, настолько малую концентрацию, что она не могла определять процессы передачи энергии между электронной подсистемой кремния и ионом Er^{3+}) глубокого уровня. Для таких структур вышеописанная модель неприменима. В то же время, температурное гашение люминесценции при высоких температурах ($T > 120$ К), так же как и для имплантационных, структур определялось некоторым процессом с энергией активации 100-200 мэВ. Хотелось бы отметить ещё один момент. Представленный процесс «back transfer» является обратным рекомбинационному механизму, когда возбуждение передаётся иону Er^{3+} при рекомбинации электрона на донорном уровне и дырки валентной зоны (или через экситон связанный на ионизованном центре). В этом случае девозбуждение зависит от состояния донорного уровня, но непосредственно не зависит от концентрации свободных носителей. Но если рассмотреть экситонный механизм возбуждения, при котором экситон связан на нейтральном центре, и обратный к нему процесс девозбуждения иона Er^{3+}

картина будет иной. В этом случае энергия активации девозбуждения так же будет определяться величиной дефицита энергии $\Delta E = (E_g - E_d) - E_{Er} \approx 0.15$ эВ и кривая температурного гашения не изменится, но теперь девозбуждение будет зависеть от концентрации свободных носителей.

Таким образом, суммируя вышесказанное - бесспорно, что при $T > 120$ температурное гашение люминесценции иона Er^{3+} определяется некоторым особым процессом, отличным оже-девозбуждения свободными носителями. Однако детальное понимание механизма это процесса пока не достигнуто, и требует дальнейшего изучения.

3.5. Экспериментальное исследование оже-девозбуждения на структуре с позиционированным активным слоем.

Специально, для исследования процессов оже-девозбуждения иона Er^{3+} свободными носителями, было предложено использовать диодную структуру с позиционированным активным слоем. В такой структуре активный слой, легированный ионами Er^{3+} , расположен на определённом расстоянии от p - n -перехода: внутри, на границе или вне области пространственного заряда. Так же важным параметром является толщина активного слоя, - он должен быть достаточно тонким, чтобы весь слой находился в одинаковых условиях. Особенно интересным является случай, когда легированный слой расположен на границе, или на небольшом расстоянии вне ОПЗ. Подавая на структуру слабое отрицательное смещение (меньшее напряжения пробоя) мы можем менять ширину области пространственного заряда и, если слой расположен достаточно близко от границы ОПЗ, вводить легированный слой в ОПЗ, и менять концентрацию носителей в области легированной ионами Er .

Структура, с активным слоем, позиционированным относительно p - n -перехода, была изготовлена и исследована. Следует отметить, что в предшествующих работах [74,75,103] измерения времени спада люминесценции проводились при постоянном смещении на p - n -переходе (положительном, отрицательном или нулевом). В наших экспериментах импульс с заданной длительности и напряжения мог подаваться в любой момент после возбуждающего импульса, что позволяло изучить влияние приложенного смещения для разных этапов кинетической кривой и, следовательно, получить более полную информацию об исследуемом процессе. В частности, это позволило нам разделить процессы оже-девозбуждения иона Er^{3+} , связанные с равновесными и неравновесными свободными носителями.

Структура с позиционированным легированным слоем была выращена методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии (СЛМЭ). Подробное описание метода приведено в работе [105]. На подложке p -типа с концентрацией носителей $p \approx 10^{17} \text{ см}^{-3}$ была выращена структура (рис. 41) с одним слоем, селективно легированным ионами Er^{3+} . Сначала на подложке выращивался слой чистого кремния n -типа толщиной до 1 мкм, с концентрацией $n \approx 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, затем тонкий (около 70 нм) слой, легированный ионами Er^{3+} , над которым выращивался ещё один слой чистого кремния толщиной до 10 мкм и n^+ -слой с концентрацией $n \approx 6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Толщина эпитаксиальных слоёв изменялась вдоль подложки так, что при удалении от центра структуры к её краю, толщины слоёв чистого кремния уменьшалось более чем на порядок. Толщина легированного слоя не изменялась, и концентрация ионов Er^{3+} в слое была равна $\sim 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$. Параметры структуры были подобраны таким образом, чтобы на одной структуре реализовались все случаи: от активного слоя лежащего вне области пространственного заряда (центральная часть структуры), до активного слоя лежащего в глубине ОПЗ (край структуры).

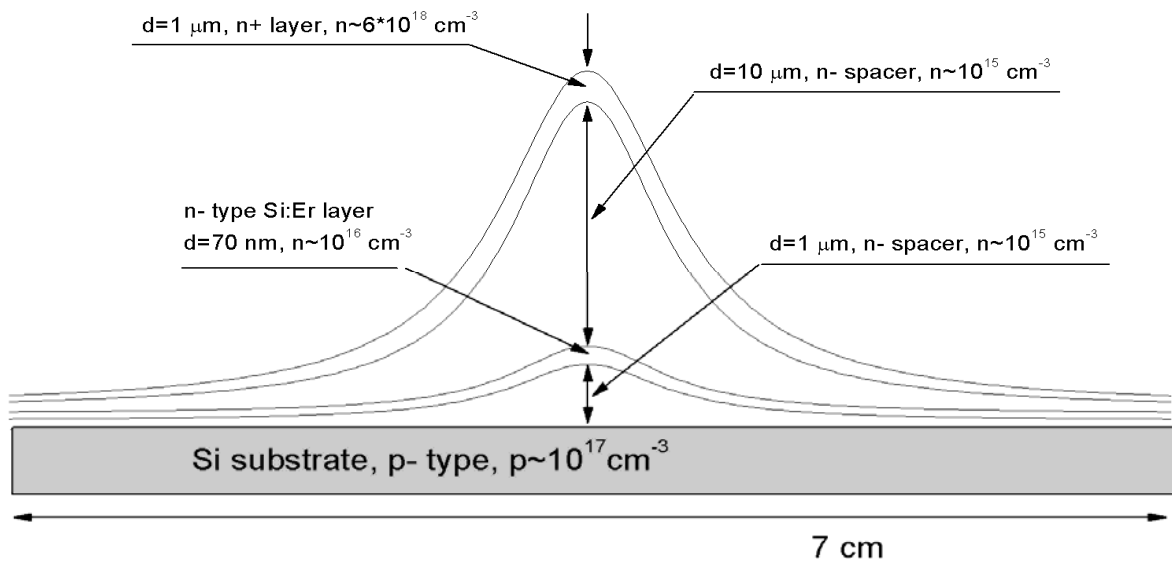


Рис.41 Схематичное изображение структуры с позиционированным относительно p - n -перехода активным слоем, легированным ионами Er .

Измерения фото- и электролюминесценции проводились на фурье-спектрометре ВОМЕМ с разрешением до 1 см^{-1} . Для измерения временной зависимости сигнала люминесценции использовался решёточный спектрометр SPEX. Сигнал люминесценции регистрировался Ge детектором, охлаждаемым жидким азотом, с постоянной времени $\sim 0,1 \text{ мс}$.

Данная структура демонстрировала интенсивную фото- и электролюминесценцию в прямом смещении при низких температурах и интенсивную электролюминесценцию в обратном смещении вплоть до комнатной температуры, что позволило провести измерения кинетики электролюминесценции в прямом смещении в широком диапазоне температур (4.2-160 K).

Исследование кинетики электролюминесценции было выполнено для случая, когда весь активный слой находился в области пространственного заряда. На рис. 42(a) представлена типичная кинетическая кривая. Анализ результатов показывает, что существуют два времени спада люминесценции: быстрое - $\tau_1 \approx 0,1-0,2 \text{ мс}$ и медленное τ_2 , равное от 0,8 – до 1,5 мс, которое соответствует времени гашения люминесценции ионов эрбия в исследуемом диапазоне температур. Следует отметить, что даже для низких температур (около 10 K), основным процессом, определяющим спад люминесценции (примерно в 3 раза), является именно "быстрый" процесс. Было высказано и экспериментально проверено предположение о том, что "быстрое" гашение люминесценции - это процесс оже-девозбуждения ионов Er^{3+} неравновесными свободными носителями, инжектируемыми в легированную область при включении прямого смещения. Были проведены эксперименты, в которых сразу после окончания возбуждающего импульса на образец подавался кратковременный импульс обратного смещения, который быстро удалял свободные носители из активной области, легированной эрбием. После удаления неравновесных свободных носителей, «быстрая» часть кривой спада

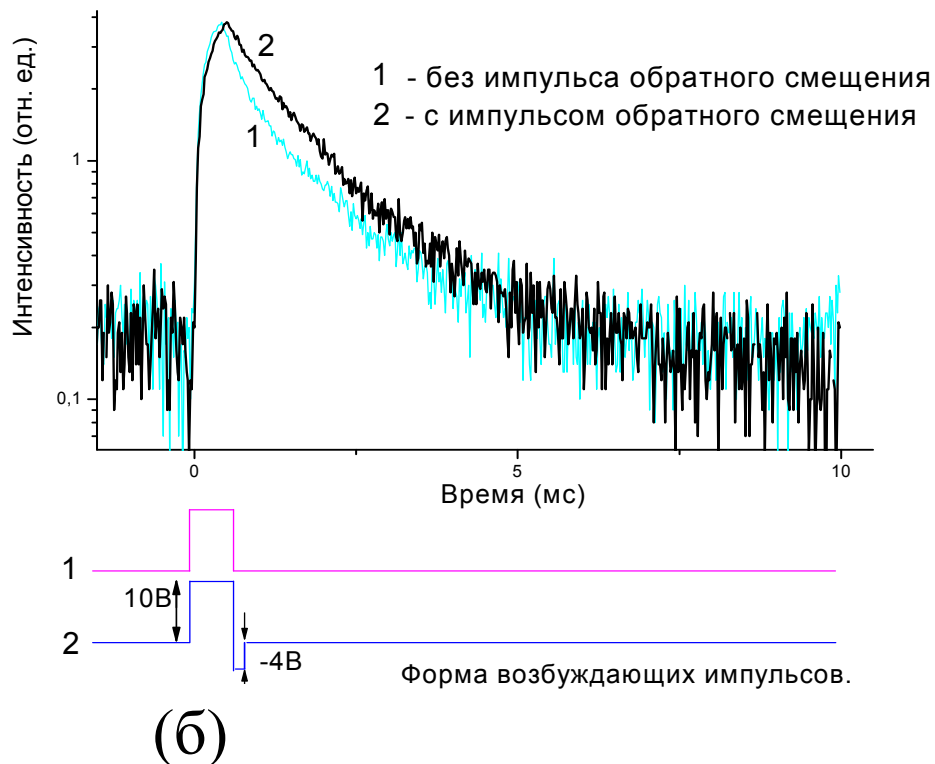
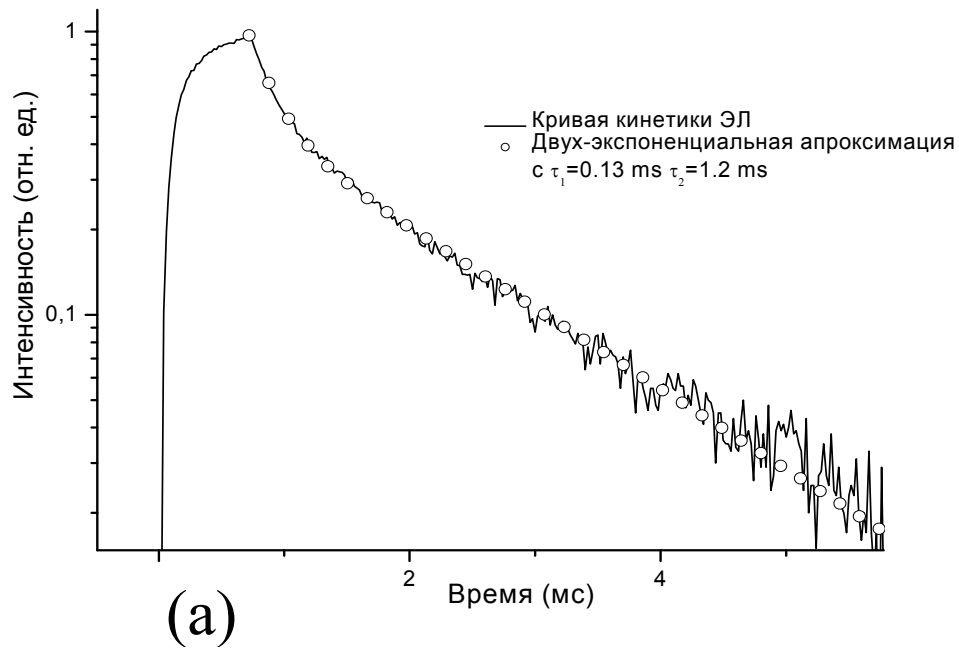
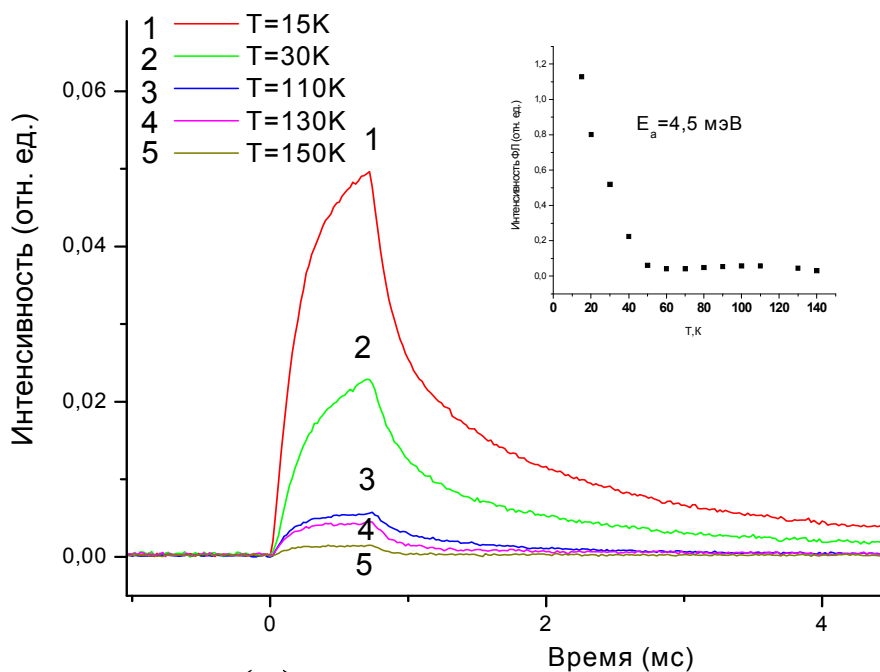


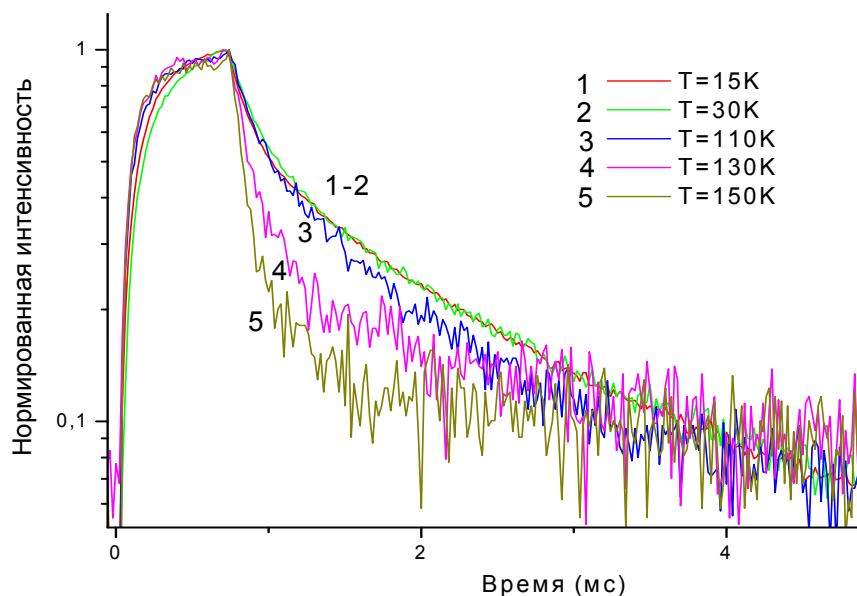
Рис.42 Кинетические кривые ЭЛ в прямом смещении при $T=50$ К. (а) Типичная кинетическая кривая. Спад люминесценции описывается кривой с двумя временами (быстрым - $\tau_1 \approx 0,13$ мс и медленным $\tau_2 \approx 1,2$ мс). (б) Эксперимент в котором неравновесные носители удалялись из ОПЗ кратковременным импульсом обратного смещения. Процесс спада люминесценции в этом случае описывается одним временем - $\tau_2 \approx 1,08$ мс.

люминесценции заменялась на более медленную со временем около 1 мс (рис. 42(б)), причём уменьшение длительности импульса обратного смещения вплоть до минимальных использованных значений (~10 мкс) не влияло на эффект. Если импульс обратного смещения (любой длительности) подавался через 200 мкс после возбуждающего импульса, то это никак не влияло на кривую спада люминесценции. Таким образом, наше предположение о том, что «быстрая» часть кривой спада люминесценции определяется ожедевозбуждением иона Er^{3+} неравновесными носителями, генерируемыми в ходе накачки структуры, представляется весьма обоснованным.

В исследовании был использован приёмник с постоянной времени $\sim 0,1$ мс. Это значит, что реальные времена «быстрых» процессов меньше измеренных значений. Если измеренное время процесса равно 0.15 мс, мы не можем утверждать, что это правильное значение, но если при изменении некоторых параметров (температуры, или тока) измеренное значение времени постоянно или уменьшается, можно утверждать, что реальное значение так же не постоянно или меняется в том же направлении. На рис. 43(а) приведены несколько кривых спада люминесценции в диапазоне температур от 15 до 150 К, а также температурная зависимость ЭЛ (на вставке). На рис. 43(б) представлены кривые спада люминесценции нормированные на максимум. При изменении температуры от 15 до 110 К интенсивность люминесценции падает на порядок, тогда как времена «быстрого» и «медленного» спада люминесценции остаются практически постоянными. Это является бесспорным доказательством того, что, по крайней мере в этом диапазоне температур, гашение люминесценции определяется не девозбуждением иона Er^{3+} , а уменьшением эффективности передачи энергии от электрон-дырочных пар во внутреннюю 4f оболочку иона Er^{3+} , из-за конкурирующих безызлучательных каналов передачи энергии. Оцененная энергия активации процесса температурного гашения в этом диапазоне температур $E_a \sim 4,5$ мэВ. Это



(а)



(б)

Рис.43 Кинетические кривые ЭЛ в прямом смещении при различных температурах. (а) Ненормированные кривые (представлены в линейном масштабе). На вставке представлена температурная зависимость ЭЛ. Видно, что при повышении температуры от 15 до 110 К интенсивность люминесценции падает на порядок. Энергия активации температурного гашения $E_a \sim 4,5$ мэВ (б) Нормализованные кинетические кривые. Изменение кривых спада ЭЛ, а соответственно и процессов девозбуждения E_T , начинает происходить после 110 К.

значение можно связать с энергией отрыва экситона от центра с энергией ионизации около 45 мэВ (возможно Р). При температуре выше 110 К форма кинетических кривых меняется и время спада люминесценции резко падает ниже времени приёмника. Так же падает и интенсивность люминесценции, что позволяет сделать вывод, что при $T > 110$ К гашение определяется уже процессами девозбуждения. Как показано в предыдущем параграфе, в этом диапазоне температур девозбуждение осуществляется вследствие «back transfer». К сожалению, из-за ограниченного числа точек и слабости сигнала, нельзя дать ответ на чрезвычайно важный вопрос: откуда возникло короткое время спада люминесценции для кривых $T = 130-150$ К? Если это время возникло из резко уменьшившегося времени «медленного» процесса (которое, как было показано, соответствует релаксации возбуждённых ионов Er^{3+} в отсутствии неравновесных носителей), тогда это соответствует модели девозбуждения вследствие классического «back transfer» [84]. Если же это время возникло при уменьшении времени «быстрого» процесса (соответствующего девозбуждению неравновесными свободными носителями), тогда можно сделать вывод, что девозбуждение при высоких температурах происходит с участием в свободных носителей, в некотором процессе отличном от классического «back transfer». Ответ на этот вопрос, возможно, даст более полное понимание механизмов девозбуждения иона Er^{3+} и позволит разрешить проблему интенсивного температурного гашения люминесценции.

Интересно отметить, что из наших результатов следует, что даже при самых низких температурах, не более 20% возбужденных ионов Er^{3+} излучает, в то время как остальные, вследствие оже-девозбуждения неравновесными свободными носителями, возвращают энергию обратно, в электронную подсистему кремния. Таким образом, девозбуждение неравновесными носителями, генерируемыми в ходе возбуждения люминесценции, является важным механизмом, снижающим эффективность люминесценции. Это

принципиальная проблема, так как в условиях стандартного эксперимента, и при фотолюминесценции и при электролюминесценции в прямом смещении, активная область всегда расположена в области генерации электрон-дырочных пар. Возможным способом решения проблемы является пространственное разнесение легированной Er^{3+} области и области генерации электрон-дырочных пар. Идея состоит в том, что активный слой должен быть расположен в области пространственного заряда p - n -перехода, удалённого от области генерации электрон-дырочных пар (вследствие оптического возбуждения, или при прямом смещении другого p - n -перехода), причём ток через переход течь не должен. Энергия ионам Er в активном слое будет доставляться вследствие диффузии экситонов. В этом случае удастся избежать девозбуждения иона Er неравновесными носителями. Люминесценция такой структуры, возможно, будет меньше подвержена температурному гашению.

3.6. Эффект «задержанной» люминесценции в структуре с позиционированным активным слоем.

В ходе исследования кинетики электролюминесценции структуры с позиционированным слоем, при низких температурах ($T \sim 70\text{K}$) впервые наблюдалась «задержанная» ЭЛ ионов Er^{3+} при приложении к диодной структуре импульса обратного смещения p - n -перехода через длительное время после окончания возбуждающего импульса прямого смещения (рис. 44(а)). Спектр «задержанной» люминесценции был таким же, как спектр ЭЛ структуры в прямом смещении. Необходимо пояснить, что во всех экспериментах напряжение импульсов обратного смещения лежало в допробойной области и эффект нельзя объяснить сигналом ЭЛ в обратном смещении. Интенсивность «задержанной» люминесценции была порядка интенсивности ЭЛ в прямом смещении, а при некоторых условиях и превышала её. Была проведена серия опытов, которая показала, что интенсивность «задержанной» люминесценции не зависела от состояния оптически активных центров дающих сигнал при прямом смещении. Пример одного из таких опытов представлен на рис. 44(б) В этом эксперименте люминесценция в прямом смещении была насыщена (то есть все соответствующие оптически активные центры уже возбуждены), однако импульс обратного смещения p - n -перехода, последовавший сразу за окончанием импульса прямого смещения, вызывает резкое возрастание ЭЛ. Это позволило сделать вывод о том, что сигнал «задержанной» люминесценции дают оптически активные центры, отличные от тех, что излучают в режиме прямого смещения. Исследования зависимости «задержанной» ЭЛ от параметров импульса обратного смещения показали, что при уменьшении длительности импульса вплоть до минимальных использовавшихся значений (~ 10 мкс) интенсивность «задержанной» ЭЛ не менялась. «Задержанная» ЭЛ наблюдалась без изменения интенсивности при

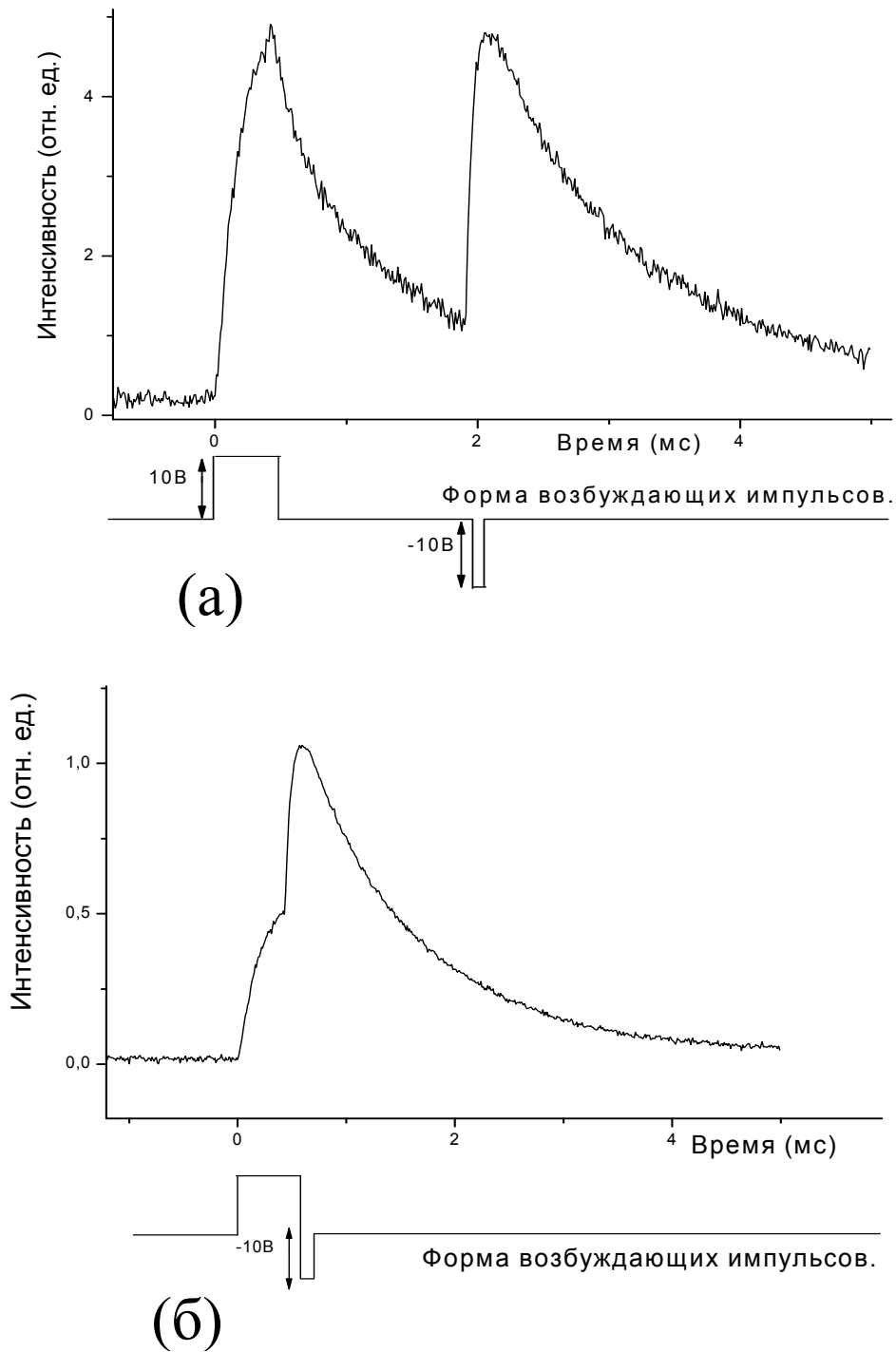


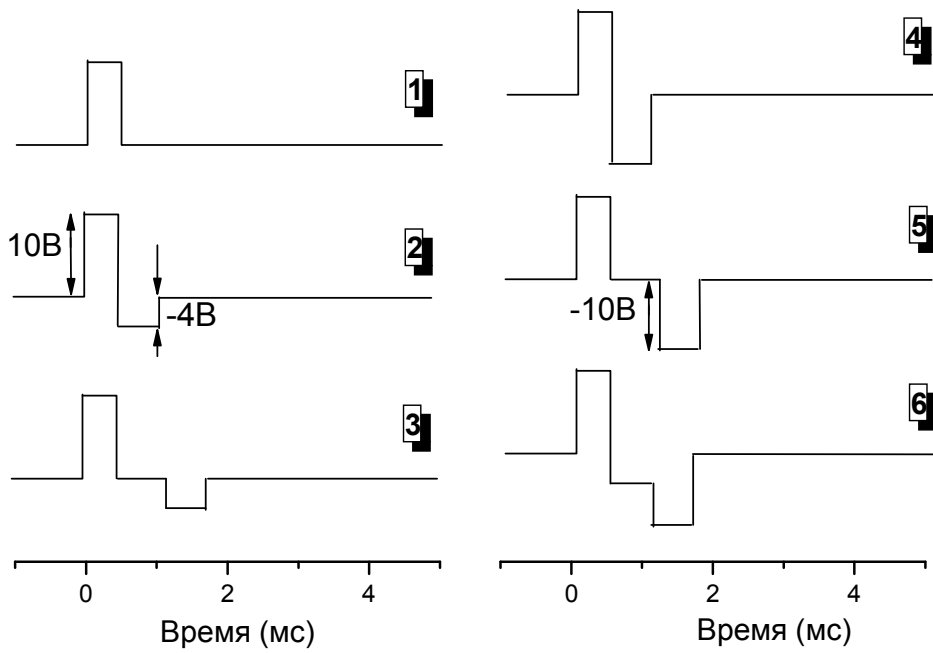
Рис.44 Кинетические кривые с «задержанной» ЭЛ и схемы возбуждающих импульсов. (а) Импульс обратного смещения подаётся через 1,5 мс после окончания возбуждающего импульса. (б) Импульс обратного смещения подаётся сразу после окончания возбуждающего импульса.

увеличении паузы между окончанием возбуждающего импульса и началом импульса обратного смещения вплоть до максимально использовавшихся значений 100 мс.

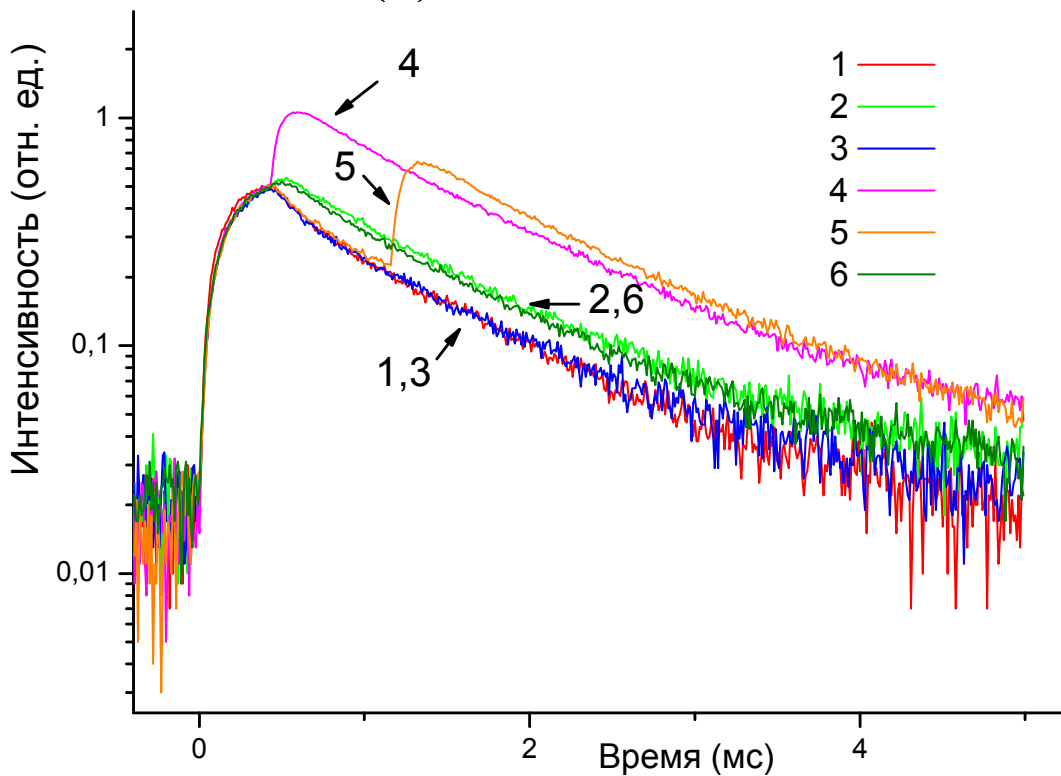
Отметим, что ЭЛ ионов Er^{3+} (в диапазоне температур 40-100 К) не наблюдалась, если импульсу обратного смещения не предшествовало положительное смещение *p-n*-перехода. Можно предположить, что эффект связан с наличием в структуре некоторых потенциальных ям для свободных носителей, которые заполняются в течение положительной части импульса (импульс возбуждения). При отрицательном смещении носители освобождаются из ямы и могут возбудить ионы эрбия ударным или иным способом, если внешнее поле достаточно велико. У нас нет данных, которые позволили бы чётко определить какой тип носителей участвует в этом процессе, но исходя из того, что ударное возбуждение иона Er^{3+} электроном более чем на три порядка более эффективно, чем дыркой [76], мы предполагаем, что это электроны.

Эксперимент показал, что существует некоторое пороговое значение напряжения обратного смещения *p-n*-перехода, ниже которого «задержанная» люминесценция не наблюдается. Результаты серии опытов представленные на рис. 45, в которых одновременно применялись отрицательные импульсы большого (-10V – выше порогового значения возникновения эффекта) и малого (-4V – ниже порогового значения) напряжения, показали, что приложение небольшого (-4V) напряжения не вызывает «задержанную» ЭЛ, но опустошает ловушку для электронов. Можно сделать вывод, что пороговое напряжение возникновения эффекта связано не с пороговым полем, которое вызывает опустошение некоторых ловушек для электронов, а с возможностью электрона возбудить ион Er^{3+} при том или ином напряжении. Это признак ударного механизма возбуждения. Для исследования процесса опустошения

Форма возбуждающих импульсов.



(а)



(б)

Рис.45 Серия экспериментов с импульсами «малого» (4 В) и «большого» (10 В) напряжения обратного смещения. (а) Формы возбуждающих импульсов. (б) Кинетические кривые соответствующие этим возбуждающим импульсам.

потенциальной ямы малым (допороговым) отрицательным напряжением была измерена зависимость интенсивности «задержанной» ЭЛ (которая служила индикатором заполнения ямы) от длительности импульса малого напряжения (рис. 46). Полученная экспоненциальная зависимость интенсивности ЭЛ от длительности импульса малого обратного смещения (смотри вставку на рис. 46) согласуется с представлением о туннелировании электронов из ловушки под действием приложенного поля.

В интервале, в котором проводились измерения (40-120 К), опустошение ловушек при повышении температуры не наблюдалось. Максимальные использовавшиеся времена были около 100 мс. Заполнение ловушки термоактивированными равновесными носителями удалось наблюдать при температуре 120 К. При данной температуре яма заполнялась за времена >50 мс.

Возможно ли отнести «задержанную» люминесценцию к каким-либо ранее наблюдавшимся эффектам? В работе [106] на диодной структуре наблюдался всплеск люминесценции нанокристаллов кремния после окончания возбуждающего импульса прямого смещения. Всплеск люминесценции возникал при размыкании цепи и сопровождался резким всплеском тока через структуру. Этот пик тока и возбуждал люминесценцию. В нашем случае при подаче короткого импульса обратного смещения так же наблюдался всплеск тока. Однако ток был малым и не мог вызвать такую интенсивную люминесценцию.

Эффект «задержанной» люминесценции внешне очень похож на эффект «послесвечения» («afterglow effect»), исследованный группой Т.Григорковича [107,108]. В этих экспериментах всплеск люминесценции иона Er^{3+} наблюдался через длительное после окончания возбуждения структуры (линией 512 нм, Nd:YAG) при облучении образца короткими импульсами определённой длины волны (для этого использовался лазер на свободных электронах - FEL).

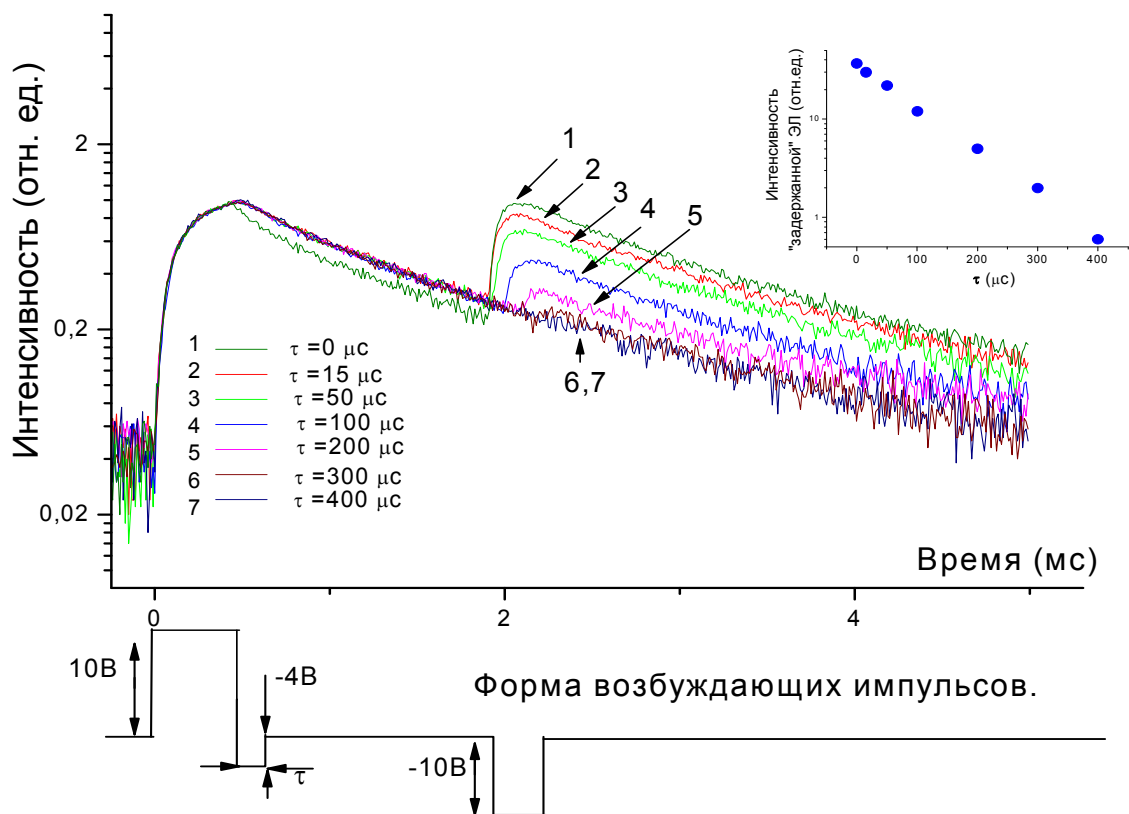


Рис.46 Результат опытов по опустошению ловушки для электронов импульсом «малого» (допорогового) обратного смещения. Интенсивность пика «задержанной» люминесценции (вызываемой подачей импульса обратного смещения напряжением 10 В) служила индикатором количества электронов на ловушках. На вставке представлена зависимость интенсивности «задержанной» люминесценции от длительности «малого» импульса обратного смещения.

Импульс FEL освобождал носители, захваченные на мелких ловушках во время накачки структуры Nd:YAG лазером, так что они снова могли принять участие в возбуждении иона Er^{3+} . Этим и объяснялся всплеск люминесценции. С учётом замены электрического возбуждения на оптическое это очень похоже на эффект «задержанной» люминесценции. Однако есть и различия. В эффекте «послесвечения» ион Er^{3+} возбуждается за счёт рекомбинации носителей, освобождённых с ловушек, то есть таким же образом, как и во время возбуждения Nd:YAG лазером. В нашем случае механизм возбуждения «задержанной» люминесценции носит, вероятно, ударный характер. К тому же

центры ответственные за эффект «послесвечения» мелкие, уже при повышении температуры до $T=50$ К центры ионизуются и эффект пропадает, в то время как термическое опустошение ловушек, работающих при «задержанной» люминесценции, так и не удалось наблюдать вплоть до 120 К. Таким образом, несмотря на большое внешнее сходство эффекта «послесвечения» и «задержанной» люминесценции, механизмы их вызывающие различны.

Своеобразный эффект «памяти» в диодных структурах с активной областью легированной ионами Er^{3+} впервые наблюдался в экспериментах группы Н.А.Соболева [109,110]. В структурах приготовленных методом ионной имплантации ими была обнаружена высокая концентрация ловушек для дырок, которые могут сильно влиять на физические свойства p - n -перехода и соответственно на интенсивность электролюминесценции в обратном смещении. С этой точки зрения было объяснено возгорание ЭЛ в обратном смещении с ростом температуры в интервале 100-200 К [109]. Позже было обнаружено, что в эффекте принимают участие ловушки для дырок, которые могут длительное время сохранять заряд после снятия напряжения с диода [110]. Именно эти ловушки и определяют эффект температурного возгорания интенсивности ЭЛ и эффект «памяти». На основании полученных результатов авторами было предложено альтернативное нашему объяснение эффекта «задержанной» люминесценции. Однако такое объяснение сразу наталкивается на несколько возражений. Во-первых, исследовавшиеся в работах [109,110] структуры получены методом ионной имплантации, в то время как наши структуры были выращены методом СЛМЭ. Структуры дефектных центров, получающихся при изготовлении диода тем или иным методом, сильно отличается. Без предварительного исследования нельзя утверждать, что в наших образцах есть необходимый акцепторный центр, тем более в таких концентрациях, чтобы при его перезарядке менялись свойства p - n -перехода. Во-вторых, даже если центр присутствует и благодаря этому происходит

аналогичное работе [109] изменение свойств пробоя *p-n*-перехода и эффективности возбуждения, надо принять во внимание следующий факт. При возгорании люминесценции, наблюдавшемся в работе [109] интенсивность (а соответственно и эффективность возбуждения) менялась всего в два раза. В то время, как в случае «задержанной» люминесценции эффективность возбуждения (если провести оценку эффективности возбуждения люминесценции, как интегральный сигнал ЭЛ в расчёте на единицу заряда прошедшего через структуру) по крайней мере на два порядка превышает эффективность возбуждения исследовавшейся структуры в случае ЭЛ в прямом или обратном смещении.

Таким образом, эффект «задержанной» люминесценции не может быть объяснён ни одним из вышеизложенных способов, и наше первоначальное объяснение механизма возникновения эффекта кажется нам предпочтительным.

Заключение.

В наиболее интересном для кремниевой оптоэлектроники диапазоне длин волн 1,5-1,6 мкм можно выделить несколько перспективных типов светоизлучающих структур, три из которых рассматриваются в данной работе:

- кремний, легированный ионами Er;
- кремний с преципитатами β -FeSi₂;
- дислокационные кремниевые структуры.

На основе этих материалов уже получены светоизлучающие диоды, работающие вплоть до комнатной температуры. Однако параметры этих диодов ещё далеки от значений, необходимых для успешного применения их в технике. К настоящему моменту ни один из материалов не продемонстрировал решающего преимущества над другими, что не позволяет делать ставку на какое-либо одно конкретное направление. У каждого из этих светоизлучающих материалов есть свои отдельные преимущества.

Для структур Si:Er/Si, излучение на длине волны 1,54 мкм связано с переходами электрона между уровнями во внутренней 4f-оболочке Er ($^4I_{15/2} \rightarrow ^4I_{13/2}$). Электроны 4f оболочки, экранированы полностью заполненными внешними оболочками иона Er, поэтому излучение практически не зависит от кристаллического окружения, а, соответственно, положение и форма линии люминесценции иона Er практически не зависит от температуры. По этим же причинам ширина линии люминесценции иона Er в кремнии очень мала. Методом СМЛЭ были выращены структуры, в которых ширина линии составляла около 10 мкэВ. Это важное достижение, с точки зрения возможного использования Si:Er, как активной среды для кремниевого лазера.

Исследования дисилицида железа в кремнии вызваны идеей использовать в качестве источника излучения кремний с включениями прямозонного полупроводника. Дисилицид железа был выбран как из-за подходящей ширины

запрещённой зоны ($\sim 0,8$ эВ), так и из-за хорошего согласования параметров решёток этого полупроводника и кремния (рассогласование решёток при наложении - менее 2 %), что позволяет встраивать преципитаты $\beta\text{-FeSi}_2$ в кремний эпитаксиально. Кроме того, в ряде теоретических и экспериментальных работ было показано, что в этом случае $\beta\text{-FeSi}_2$ становится прямозонным материалом. На этих структурах наблюдалась интенсивная люминесценция с длиной волны около 1,5 мкм вплоть до комнатной температуры. Однако, в последнее время появилось большое количество работ, в которых показывается, что люминесценция в структурах $\beta\text{-FeSi}_2\text{:Si/Si}$ имеет дислокационную природу. Актуальность исследований в данном направлении остаётся высокой. Во-первых, дислокационная природа люминесценции выявлена не для всех способов приготовления структур $\beta\text{-FeSi}_2\text{:Si/Si}$. В структурах, для которых дислокационная природа люминесценции доказана, дальнейшие исследования дисилицида железа в кремнии представляется интересным как способ формирования светоизлучающих дефектов.

Исследование дефектно-дислокационной люминесценции в кремнии (особенно линии D1 отвечающей длине волны 1,5 мкм) ведётся, в последнее время, весьма интенсивно. Удалось создать дислокационный кремниевый светодиод, излучающий свет с энергией 0.75-0.8эВ, с внешней квантовой эффективностью люминесценции $>0.1\%$ при комнатной температуре, что соответствует уровню лучших кремниевых светодиодов. Исследование структуры и свойств дефектных центров в кремнии (включая как точечные, так и протяжённые дефекты) позволило лучше изучить механизмы безызлучательной рекомбинации в Si, что чрезвычайно важно для всех видов светоизлучающих структур на основе кремния.

Таким образом, каждый из рассмотренных в работе светоизлучающих материалов на основе кремния (Si:Er/Si , $\text{Si:FeSi}_2\text{/Si}$, а так же структуры демонстрирующие дефектно-дислокационную люминесценцию) имеют свои

особенности и преимущества с точки зрения возможного использования в будущем.

Основные результаты данной работы по исследованию светоизлучающих центров в кремниевых структурах Si:Er/Si и FeSi₂/Si можно сформулировать следующим образом:

1. В результате исследования люминесцентных свойств в (интервале температур от 4,2 до 77 К) ряда структур Si:FeSi₂/Si, полученных методом ионной имплантации и отличающихся дозой введённого железа и режимами термообработки, выявлено, что сигнал фотолюминесценции в районе 1,5 мкм связан с дефектно-примесными комплексами.
2. Установлено, что для кремниевых пластин с механически полированной поверхностью подвергнутых высокотемпературной обработке, светоизлучающие центры, ответственные за люминесценцию с энергией 0,83 эВ, расположены в приповерхностном повреждённом слое, образовавшемся при механической обработке поверхности. На основании данных ВИМС и просвечивающей электронной микроскопии показано, что светоизлучающими центрами являются кислородные преципитаты расположенные в окрестности дислокаций.
3. Измерены сечения поглощения переходов $1S \rightarrow 2P_{\pm}$, $1S \rightarrow 2P_0$ и определена концентрация кислородсодержащих двойных термодоноров в кремнии (TDD_i, $i=1 \div 11$). На основании этих данных исследована зависимость интенсивности Р-линии (0,767 эВ) от концентрации термодоноров. Линейная зависимость свидетельствует о вовлеченности термодоноров с энергией связи основного состояния от 69,2 до 60,1 мэВ (TDD_i, $i=1 \div 5$) в процесс излучательной релаксации с энергией 0,767 эВ.

4. Исследована кинетика ЭЛ выращенных методом СМЛЭ диодных структур Si:Er/Si с позиционированным активным слоем. Показано, что температурное гашение ЭЛ в Si:Er/Si структуре в диапазоне температур от 4,2 до 110 К определяется уменьшением эффективности возбуждения иона Er^{3+} , а не процессами девозбуждения.
5. Выявлена роль неравновесных свободных носителей в девозбуждении иона Er^{3+} . Показано, что в диодных структурах на основе Si:Er/Si, выращенных методом СМЛЭ с Er слоем, расположенным в области пространственного заряда, не более 20% возбуждённых ионов Er переходят в основное состояние с излучением фотонов. Энергия остальных ионов Er возвращается в электронную подсистему кремния в результате оже-девозбуждения с участием неравновесных носителей.
6. В структуре с позиционированным активным слоем впервые наблюдался эффект «задержанной» ЭЛ иона Er^{3+} , возникающий при приложении к *p-n*-переходу импульса обратного смещения через длительное время (до 100 мс) после окончания возбуждающего импульса прямого смещения. Предложена модель глубокой ловушки для носителей заряда, объясняющая результаты экспериментов по «задержанной» ЭЛ.

В заключение считаю своим приятным долгом поблагодарить своего научного руководителя З.Ф. Красильника за предложенную интересную тему, а так же за чуткое и энергичное руководство. Хочу поблагодарить Б.А. Андреева за многочисленные научные дискуссии и плодотворное обсуждение полученных результатов. Автор благодарен В.П. Кузнецову за изготовление Si:Er/Si структур, использовавшихся в данной работе, а так же Р.М. Баязитову и Р.И. Баталову за предоставленные Si:FeSi₂/Si структуры.

Список публикаций по теме диссертации.

- A1. C.A.J. Ammerlaan, Andreev B.A., Krasil'nik Z.F., D.I. Kryzhkov, Kuznetsov V.P., E.N. Morozova, G. Pensl, Shmagin V.B., and E.A. Uskova Electrically active centers in light emitting Si:Er/Si structures grown by the sublimation MBE method //Physica B: Condensed Matter 2001, Vol. 308-310 P.361-364.
- A2. Krasilnik Z.F., Aleshkin V.Ya., Andreev B.A., Gusev O.B. Jantsch W., Krasilnikova L.V., Krizhkov D.I., Kuznetsov V.P., Shengurov V.G., Shmagin V.B., Sobolev N.A., Stepikhova M.V., Yablonsky A.N., SMBE grown uniformly and selectively doped Si:Er structures for LEDs and lasers // in "Towards the first silicon laser" Eds. L. Pavesi, S. Gaponenko, L. Dal Negro, Kluwer Academic Publishers, 2003. P.445-454.
- A3. Andreev B.A., Emtsev V.V., Kryzhkov D.I., Kuritsyn D.I., and Shmagin V.B., Study of IR absorption and photoconductivity spectra of thermal double donors in silicon //Physica status solidi. (b) 2003 Vol. 235, No. 1, P.79-84.
- A4. Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Д.И. Крыжков, Яблонский А.Н., Кузнецов В.П., Gregorkiewicz T., Klik M.A.J. Особенности спектров возбуждения фотолюминесценции ионов Er^{3+} в эпитаксиальных кремниевых структурах, легированных эрбием//ФТТ 2004. Т.46. Вып.1. С.98.
- A5. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Чалков В.Ю., Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Крыжков Д.И., Влияние режимов роста на фотолюминесценцию слоев кремния, легированных эрбием в процессе сублимационной МЛЭ//ФТТ 2004. Т.46. Вып.1. С.102.
- A6. Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Андреев Б.А., Крыжков Д.И., Теруков Е.И., Кудоярова В.Х. Фотолюминесценция в области 1.5 мкм механически обработанных слоев монокристаллического кремния // ФТП. 2003. Т.37, Вып.12. С.1427-1430.

- A7. Шмагин В.Б., Ремизов Д.Ю., Красильник З.Ф., Кузнецов В.П., Шабанов В.Н., Красильникова Л.В., Крыжков Д.И., Дроздов М.Н. "Влияние характера пробоя р-n-перехода на интенсивность и эффективность возбуждения электролюминесценции ионов Er^{3+} в эпитаксиальных слоях $\text{Si} : \text{Er}$, полученных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии", ФТТ, 2004, Т.46. Вып.1. С.110.
- A8. V. V. Emtsev, B. A. Andreev, V. Yu. Davydov, D. S. Poloskin, G. A. Oganesyanyan, D. I. Kryzhkov, V. B. Shmagin, V. V. Emtsev, Jr, A. Misiuk and C. A. Londos Stress-induced changes of thermal donor formation in heat-treated Czochralski-grown silicon// Physica B: Condensed Matter 2003, Vol. 340-342, P. 769-772
- A9. Andreev B.A., Krasil'nik Z.F., Kryzhkov D.I., Kuznetsov V.P., Morozova E.N., Shmagin V.B., Stepikhova M.V., Yablonskii A.N. Er-related luminescence in Si:Er epilayers grown with sublimation molecular-beam epitaxy//XI-th Feofilov Symposium on Spectroscopy of Crystals Activated by Rare-Earth and Transition Metal Ions, Proceedings of SPIE 2002 Vol.766, P.89-93.
- A10. B.A. Andreev, V.V. Emtsev, D.I. Kryzhkov, D.I. Kuritsyn, and V.B. Shmagin, "Study of IR Absorption and Photoconductivity Spectra of Thermal Double Donors in Silicon" //10th International Conference on Shallow-Level Centers in Semiconductors SLCS-10, Warsaw, Poland July 24-27, 2002 Program & Abstracts, P.58.
- A11. Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Крыжков Д.И., Кузнецов В.П., Jantsch W., Особенности кинетики люминесценции иона Er^{3+} в кремниевых структурах с активным слоем, позиционированным в области пространственного заряда.// Материалы совещания "Нанофотоника", Н. Новгород, Россия, 17-20 марта 2003, С.330-332.
- A12. Шенгуров В.Г., Светлов С.П., Чалков В.Ю., Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Крыжков Д.И, Влияние режимов роста на фотолюминесценцию слоев кремния, легированных эрбием в процессе сублимационной МЛЭ.

// Материалы совещания "Нанофотоника", Н. Новгород, Россия, 17-20 марта 2003, С.340-342.

- A13. Андреев Б.А., Красильник З.Ф., Крыжков Д.И., Яблонский А.Н., Кузнецов В.П., Gregorkiewicz T., Klik M.A.J., Особенности спектров возбуждения фотолюминесценции ионов Er^{3+} в эпитаксиальных кремниевых структурах, легированных эрбием. // Материалы совещания "Нанофотоника", Н.Новгород, Россия, 17-20 марта 2003, С.343-346.
- A14. Баталов Р.И., Баязитов Р.М., Хайбуллин И.Б., Теруков Е.И., Кудоярова В.Х., Красильник З.Ф., Андреев Б.А., Крыжков Д.И., Особенности люминесценции импульсно-синтезированных пленок b-FeSi_2 в кристаллическом Si // Тезисы докл. Международной конференции «Оптика, Оптоэлектроника и Технологии» 2001, Ульяновск, Россия, С.69.
- A15. R.I.Batalov, R.M.Bayazitov, E.I.Terukov, V.Kh.Kudoyarova, Z.F.Krasil'nik, B.A.Andreev, D.I.Krizhkov., 1.5 μm Luminescence of pulsed ion-beam synthesized b-FeSi_2 films on Si // Abstracts of 12th International School on Vacuum, Electron and Ion Technologies, 2001, 17-21.09, Varna, Bulgaria, P.116-117.
- A16. Б.А.Андреев, З.Ф.Красильник, Д.И.Крыжков, В.П.Кузнецов, А.О.Солдаткин, М.В.Степихова, В.Б.Шмагин, А.Н.Яблонский, W.Yanch, O.T.Gregorkievicz., "Светоизлучающие структуры на основе кремния, легированного эрбием в процессе сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии" // V Российская конференция по физике полупроводников, Нижний Новгород, 10-14 сентября, 2001. Тезисы докладов С.89.
- A17. V.B. Shmagin, B.A. Andreev, Z.F. Krasil'nik, D.I. Kryzhkov, V.P. Kuznetsov and E.A. Uskova. Electrically active centers in light emitting Si:Er/Si layers prepared with sublimation molecular beam epitaxy (SMBE). 21st International Conference on Defects in Semiconductors, Giessen, Germany, July 16-20, 2001, Book of Abstracts, P.181.

ктро- и фотолуминесценции иона Er^{3+} в эпитаксиальных кремниевых структурах с активным слоем, позиционированным в области пространственного заряда.// VI Российская конференция по физике полупроводников. Санкт-Петербург, 27-30 октября 2003 г. Тезисы докладов С.427-428.

A19. *Б.А. Андреев, З.Ф.Красильник, Д.И. Крыжков, А.Н. Яблонский, В.П.Кузнецов, Т. Gregorkiewicz, М.А.Ж. Klik* Спектры возбуждения фотолуминесценции ионов Er^{3+} в эпитаксиальных кремниевых структурах. // VI Российская конференция по физике полупроводников. Санкт-Петербург, 27-30 октября 2003 г. Тезисы докладов С. 435-436.

A20. *V.V. Emtsev, B.A. Andreev, V.Yu. Davydov, D.S. Poloskin, G.A. Oganesyanyan, D.I. Kryzhkov, V.B. Shmagin, V.V. Emtsev Jr, A. Misiuk, C.A. Londos* Stress-induced changes of thermal donor formation in heat-treated Czochralski-grown silicon // 22st International Conference on Defects in Semiconductors, Arhus, Denmark, 28 July - 1 August 2003, Book of Abstracts 1 (Oral), OF4.

A21. *B.A. Andreev, T. Gregorkiewicz, M. Klik, Z.F. Krasilnik, D.I. Kryzhkov, V.P. Kuznetsov, V.B. Shmagin, A.O. Soldatkin, and A.N. Yablonsky* Photoexcitation efficiency of Er^{3+} ions in silicon structures as a function of nature, concentration and distribution of optically and electrically active centers //22st International Conference on Defects in Semiconductors, Arhus, Denmark, 28 July - 1 August 2003, Book of Abstracts II (Poster), PA72.

A22. *B.A. Andreev, T. Gregorkiewicz, M. Klik, Z.F. Krasilnik, D.I. Kryzhkov, V.P. Kuznetsov, A.N. Yablonsky* Excitation spectroscopy of Er ions in epitaxially grown Si:Er structures //22st International Conference on Defects in Semiconductors, Arhus, Denmark, 28 July - 1 August 2003, Book of Abstracts II (Poster), PA102.

Список цитируемой литературы

1. T. Suemasu, Y. Hegishi, K. Takakura and F. Hasegawa **Room temperature 1.6 μm electroluminescence from a Si-based Light emitting Diode with $\beta\text{-FeSi}_2$ active region** // Jpn. J. Appl Phys., Vol.39 (2000), P.L1013.
2. V. Kveder, M. Badylevich, E. Steinman, and A. Izotov **Room-temperature silicon light-emitting diodes based on dislocation luminescence** // Appl. Phys. Lett., V.84, N.12, P.2106 (2004).
3. S. Scalese, G. Franzo, S. Mirabella, M. Re, A. Terrasi, F. Priolo, E. Rimini, C. Spinella, A. Carnera **Effect of O:Er concentration ratio on the structural, electrical, and optical properties of Si:Er:O layers grown by molecular beam epitaxy** // J.Appl.Phys.,V.88, P.4091, (2000).
4. B. Andreev, V. Chalkov, O. Gusev, A. Emel`yanov, Z. Krasil`nik, V. Kuznetsov, P. Pak, V. Shabanov, V. Shengurov, V. Shmagin, N. Sobolev, M. Stepikhova, S. Svetlov **Realization of photo- and electroluminescent Si:Er structures by the method of sublimation molecular beam epitaxy** // Nanotechnology, 2002, V.13, P.97-102.
5. S. Schuller, R. Carius, S. Mantl **Optical and structural properties of $\beta\text{-FeSi}_2$ precipitate layers in silicon** // J. Appl. Phys., V.94, N.1, P.207 (2003).
6. Э.А. Штейнман, В.И. Вдовин, А.Н.Изотов, Ю.Н Пархоменко, А.Ф.Борун «Фотолюминесценция и структурные дефекты слоев кремния, имплантированных ионами железа», ФТТ **46**, С.26 (2004).
7. S. Brehme, P. Lengsfeld, P. Stauss, H. Lange, and W. Fuhs **Hall effect and resistivity of $\beta\text{-FeSi}_2$ thin films and single crystals** // J. Appl. Phys.84, P.3187 (1998).

8. A. Rizzi, B. N. E. Rösen, D. Freundt, Ch. Dieker, H. Lüth, D. Gerthsen **Heteroepitaxy of beta -FeSi₂ on Si by gas-source MBE** // Phys.Rev. B 51 (1995) 17780.
9. T. Suemasu, Y. Iikura, K. Takakura, F. Hasegawa. **Optimum condition for 1.5 μm photoluminescence from β-FeSi₂ balls grown by reactive deposition epitaxy and embedded in Si crystal** // J. Lumin. **87-89**, 528 (2000).
10. Z. Liu, M. Watanabe, M. Hanabusa **Electrical and photovoltaic properties of iron-silicide/silicon heterostructures formed by pulsed laser deposition** // Thin Solid Films 381 (2001) P.362.
11. C. H. Olk, O. P. Karpenko, S. M. Yalisove, G. L. Doll, J. F. Mansfield **Growth of epitaxial β-FeSi₂ thin films by pulsed laser deposition on silicon (111)** // J. Mater. Res. 9 (1994) 2733.
12. T. Yoshitake, T. Nagamoto, K. Nagayama **Microstructure of β-FeSi₂ thin films prepared by pulsed laser deposition** // Thin. Solid. Films. 381 (2001) P.236.
13. H. Katsumata, Y. Makita, N. Kobayashi, H. Shibata, M. Hasegawa, I. Aksenov, S. Kimura, A. Obara, S. Uekusa **Optical absorption and photoluminescence studies of β-FeSi₂ prepared by heavy implantation of Fe⁺ ions into Si**// J. Appl. Phys. **80**, 5955 (1996).
14. K.J. Reeson, M.S. Finney, M.A. Harry, S.V. Hutchison, Y.S. Tan, D. Leong, T.R. Bearda, Z. Yang, G. Curello, K.P. Homewood, R.M. Gwilliam, B.J. Sealy **Electrical, optical and materials properties of ion beam synthesised (IBS) FeSi₂** // Nucl. Instr. Meth. **B106**, 364 (1995).
15. M.G. Grimaldi, S. Coffa, C. Spinella, F. Marabelli, M. Galli, L. Miglio, V. Meregalli **Correlation between structural and optical properties of ion beam synthesized β-FeSi₂ precipitates in Si** // J. Lumin. V.**80**, P.467 (1999).

16. C. Spinella, S. Coffa, C. Bongiorno, S. Pannitteri, M.G. Grimaldi. **Origin and perspectives of the 1.54 μm luminescence from ion-beam-synthesized $\beta\text{-FeSi}_2$ precipitates in Si** // Appl. Phys. Lett. **76**, 173 (2000).
17. K.P. Homewood, K.J. Reeson, R.M. Gwilliam, A.K. Kewell, M.A. Lourenco, G. Shao, Y.L. Chen, J.S. Sharpe, C.N. McKinty, T. Butler **Ion beam synthesized silicides: growth, characterization and devices** //Thin Solid Films **381**, 188 (2001).
18. K. Oyoshi, D. Lenssen, R. Carius, S. Mantl. **Study of structure and optical properties of $\beta\text{-FeSi}_2$ precipitates formed by ion-implantation of Fe^+ in Si(100) and effect of co-implantation of Fe^+ and Si in amorphous SiO_2** //Thin Solid Films, V.**381**, P.194 (2001).
19. T. Takada, Y. Makita, T. Shima, T. Banda, K. Shikama, H. Sanpei, M. Hasegawa, A. Sandhu, Y. Hoshino, H. Katsumata, S. Uekusa **Optical and electrical characterizations of Mn doped p-type $\beta\text{-FeSi}_2$** // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B 147, P.337-342 (1999).
20. C. A. Dimitriadis, J. H. Werner, S. Logothetidis, M. Stutzmann, J. Weber, R. Nesper **Electronic properties of semiconducting FeSi_2 films** // J. Appl. Phys. 68, 1726 (1990).
21. J. P. André, H. Alaoui, A. Deswarte, Y. Zheng, J. F. Pétroff, X. Wallart and J. P. Nys **Iron silicide growth on Si(111) substrate using the metalorganic vapour phase epitaxy process** // Journal of Crystal Growth 144, 29 (1994).
22. C.N. McKinty, A.K. Kewell, J.S. Sharpe, M.A. Lourenço, T.M. Butler, R. Valizadeh, J.S. Colligon, K.J. Reeson, Kirkby, K.P. Homewood **The optical properties of $\beta\text{-FeSi}_2$ fabricated by ion beam assisted sputtering** // Nucl. Instr. and Meth. in Phys. Res. B 161-163 (2000) P.922.

23. Bost M.C. and Mahan J.E. **Optical properties of semiconducting iron disilicide thin films** //J. Appl. Phys., 1985, V.58, P.2696.
24. Finney M.S., Yang Z., Harry M.A., Reeson K.J., Homewood K.P., Gwilliam R.M., Sealy B.J. **Effects of annealing and cobalt implantation on the optical properties of beta-FeSi₂** // *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* **316**, PP.433–438 (1994).
25. D. Leong, M. Harry, K. J. Reeson, K. P. Homewood **A silicon/iron-disilicide light-emitting diode operating at a wavelength of 1.5 μm** // *Nature*, 1997, V. 387, P.686.
26. T. Suemasu, T. Fujii, M. Tanaka, K. Takakura, Y. Iikura, F. Hasegawa **Fabrication of p-Si/β-FeSi₂ balls/n-Si structures by MBE and their electrical and optical properties** //J. Lumin. **80**, P.473 (1999).
27. Ken-ichiro Takakura, Takashi Suemasu, Noriyoshi Hiroi and Fumio Hasegawa **Improvement of the Electrical Properties of β-FeSi₂ Films on Si (001) by High-Temperature Annealing** // *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2* **39**, L233 (2000).
28. Ken-ichiro Takakura, Takashi Suemasu, Yoshihiro Ikura and Fumio Hasegawa **Control of the Conduction Type of Nondoped High Mobility β-FeSi₂ Films Grown from Si/Fe Multilayers by Change of Si/Fe Ratios** // *Jpn. J. Appl. Phys. Part 2* **39**, L789 (2000).
29. H. Lange **Electronic Properties of Semiconducting Silicides** // *Phys. Stat. Sol.(b)* **201**, P.3 (1997).
30. Y. Imai, M. Mukaida, T. Tsunoda **Calculation of electronic energy and density of state of iron-disilicides using a total-energy pseudopotential method, CASTEP** // *Thin Solid Films* **V.281** (2001), P.176-182.
31. S.J. Clark, H.M. Al-Allak, S. Brand and R.A. Abram **Structure and electronic properties of FeSi₂** // *Phys. Rev. B*, **V.58**, N.16, P.10389 (1998).

32. K. Lefki and P. Muret **Photoelectric study of β -FeSi₂ on silicon: Optical threshold as a function of temperature**// J. Appl. Phys. 74, 1138 (1993).
33. S. Mantl **Materials aspects of ion beam synthesis of epitaxial suicides** // Nucl. Instr. Methods B84 (1994) 127.
34. K. Radermacher, A. Schüppen and S. Mantl **Electron transport of inhomogeneous α -FeSi₂/(111)Si Schottky barriers** // Solid State Electron. 37 (1994) 443.
35. L. Miglio and G. Malegori **Origin and nature of the band gap in β -FeSi₂** // Phys.Rev. B V.52, N.3, 1995, P.1448.
36. N.E. Christensen **Electronic structure of beta-FeSi₂** // Phys. Rev. B 42 (1990) 7148.
37. A.B. Filonov, D.B. Migas, V.L. Shaposhnikov, N.N. Dorozhkin, G.V. Petrov, V.E. Borisenko, W. Henrion, H. Lange **Electronic and related properties of crystalline semiconducting iron disilicide** // J. Appl. Phys. 79 (1996) 7708.
38. K. Oyoshi, D. Lenssen, R. Carius, S. Mantl **Formation of β -Fe:Si₂ precipitates at the SiO₂/Si interface by Fe⁺ ion implantation and their structural and optical properties** // Thin. Solid. Films. 381 (2001) P.202.
39. L. Martinelli, E. Grilli, D. B. Migas, Leo Miglio, F. Marabelli, C. Soci, M. Geddo, M. G. Grimaldi, C. Spinella **Luminescence from-FeSi₂ precipitates in Si. II: Origin and nature of the photoluminescence** // Phys. Rev. B **66**, 085320 (2002).
40. B.O. Kolbesen, H. Cerva **Defects Due to Metal Silicide Precipitation in Microelectronic Device Manufacturing: The Unlovely Face of Transition Metal Silicides** //Phys. Stat. Sol. (b) **222**, 303 (2000).
41. R. Hodgson, J.E.E. Baglin, R. Pal, J.M. Neri, D.A. Hammer **Ion beam annealing of semiconductors** // Appl. Phys. Lett. **37**, 187 (1980).

42. L.J. Chen, L.S. Hung, J.W. Mayer, J.E.E. Baglin, J.M. Neri, D.A. Hammer **Epitaxial NiSi₂ formation by pulsed ion beam annealing** // Appl. Phys. Lett. **40**, 595 (1982).
43. R.M. Bayazitov, L.Kh. Zakirzyanova, I.B. Khaibullin, I.F. Isakov, A.F. Chachakov **Pulsed particle beam treatment of implanted silicon** // Vacuum **43**, 619 (1992).
44. R.M. Bayazitov, L.Kh. Antonova, I.B. Khaibullin, G.E. Remnev. **Pulsed ion beam formation of highly doped GaAs layers** // Nucl. Instr. Meth. **B139**, 418 (1998).
45. R.M. Bayazitov, R.I. Batalov. **X-ray and optical characterization of β -Fe:Si₂ layers formed by pulsed ion-beam treatment** // J. Phys.: Cond. Matter **13**, L113 (2001).
46. Баязитов Р.М., Баталов Р.И., Теруков Е.И., Кудоярова В.Х. **Рентгеновский и люминесцентный анализ мелкодисперсных плёнок β -Fe:Si₂, сформированных в Si импульсной ионной обработкой**// ФТТ 2001, Том 43, Вып. 9, С.1569.
47. M. Ferrari, L. Lutterotti **Method for the simultaneous determination of anisotropic residual stresses and texture by x-ray diffraction** // J. Appl. Phys. **76**, 7246 (1994).
48. K. Lefki, P. Muret, E. Bustarret, N. Boutarek, R. Madar, J. Chevrier, J. Derrien, M. Brunel **Infrared and Raman characterization of beta iron silicide** // Solid State Commun., 1991, V.80, P.791.
49. D. J. S. Beckett, M. K. Nissen, and M. L. W. Thewalt **Optical properties of the sulfur-related isoelectronic bound excitons in Si** // Phys. Rev. B **40**, P.9618 (1989).
50. Binetti S, Pizzini S, Leoni E, Somaschini R, Castaldini A and Cavallini A **Optical properties of oxygen precipitates and dislocations in silicon** // J. Appl. Phys. 2002, V.92, N.5, P.2437.

51. Wai Lek Ng, M.A.Lourenco, R.M.Gwilliam, S.Ledain, G.Shao, K.P.Homewood **An efficient room-temperature silicon-based light-emitting diode** // Nature 2001, V.410, P.192.
52. M.A. Green, J. Zhao, A. Wang, P.J. Reece, M. Gal **Efficient silicon light-emitting diodes** // Nature 412 (2001) 805.
53. Н.А.Соболев, А.М.Емельянов, Е.И.Шек, В.И.Вдовин «Влияние температуры постимплантационного отжига на свойства кремниевых диодов, полученных имплантацией ионов бора в n-Si» // ФТТ .46, 39 (2004).
54. N A Sobolev, A M Emel'yanov, E I Shek, V I Vdovin, T G Yugova and S Pizzini **Correlation between defect structure and luminescence spectra in monocrystalline erbium-implanted silicon** // J. Phys.: Condens. Matter 14, N.48, 13241-13246 (2002).
55. E.A. Steinman, V.I. Vdovin, T.G. Yugova, V.S. Avrutin, N.F. Izyumskaya **Dislocation structure and photoluminescence of partially relaxed SiGe layers on Si(001) substrates** // Semicond. Sci. Technol., 14, 582 (1999).
56. В.М. Бабич, Н.И. Блецкан, Е.Ф. Венгер «Кислород в монокристаллах кремния» // Интерпресс ЛТД, Киев, 1997.
57. M. Suezawa, K. Sumino, H. Harada, and T. Abe **Nitrogen-Oxygen Complexes as Shallow Donors in Silicon Crystals** // Jpn. J. Appl. Phys. 25, L859 (1986).
58. A J Kenyon, E A Steinman, C W Pitt, D E Hole and V I Vdovin **The origin of the 0.78 eV luminescence band in dislocated silicon** //J. Phys. Condens. Matter 15, S2843–S2850, (2003).
59. S Pizzini, M Guzzi, E Grilli and G Borionetti **The photoluminescence emission in the 0.7–0.9 eV range from oxygen precipitates, thermal**

- donors and dislocations in silicon** // J. Phys.: Condens. Matter **12** (2000) 10131–10143.
60. A.N. Safonov and G. Davies **Effect of oxygen on exciton transitions in silicon** // Physica B 308–310 (2001) 298–300.
61. S Binetti, R Somaschini, A Le Donne, E Leoni, S Pizzini, D Li and D Yang **Dislocation luminescence in nitrogen-doped Czochralski and float zone silicon** // J. Phys.: Condens. Matter **14**, 13247–13254, (2002).
62. G. Davies **The optical properties of luminescence centres in silicon** // Physics Reports (Review Section of Physics Letters) 176, Nos. 3 & 4 (1989) 83-188, North-Holland, Amsterdam.
63. W. Kürner, R. Sauer, A. Dörnen and K. Thonke **Structure of 0.767-eV oxygen-carbon luminescence defect in 450°C annealed Czochralski-grown silicon** // Phys. Rev. B, V.39, N.18, P.13327 (1989).
64. G. Davies, E. C. Lightowers, R. Woolley, R. C. Newman and A. S Oates **Carbon in radiation damage centres in Czochralski silicon** // J. Phys. C: Solid State Phys. 17 No 19, L499-L503, (1984).
65. N. Magnea, A. Lazrak, and J. L. Pautrat **Luminescence of carbon and oxygen related complexes in annealed silicon** // Appl. Phys. Lett. 45, 60 (1984).
66. A.A. Istratov, H. Hieslmair, E.R. Weber **Iron contamination in silicon technology** // Applied Physics A: Materials Science & Processing, **70**, P.489, "Springer-Verlag Heidelberg" (2000).
67. Jian Chen and Ingrid De Wolf **Study of damage and stress induced by backgrinding in Si wafers** // Semicond. Sci. Technol., **18**, 261 (2003).
68. T.J. Magee, C. Leung, H. Kawayoshi, B.K. Furman, C.A. Evans **Gettering of mobile oxygen and defect stability within back-surface damage regions in Si** // Appl. Phys. Lett., **38**, 891 (1981).

- ence from MBE Si grown at low temperatures; donor bound excitons and decorated dislocations // Semicond. Sci. Technol., 4, 593 (1989).**
70. V. Higgs, M. Goulding, A. Brinklow, P. Kightley **Characterization of epitaxial and oxidation-induced stacking faults in silicon: The influence of transition-metal contamination // Appl. Phys. Lett., 60, 1369 (1992).**
 71. *Бейнихес И.Л., Коган Ш.М. "Доноры в многодолинных полупроводниках в приближении центральной ячейки нулевого радиуса" // ЖЭТФ, Т.93, С.285-301 (1987).*
 72. H. Ennen, J. Schneider, G. Pomrenke, and A. Axman **1.54- μ m luminescence of erbium-implanted III-V semiconductors and silicon // Appl. Phys. Lett. 43, 943 (1983).**
 73. S. Hufner, **Optical Spectra of transparent Rare-earth Compounds** (Academic, New York, 1978).
 74. S. Coffa, G. Franzò, F. Priolo, A. Pacelli, A. Lacaita **Direct evidence of impact excitation and spatial profiling of excited Er in light emitting Si diodes // Appl. Phys. Lett., 1998, 73 (1), P.93.**
 75. J. Palm, F. Gan, B. Zheng, J. Michel, L.C. Kimmerling **Electroluminescence of erbium-doped silicon // Physical Review B, 1996, V.54, N.24, P.17603.**
 76. M. Markman, E. Neufeld, A. Sticht, K. Brunner, G. Abstreiter **Excitation efficiency of electrons and holes in forward and reverse biased epitaxially grown Er-doped Si diodes // Appl. Phys. Lett. (2001), V.78, N.2, P.210.**
 77. M. Markman, E. Neufeld, A. Sticht, K. Brunner, G. Abstreiter, Ch. Buchal **Enhancement of erbium photoluminescence by substitutional C alloying of Si // Appl. Phys. Lett. (1999), V.75, N.17, P.2584.**

78. B. A. Andreev, A. Yu. Andreeva, H. Ellmerb, H. Hutterc, Z. F. Krasil'nika, V. P. Kuznetsovd, S. Lanzerstorferb, L. Palmeshoferb, K. Piplitsc, R. A. Rubtsovad, N. S. Sokolove, V. B. Shmagina, M. V. Stepikhovaa, and E. A. Uskova **Optical Er-doping of Si during sublimational molecular beam epitaxy** // Journal of Crystal Growth 201/202 (1999) 534-537.
79. M. Stepikhova, B. Andreev, Z. Krasil`nik, A. Soldatkin, V. Kuznetsov, O. Gusev **Uniformly and selectively doped silicon: erbium structures produced by the sublimation MBE method** // Materials Science and Engineering B81 (2001) 67-70.
80. H. Przybylinska, W. Jantsch, Yu. Suprun-Belevitch, M. Stepikhova, L. Palmeshofer, G. Hendorfer, A. Kozanecki, R.J. Wilson, B. J. Sealy **Optically active erbium centers in silicon** // Phys. Rev. B, V.54, N.4, P.2532 (1996).
81. J. Michel, J. L. Benton, R. F. Ferrante, D. C. Jacobson, D. J. Eaglesham, E. A. Fitzgerald, Y. H. Xie, J. M. Poate and L. C. Kimerling **Impurity enhancement of the 1.54- μm Er^{3+} luminescence in silicon** // J. Appl. Phys. 70, P.2672 (1991).
82. F. Priolo and G. Franzini, S. Coffa, A. Polman, S. Libertino, R. Barklie and D. Carey **The erbium-impurity interaction and its effects on the 1.54 μm luminescence of Er^{3+} in crystalline silicon** // J. Appl. Phys. 78 (6), P.3874 (1996).
83. Б.А.Андреев, Т.Грегоркевич, З.Ф.Красильник, В.П.Кузнецов, Д.И.Курицын, М.В.Степихова, В.Г.Шенгуров, В.Б.Шмагин, А.Н.Яблонский, В.Янч, "Эффективность и температурное гашение люминесценции в эпитаксиальных кремниевых структурах, легированных эрбием", Известия РАН. Серия физическая, 2003, том 67, №2, с.273-276.

84. F. Priolo, G. Franzo, S. Coffa and A. Carnera **Excitation and nonradiative deexcitation processes of Er³⁺ in crystalline Si** // Phys. Rev. B (1998), V.57, N.8, P.4443.
85. G.Franzo, F.Priolo, S.Coffa, A.Polman, A.Carnera **Room-temperature electroluminescence from Er-doped crystalline Si** // Appl.Phys.Lett. **64**, 2235 (1994).
86. N.A.Sobolev, A.M.Emel'yanov, K.F.Shtel'makh **Avalanche breakdown-related electroluminescence in single crystal Si:Er:O** // Appl.Phys.Lett. **71**, 1930 (1997).
87. Jung H. Shin, Se-young Seo, Sangsig Kim, S. G. Bishop **Photoluminescence excitation spectroscopy of erbium-doped silicon-rich silicon oxide** // Appl. Phys. Lett., V.76, N.15, P.1999 (2000).
88. Se-Young Seo and Jung H. Shin **Exciton–erbium coupling and the excitation dynamics of Er³⁺ in erbium-doped silicon-rich silicon oxide** // Appl. Phys. Lett., V.78, N.18, P.2709 (2001).
89. A. J. Kenyon, C. E. Chryssou, C. W. Pitt, T. Shimizu-Iwayama, D. E. Hole, N. Sharma C. J. Humphreys **Luminescence from erbium-doped silicon nanocrystals in silica: Excitation mechanisms** //J. Appl. Phys., V.91, N.1, P.367 (2002).
90. Jung H. Shin, Won-hee Lee, and Hak-seung Han **1.54 μm Er³⁺ photoluminescent properties of erbium-doped Si/SiO₂ superlattices** // Appl. Phys. Lett., V.74, N.11, P.1573 (1999).
91. Jung H. Shin, Ji-Hong Jhe, Se-Young Seo, Yong Ho Ha, Dae Won Moon **Er–carrier interaction and its effects on the Er³⁺ luminescence of erbium-doped Si/SiO₂ superlattices** // Appl. Phys. Lett., V.76, N.24, P.3567 (2000).
92. Yong Ho Ha, Sehun Kim, Dae Won Moon, Ji-Hong Jhe, Jung H. Shin **Er³⁺ photoluminescence properties of erbium-doped Si/SiO₂**

- superlattices with subnanometer thin Si layers** // Appl. Phys. Lett., V.79, N.3, P.287 (2001).
93. S. Coffa, G. Franzo, and F Priolo **High efficiency and fast modulation of Er-doped light emitting Si diodes** //Appl. Phys. Lett. **69**, P.2077 (1996).
94. O. B. Gusev, M. S. Bresler, P. E. Pak, I. N. Yassievich, M. Forcales, N. Q. Vinh, T. Gregorkiewicz **Excitation cross section of erbium in semiconductor matrices under optical pumping** // Phys. Rev. B, V.**64**, 075302 (2001).
95. J.F. Nützel, G. Abstreiter **Comparison of P and Sb as n-dopants for Si molecular beam epitaxy** // J. Appl. Phys.78, 937 (1995).
96. A. Yu. Andreev, B. A. Andreev, M. N. Drozdov, Z. F. Krasil'nik, M. V. Stepikhova, V. B. Shmagin, V. P. Kuznetsov, R. A. Rubtsova, E. A. Uskova, Yu. A. Karpov, H. Ellmer, L. Palmetshofer, K. Piplits, and H. Hutter **Optically active layers of silicon doped with erbium during sublimation molecular-beam epitaxy**// Semiconductors 33 (1999) 131.
97. W. Jantsch S. Lanzerstorfer, L. Palmetshofer, M. Stepikhova¹, H. Preier **Different Er centres in Si and their use for electroluminescent devices** // J. Lumin. 1999, V.80, P.9-17.
98. Е.Н. Морозова, В.Б. Шмагин, З.Ф. Красильник, А.В. Антонов, В.П. Кузнецов, Р.А. Рубцова. **Концентрация свободных носителей заряда в светоизлучающих слоях Si:Er, полученных методом сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии** // Известия РАН. Серия физическая, Том **67**, №2, С.283 (2003).
99. С. Зи. «Физика полупроводниковых приборов.» // Мир, М. (1984) Ч.1, С.106.
100. И.В. Грехов, Ю.Н. Сережкин. «Лавинный пробой р-п перехода в полупроводниках.» // Энергия, Л. (1980), С.152.

- Lionel C. Kimerling **The temperature dependence of radiative and nonradiative processes at Er–O centers in Si** // Physica B 273-274 (1999) 322-325.
102. D. T. X. Thao, C. A. J. Ammerlaan, T. Gregorkiewicz **Photoluminescence of erbium-doped silicon: Excitation power and temperature dependence** // J. Appl. Phys. 2000, V.88, N.3, P.1443.
103. S.Coffa, G. Franzo, F. Priolo **High efficiency and fast modulation of Er-doped light emitting Si diodes**// Appl. Phys. Lett. 1996, 64 (14), P.2077.
104. S. Lanzerstorfer, M. Stepikhova, J. Hartung, C. Skierbiszewski, W. Jantsch **Photo- and electroluminescence of erbium-doped silicon** // Proc. ICDS 19, Aveiro, July 1997, Mater. Sci. Forum Vols.258-263 (1997) PP.1509–1514.
105. В.П.Кузнецов, Р.А.Рубцова. **Особенности метода сублимационной молекулярно-лучевой эпитаксии Si и его возможности при получении структуры Si:Er/Si** //ФТП. 2000, Т.34, Вып.5, С.519.
106. A. Irrera, D. Pacifici, M. Miritello, G. Franzo, F. Priolo, F. Iaconna, D. Sanfilippo, G. Di Stefano, P.G. Fallica **Excitation and de-excitation properties of silicon quantum dots under electrical pumping** // Appl. Phys. Lett. (2002), V.81, N.10, P.1866
107. M. Forcales, T. Gregorkiewicz, I.V. Bradley, J-P.R. Wells **Afterglow effect in photoluminescence of Si:Er** // Physical Review B 2002, V.65, 195208.
108. T. Gregorkiewicz, D.T.X. Thao, J.M. Langer, H.H.P.Th. Bekman, M.S. Brester, J. Michel, M.C. Kimerling **Energy transfer between shallow centers and rare-earth ion cores: Er³⁺ ion in silicon** // Physical Review B 2000, V.61,N.8, P.5369.

109. A.M. Emel'yanov, N.A. Sobolev, A.N. Yakimenko **Anomalous temperature dependence of erbium-related electroluminescence in reverse biased silicon *p-n* junction** // Appl. Phys. Lett., 72, 1223 (1998).
110. А.М.Емельянов, Н.А.Соболев «Температурная зависимость электролюминесценции ионов эрбия в туннельных (111) Si:(Er,O) диодах» // ФТП, Том 38, Вып.3, С.361 (2004).