

На правах рукописи



Черкова Светлана Глебовна

ФОРМИРОВАНИЕ И МОДИФИКАЦИЯ КРЕМНИЕВЫХ СВЕТОИЗЛУЧАЮЩИХ  
КВАНТОВО-РАЗМЕРНЫХ НАНОСТРУКТУР РАДИАЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ

01.04.10 - физика полупроводников

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени  
кандидата физико-математических наук

Новосибирск - 2018

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

**Научные руководители:**

Доктор физико-математических наук, в. н. с.

Качурин Григорий Аркадьевич

Доктор физико-математических наук, с. н. с., доцент Володин Владимир Алексеевич

**Официальные оппоненты:**

Булгаков Александр Владимирович, доктор физико-математических наук, с. н. с., Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт теплофизики им. С.С. Кутателадзе СО РАН, г.н.с. лаб. 10.1. «Физико-химических процессов в энергетике»

Брудный Валентин Натанович, доктор физико-математических наук, профессор, Томский государственный университет, директор НОЦ «Наноэлектроника»

**Ведущая организация:** Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Федеральный исследовательский центр «Казанский научный центр Российской академии наук», г. Казань.

Защита состоится 4 декабря 2018 г. в 10:00 на заседании диссертационного совета Д 003.037.01 при Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090, Новосибирск, пр. академика Лаврентьева, 13.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, а также на сайте: <http://www.isp.nsc.ru/institut/dissertatsionnyj-sovet/zasedaniya/cherkova-s-g>

Автореферат разослан «\_\_» \_\_\_\_\_ 2018 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,  
доктор физико-математических наук, доцент



Погосов Артур Григорьевич

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### **Актуальность темы**

Интерес к исследованию полупроводниковых нанокристаллов (НК) и аморфных нанокластеров в диэлектрических пленках обусловлен перспективами их использования в оптоэлектронных приборах и устройствах энергонезависимой памяти [1, 2]. Основным и наиболее изученным материалом современной микроэлектроники по-прежнему остается кремний. При этом главной тенденцией интегральной электроники на сегодня является сокращение размеров приборных элементов. Исследования ведутся в нанометровом диапазоне, где классические представления о поведении носителей заряда перестают быть справедливыми. Когда размеры элементов становятся соизмеримы с дебройлевской длиной волны электрона, существенную роль начинают играть квантовые явления. В частности, квантово-размерные эффекты в НК-Si приводят к сдвигу края поглощения и появлению интенсивной люминесценции в видимом диапазоне [3, 4, 5]. Термодинамические свойства столь малых объектов тоже меняются. С уменьшением размеров, поверхностная и объемная энергии нанобъектов становятся сопоставимы. В частице размерами 2-3 нм почти половина атомов составляют поверхностный слой. Вследствие этого могут изменяться температуры плавления и кристаллизации материала, структурные характеристики [6, 7]. Возросший вклад поверхности в термодинамику наночастиц также может внести существенные различия в образование и отжиг дефектов по сравнению с объемным материалом. Причиной является наличие близкой поверхности - потенциального стока для генерируемых подвижных вакансий и междоузлий. Кроме того, в НК вакансии и междоузлия не имеют возможности удаляться друг от друга посредством диффузии и вынуждены взаимодействовать между собой до аннигиляции либо образования устойчивых комплексов. Наконец, на формирование дефектов структуры могут оказать влияние силы поверхностного натяжения в НК [8, 9].

Особый интерес к кремниевым наноструктурам возник после выхода работы Кэнхэма в 1990 г., в которой он впервые обнаружил интенсивную видимую фотолюминесценцию (ФЛ) в пористом кремнии и объяснил ее происхождение квантово-размерными эффектами в Si столбиках с размерами порядка нескольких нанометров в диаметре [5]. Известно, что объемный кремний вследствие не прямой структуры зон не пригоден для оптоэлектроники, так как вероятность излучательной рекомбинации возбужденных носителей заряда низкая. Обнаружение интенсивной видимой люминесценции открывало перспективы создания оптоэлектронных приборов и схем на базе кремния. Впоследствии появилось огромное количество работ, посвященных светоизлучающим кремниевым наноструктурам. Однако пористый кремний обладает рядом существенных недостатков. И среди прочих – открытая развитая поверхность, взаимодействие с окружением, что зачастую усложняет интерпретацию

результатов. Поэтому предложенный в 1993 г. метод создания нанокристаллов кремния в матрице  $\text{SiO}_2$  посредством ионной имплантации [10] вызвал большой интерес со стороны исследователей [11, 12]. Формирование НК происходит путем распада при температуре выше  $1000\text{ }^\circ\text{C}$  пересыщенного твердого раствора  $\text{SiO}_x$  на Si и  $\text{SiO}_2$ . Полученные кристаллиты дают интенсивную видимую люминесценцию, очень стабильную во времени благодаря пассивирующей матрице окисла. Вслед за созданием стабильных светоизлучающих кремниевых НК со всей очевидностью встал вопрос о возможности их модификации и управлении их свойствами. В этой области остается ряд нерешенных проблем. Узость дозового и температурного диапазонов, в которых происходят образование нанопреципитатов и их кристаллизация, накладывают существенные ограничения на возможности придания системе нужных свойств. Исследуются возможности дополнительного введения примесей [13, 14, 15], импульсного отжига [12], отжига под давлением [16], радиационной обработки [17, 18, 19]. Работы делались на различных объектах – на пористом кремнии, на структурах полученных распылением, имплантированных слоях, и результаты зачастую неоднозначны. Таким образом, изучение процессов формирования и модификации кремниевых наноструктур при радиационных и термических воздействиях являлось актуальной задачей.

**Цель работы** состояла в установлении закономерностей формирования и модификации светоизлучающих квантово-размерных кремниевых наноструктур при импульсных радиационных воздействиях. Для решения поставленной цели решались следующие **задачи**:

1. Установить параметры импульсных воздействий (длительность, плотность энергии в импульсе, число импульсов), необходимых для формирования светоизлучающих кремниевых наноструктур в пленках оксида кремния, имплантированных ионами кремния.
2. Изучить процессы фазового расслоения и зародышеобразования нанокластеров кремния в треках тяжелых ионов высоких энергий при облучении пленок  $\text{SiO}_x$  и многослойных гетероструктур Si/ $\text{SiO}_2$  в зависимости от энергетических потерь, дозы ионов, стехиометрического состава  $\text{SiO}_x$  и постимплантационных отжигов.
3. Установить закономерности процессов дефектообразования и аморфизации нанокристаллов кремния в слоях  $\text{SiO}_2$  в зависимости от дозы облучения и потерь энергии ионов при радиационных воздействиях.

#### **Новизна работы**

1. Показано, что наносекундные лазерные отжиги слоев  $\text{SiO}_2$ , имплантированных  $\text{Si}^+$ , приводят к сегрегации кремния и образованию в  $\text{SiO}_2$  нанопреципитатов кремния, люминесцирующих в видимом диапазоне. Обнаружено, что при наносекундных отжигках с плотностью энергии  $0.2\text{--}0.3\text{ Дж/см}^2$  аморфные нанокластеры кремния в пленках  $\text{SiO}_2$  кристаллизуются.
2. Установлены закономерности эволюции светоизлучающих центров в слоях  $\text{SiO}_x$  ( $0 < x \leq 2$ ) при

облучении тяжелыми ионами высоких энергий в зависимости от энергетических потерь ионов и стехиометрического параметра  $x$ .

3. Обнаружена фотолюминесценция от квантово-размерных нанокристаллов кремния, формируемых в многослойных структурах  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  в результате облучения тяжелыми ионами высоких энергий и последующих отжигов. Наблюдается упорядочение нанокластеров вдоль треков ионов. Интенсивность фотолюминесценции растет при облучении до доз, соответствующих перекрытию треков ионов.

4. Показано, что гашение фотолюминесценции нанокристаллов кремния в  $\text{SiO}_2$  происходит при введении единичных радиационных дефектов в нанокристаллы с размерами 3-5 нм, а для их аморфизации необходимы дозы, соответствующие  $\sim 0.1$  смещениям/атом.

### **Теоретическая и практическая значимость работы**

Продемонстрированы возможности радиационных методов для формирования и модификации светоизлучающих нанокристаллов кремния в слоях  $\text{SiO}_x$  и многослойных гетероструктурах  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ . Предложенный подход позволяет контролировать размеры нанокристаллов кремния в многослойных гетероструктурах  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ , задавая толщину слоев  $\text{Si}$ , а также достичь вертикального упорядочения нанокристаллов кремния в треках ионов. Получен эффект увеличения интенсивности фотолюминесценции в квантово-размерных нанокристаллах кремния при радиационных воздействиях легкими частицами с последующими отжигами (эффект малых доз).

### **Методология и методы диссертационного исследования**

Результаты диссертации получены с применением комплекса экспериментальных методик. Основным методом являлась спектроскопия ФЛ. Также широко задействованы методики комбинационного рассеяния света (КРС), инфракрасной спектроскопии, эллипсометрии, электронной микроскопии. При анализе результатов использовалось численное моделирование.

### **Положения, выносимые на защиту**

1. В результате наносекундных лазерных отжигов происходит сегрегация кремния в слоях  $\text{SiO}_2$ , имплантированных  $\text{Si}$ . Наблюдаемая под действием наносекундных отжигов кристаллизация нанокластеров кремния в слоях  $\text{SiO}_2$  происходит посредством плавления.

2. Облучение тяжелыми высокоэнергетическими ионами приводит к образованию нанокристаллов и аморфных нанокластеров кремния в многослойных гетероструктурах  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ . Облучение создает зародыши, облегчающие при последующем отжиге формирование светоизлучающих нанокристаллов  $\text{Si}$ , наблюдается их упорядочение вдоль треков ионов.

3. Образование и отжиг радиационных нарушений в нанокристаллах  $\text{Si}$  с размерами 3-5 нм и в объемном кремнии существенно различаются. Различия обусловлены близостью стока

(поверхности нанокристаллов) к месту генерации дефектов и вкладом поверхностной энергии в термодинамику структурных перестроек.

В результате проведенных исследований впервые обнаружены эффекты:

- гашения фотолюминесценции в нанокристаллах Si при дозах облучения  $\sim 1$  смещ./нанокристалл;
- отжига радиационных повреждений и восстановления фотолюминесценции в нанокристаллах Si при температурах 600-800°C;
- аморфизации нанокристаллов Si при дозах облучения, соответствующих  $\sim 0.1$  смещ./ атом;
- кристаллизации нанокластеров Si при комнатной температуре под облучением ( $\sim 1$  смещ./нанокристалл).

### **Степень достоверности и апробация работы**

Достоверность полученных результатов обеспечена использованием ряда экспериментальных методик, воспроизводимостью результатов, проведенными расчетами и оценками при анализе. Результаты прошли проверку на конференциях и в процессе публикации материалов, изложены в 17-ти публикациях в реферируемых журналах, докладывались на международных и российских конференциях: «Кремний» (2002, 2009, 2012 гг.), «Радиационно-термические эффекты и процессы в неорганических материалах» (2000, 2002, 2006 гг.), «Физические и физико-химические основы ионной имплантации» (2002, 2006, 2008 гг.), «Полупроводники» (2007, 2009 гг.), «Аморфные и микрокристаллические полупроводники» (2006, 2008 гг.), «Ion-Surface Interaction» (2005, 2007 гг.), «Nanostructures: Physics and Technology» (2010 г.), «Films and Structures for Innovative Applications» (2012 г.), International Conference on Nanosciences & Nanotechnologies (2013 г.). Автор являлась стипендиатом конкурса для молодых ученых ИФП СО РАН, участвовала в выполнении фундаментальных проектов РФФИ, INTAS, была исполнителем в прикладных тематиках.

**Личный вклад автора** заключается в постановке задач, обсуждении, анализе и интерпретации результатов. Измерения оптических свойств пленок (методики ФЛ, комбинационного рассеяния света (КРС), инфракрасной спектроскопии) проводились автором.

**Структура и объем диссертации:** Диссертация состоит из введения, пяти глав, основных результатов и выводов. Работа содержит 154 страницы, включая 52 рисунка и список литературы из 205 наименований.

### **Основное содержание работы**

Во введении сформулированы цели и основные задачи работы, обоснована актуальность исследований, изложены их новизна и практическая значимость, защищаемые положения.

**Глава 1. Формирование полупроводниковых наноструктур на основе кремния и их оптические свойства (обзор литературы).** §1.1 посвящен обзору свойств квантово-размерных

кластеров кремния. Эффекты размерного квантования начинают проявляться, когда размеры НК становятся сравнимы с эффективным боровским радиусом электрона, для кремния эта величина составляет порядка 5 нм. Экспериментально и теоретически показано увеличение ширины запрещенной зоны и повышение вероятности излучательной рекомбинации в кластерах с уменьшением их размеров [2, 20, 21]. Изменяются также термодинамические свойства нанообъектов, а именно температуры плавления и кристаллизации [6, 7]. В §1.2 рассмотрены методы получения НК-Si в SiO<sub>2</sub>. Особое внимание уделено методу ионной имплантации, позволяющему создавать в пассивирующей матрице окисла изолированные НК-Si на заданной глубине. В §1.3 проанализированы литературные данные по модификации полупроводниковых нанокластеров с применением импульсных лазерных (§1.3.1) и радиационных (§1.3.2) воздействий. Первые исследования радиационной стойкости наноструктур Si проводились на пористом кремнии. В §1.3.3 анализируются работы по легированию НК-Si.

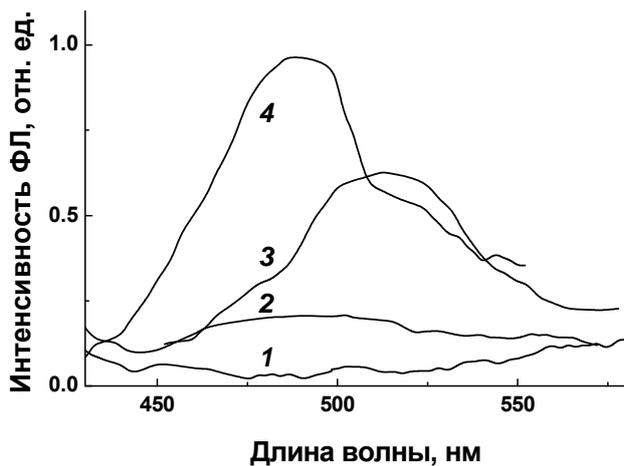
**Глава 2. Экспериментальные методы.** Описаны методики приготовления образцов с нанокластерами и НК-Si и основные экспериментальные методы их исследования. Основными объектами изучения были нанокластеры кремния, формируемые посредством имплантации ионов Si<sup>+</sup> в пленки SiO<sub>2</sub> с последующим отжигом в атмосфере N<sub>2</sub>. Пленки SiO<sub>2</sub> толщиной от 75 до 600 нм выращивались термическим окислением пластин Si в сухом кислороде. Имплантация ионов кремния проводилась с энергиями 25-190 кэВ. Дозы облучения в интервале 6·10<sup>16</sup>-2·10<sup>17</sup> см<sup>-2</sup> обеспечивали концентрацию избыточных атомов Si в максимуме распределения от 10 до 20 ат. %. Также для формирования нанокристаллического кремния последующими импульсными обработками использовались слои аморфного кремния и многослойные гетероструктуры Si/SiO<sub>2</sub>, полученные методом плазмохимического осаждения. Часть результатов была получена на слоях SiO<sub>x</sub> переменного состава, полученных одновременным осаждением из двух источников - плавленого кварца и Si - на подложку монокристаллического кремния. Осаждение осуществлялось с применением магнетронного распыления в Ar-плазме. Состав пленки плавно менялся от SiO<sub>2</sub> до Si [22]. Для формирования светоизлучающих НК-Si применялись стационарные печные в атмосфере N<sub>2</sub>, а также импульсные отжиги: быстрые термические отжиги (RTA, rapid thermal annealing) длительностью 1 с, импульсные ламповые отжиги (FLA, flash lamp annealing) длительностью 20 мс, импульсные лазерные отжиги. Длительность импульсов эксимерного лазера на KrF (длина волны 248 нм) составляла 20 нс. Фемтосекундные обработки проводились с помощью Ti:Sa лазера на длине волны 800 нм. Длительность импульсов была 120 фс, частота следования 1 кГц. При наносекундных и фемтосекундных обработках плотность энергии в импульсе (laser fluence) варьировалась от 0.06 до 0.3 Дж/см<sup>2</sup>. Отжиги для пассивации дефектов проводили в форминг-газе (94% Ar + 6% H<sub>2</sub>) при 500 °С.

Радиационные обработки: Облучение тяжелыми высокоэнергетичными ионами  $\text{Xe}^+$  с энергией 130-167 МэВ, дозами  $10^{12}$ - $10^{14}$   $\text{см}^{-2}$  или ионами  $\text{Bi}^+$  с энергией 700 МэВ, дозами  $3 \cdot 10^{12}$ - $10^{13}$   $\text{см}^{-2}$ , проводилось при комнатной температуре на циклотроне ИЦ-100 ЛЯР ОИЯИ, г. Дубна. В экспериментах по облучению легкими частицами НК-Si, сформированные в  $\text{SiO}_2$ , подвергались облучению при комнатной температуре электронами с энергией 400 кэВ (в колонне электронного микроскопа) и ионами  $\text{He}^+$  с энергиями 30-130 кэВ, дозами  $3 \cdot 10^{12}$ - $3 \cdot 10^{16}$   $\text{см}^{-2}$ . Энергия ионов  $\text{He}^+$  выбиралась такой, чтобы они проходили интересующую нас область с НК-Si насквозь, выделяя в ней лишь тормозные потери. Облучение ионами  $\text{F}^+$ ,  $\text{P}^+$  или  $\text{B}^+$  с энергиями 70-200 кэВ осуществляли в интервале доз  $10^{12}$ - $3 \cdot 10^{16}$   $\text{см}^{-2}$ .

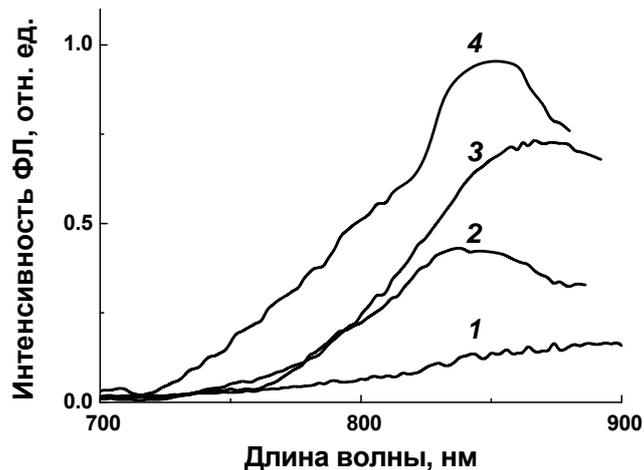
Исследования оптических и структурных свойств объектов проводились посредством следующих методик, описанных в §2.2 – 2.5: ФЛ, КРС и ИК-спектроскопии, электронной микроскопии, Оже-спектроскопии и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС).

**Глава 3. Формирование и модификация нанокластеров кремния в пленках  $\text{SiO}_x$  с применением импульсных отжигов.** Глава посвящена формированию и модификации нанокластеров кремния в системе Si: $\text{SiO}_2$  при быстрых термических и импульсных световых воздействиях, а также при нано- и фемтосекундных лазерных воздействиях [A7, A8]. Применяемые постимплантационные импульсные отжиги длительностями от 1 с до 120 фс описаны в главе 2. Дополнительно применялась термическая обработка в атмосфере водорода при 500 °С в течение 1 часа, пассивирующая дефекты в НК-Si.

Благодаря высоким температурам, развиваемым под действием мощных световых импульсов, различные этапы формирования НК-Si в  $\text{SiO}_2$  могут протекать достаточно быстро. Образование НК-Si наблюдается под действием мощных световых импульсов длительностями 1 с и 20 мс. Об этом свидетельствуют ФЛ в области ~800 нм и данные высокоразрешающей электронной микроскопии (ВРЭМ). Установлено, что импульса длительностью 20 нс с удельными мощностями 0.25-0.3 Дж/ $\text{см}^2$  достаточно для сегрегации избыточного Si из атомной сетки  $\text{SiO}_2$  и образования кремниевых преципитатов, люминесцирующих в видимом диапазоне (рис. 1). Однако формирования светоизлучающих кремниевых НК при этом не происходит, что очевидно связано с недостатком времени для их диффузионно-лимитируемого роста. При условии, что аморфные нанокластеры Si были предварительно сформированы, происходит их кристаллизация под действием наносекундных лазерных импульсов. В области спектра 700-900 нм наблюдается ФЛ, интенсивность которой растет с увеличением плотности энергии и числа лазерных импульсов (рис. 2). Проведены оценки, которые показали, что плотность энергии в импульсе 0.3 Дж/ $\text{см}^2$  обеспечивает нагрев поверхности кремниевой подложки до температуры выше плавления объемного кремния. Таким образом, процесс кристаллизации нанокластеров Si



**Рис. 1.** Спектры ФЛ слоев  $\text{SiO}_2$ , имплантированных Si, после наносекундного лазерного отжига. Плотность энергии в импульсе, Дж/см<sup>2</sup>: 1- 0.2; 2- 0.25; 3- 0.3; 4- 0.3 × 3 импульса.



**Рис. 2.** Спектры ФЛ после наносекундного лазерного отжига пленки  $\text{SiO}_2$  с нанокластерами кремния, аморфизованными бомбардировкой ионами фтора. Плотность энергии в импульсе, Дж/см<sup>2</sup>: 1- 0.2; 2- 0.25; 3- 0.3; 4- 0.3 × 3 импульса.

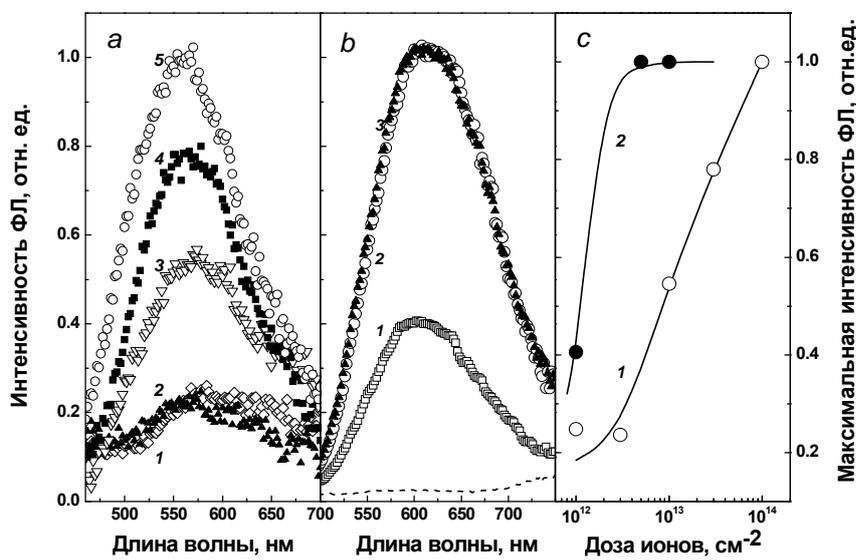
происходит через плавление. При этом важно отметить, что не наблюдалось эрозии поверхности пленок. Показано, что длительности фемтосекундных импульсных лазерных отжигов в интервале плотностей энергий до 0.2 Дж/см<sup>2</sup> (вплоть до начала эрозии поверхности) не достаточно для создания центров видимой ФЛ в слоях  $\text{SiO}_2$ , имплантированных Si. Таким образом, даже при нагреве до очень высоких температур длительность фемтосекундных обработок слишком мала для обеспечения массопереноса, необходимого для формирования кластеров. Фемтосекундный лазерный отжиг кристаллизует аморфные кремниевые наноструктуры, когда массоперенос не требуется. По спектрам КРС было установлено, что тонкие аморфные слои Si толщиной ~90 нм на стекле кристаллизуются как под действием наносекундных, так и фемтосекундных лазерных отжигов. В последнем случае требуется плотность энергии ~0.06 Дж/см<sup>2</sup>.

**Глава 4. Формирование и модификация светоизлучающих нанокластеров кремния в пленках  $\text{SiO}_x$  с применением тяжелых ионов высоких энергий.** При прохождении тяжелых частиц МэВ-ных энергий ( $>0.1$  МэВ/а.е.м.) через твердые тела образуются треки диаметром в несколько нм, внутри которых уровень ионизации может достигать  $\sim 10^{22}$  см<sup>-3</sup>, а температура - 5000 К [23]. Таким образом, подобное облучение представляет собой сильно локализованный импульсный отжиг, где активными факторами могут быть и нагрев, и ионизация. В главе рассмотрены процессы формирования нанопреципитатов Si в слоях  $\text{SiO}_x$  в широком диапазоне  $x$ , а также в многослойных структурах Si/SiO<sub>2</sub> под действием тяжелых ионов высоких энергий.

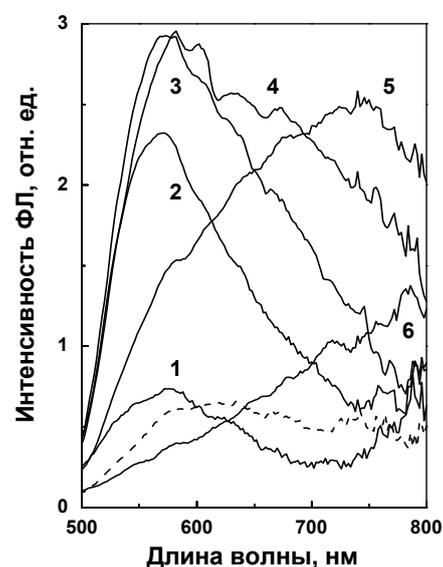
Для выяснения роли ионизационных потерь в процессах формирования Si наноструктур проведены эксперименты на слоях стехиометрического  $\text{SiO}_2$  толщиной 320 нм с

использованием двух типов ионов:  $\text{Xe}^+$ , 167 МэВ и  $\text{Bi}^+$ , 700 МэВ [A12, A14]. Изучены оптические и структурные свойства облученных слоев. Экспериментально с помощью методик КРС, РФЭС, ИК-спектроскопии и ВРЭМ установлено, что облучение слоев  $\text{SiO}_2$  приводит к формированию нанопреципитатов, обогащенных атомами Si (O-дефицитных). Бомбардировка тяжелыми ионами слоев  $\text{SiO}_2$  приводит к появлению центров эмиссии света в желто-оранжевом диапазоне с максимумом интенсивности вблизи 600 нм (рис. 3). Интенсивность ФЛ растет с дозой облучения. В случае  $\text{Bi}$  пик ФЛ смещен в длинноволновую область спектра и наблюдается насыщение сигнала с дозой. Предполагая, что структурные перестройки идут в треках тяжелых ионов и насыщение сигнала ФЛ связано с перекрытием треков, используя формулу площади покрытия поверхности, по дозовым зависимостям интенсивности ФЛ (рис. 3, с) проведена оценка диаметров треков тяжелых ионов  $\text{Xe}$  и  $\text{Bi}$ . Значения составили  $\sim 3$  нм и  $\sim 10$  нм для  $\text{Xe}$  и  $\text{Bi}$ , соответственно.

Следующим этапом работы стало формирование наноструктур под действием тяжелых высокоэнергетичных ионов  $\text{Xe}$  в слоях  $\text{SiO}_x$  с различным содержанием Si. В экспериментах использовались слои  $\text{SiO}_2$ , имплантированные ионами Si [A10, A11], и слои  $\text{SiO}_x$  толщиной  $\sim 0.55$  мкм переменного состава на Si подложке [A13]. Спектры ФЛ после облучения  $\text{Xe}$  представлены на рис. 4. По мере увеличения содержания кремния до  $x \sim 1.75$  сначала растет



**Рис. 3.** Спектры ФЛ слоев  $\text{SiO}_2$  после облучения и пассивирующих отжигов в формирующем газе 500 °С, 30 мин.: *a* – дозы облучения  $\text{Xe}^+$ , 167 МэВ,  $10^{12}$  см $^{-2}$ : 1- 1; 2- 3; 3- 10; 4- 30; 5- 100; *b* – дозы  $\text{Bi}^+$ , 700 МэВ,  $10^{12}$  см $^{-2}$ : 1- 3; 2- 5; 3- 10. Пунктир – спектры ФЛ до облучения; *c* – дозовая зависимость максимальной интенсивности ФЛ в случае облучения  $\text{Xe}$  (1) и  $\text{Bi}$  (2).

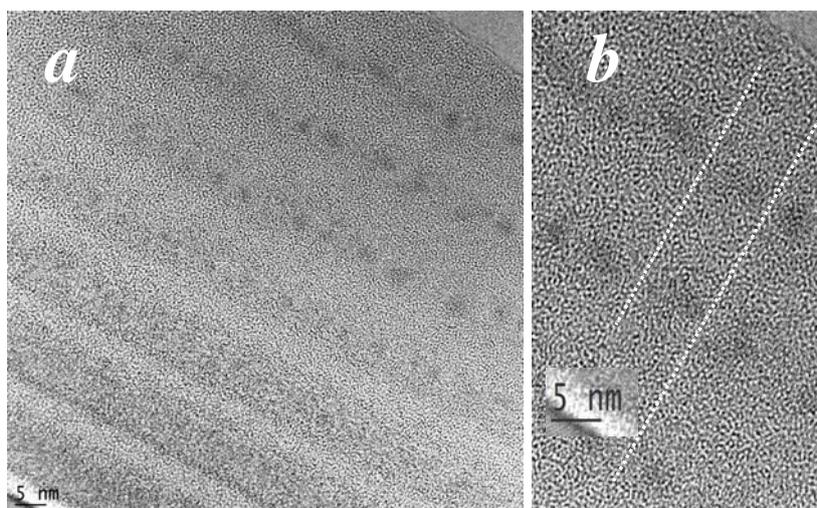


**Рис. 4.** Зависимость спектров ФЛ от состава слоев  $\text{SiO}_x$ , облученных ионами  $\text{Xe}^+$ , 167 МэВ, дозой  $10^{14}$  см $^{-2}$ . Величина  $x$ : 1- 1.9, 2- 1.85, 3- 1.8, 4- 1.75, 5- 1.7, 6- 1.65. Штриховая линия – до облучения ( $x=1.75$ ).

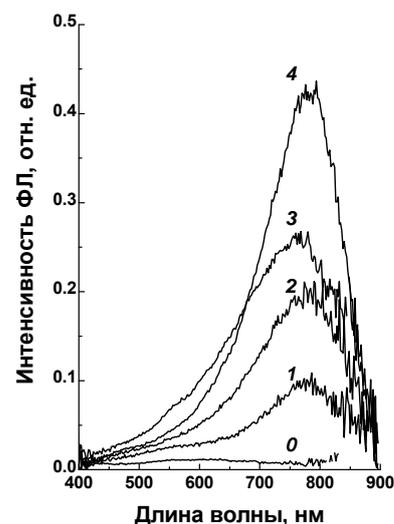
интенсивность полосы с максимумом 550-620 нм, затем (для  $x \sim 1.75-1.7$ ) максимум ФЛ сдвигается в длинноволновую область к  $\sim 800$  нм. При дальнейшем увеличении избытка Si ( $x < 1.7$ ) интенсивность ФЛ снижается. Такая зависимость позволяет предположить, что ФЛ связана с ростом числа и размеров источников эмиссии, подчиняющихся квантово-размерным ограничениям. Исходные слои  $\text{SiO}_x$  давали слабую ФЛ в широкой области спектра, мало зависящую от состава пленки (рис. 4, пунктир). На основании данных электронной микроскопии, РФЭС, ИК-спектроскопии сделан вывод, что источниками эмиссии являются нанопреципитаты кремния, образующиеся в результате декомпозиции  $\text{SiO}_x$  в треках высокоэнергетических ионов. Рост концентрации избыточного Si в исходных слоях вначале повышает вероятность образования нанопреципитатов и тем самым увеличивает интенсивность ФЛ, а затем приводит к росту их размеров, вызывая длинноволновый сдвиг вследствие квантовых ограничений. Чрезмерный избыток Si ведет к разрастанию выделений со снятием квантово-размерных ограничений и к их коалесценции. Оба фактора ведут к гашению ФЛ.

Далее исследовано действие быстрых тяжелых ионов на многослойные гетероструктуры Si/SiO<sub>2</sub> [A15, A17]. Использование нанометровых слоев Si разной толщины, чередующихся со слоями SiO<sub>2</sub>, позволяет контролируемо управлять свойствами квантово-размерных излучателей, поэтому такие структуры привлекают интерес исследователей. В гетероструктурах Si/SiO<sub>2</sub> размеры задаются толщиной слоев Si. Однако с уменьшением толщины слоя кристаллизация Si затрудняется [7].

Исследованы структуры, содержащие от 4 до 7 пар слоев Si/SiO<sub>2</sub> с толщинами Si от 4 нм (тонкие слои) до 8 нм (толстые слои) и окисла  $\sim 10$  нм. Облучение проводилось высокоэнергетическими ионами Хе. Под действием тяжелых ионов высоких энергий в многослойных гетероструктурах Si/SiO<sub>2</sub> образуются нанокластеры кремния. При этом слоистость в целом сохраняется и наблюдается упорядочение нанокластеров вдоль треков ионов (рис. 5). Изучены излучательные свойства структур в зависимости от толщины слоев Si. В исходных (необлученных) структурах сигнала ФЛ не наблюдалось. Для тонких слоев Si ( $\sim 4$  нм) после облучения возникает широкая полоса ФЛ с максимумом  $\sim 490$  нм, интенсивность которой уменьшается при пассивации водородом и исчезает при дальнейших отжигах. Эти особенности показывают, что сине-зеленая эмиссия относится к некоторым структурным несовершенствам, а не к НК-Si. Второй тип ФЛ-центров, излучающих в широком диапазоне длин волн около 600 нм, преобладает в облученных структурах Si/SiO<sub>2</sub> с более толстыми слоями Si ( $\sim 8$  нм). Интенсивность их свечения растет, и ее максимум сдвигается в красную область спектра с ростом температуры отжига, в отличие от поведения центров ФЛ первого типа. Это объясняется увеличением числа, размеров и структурного совершенства квантово-размерных светоизлучающих нанопреципитатов. На рис. 6 показан рост ФЛ с дозой облучения.



**Рис. 5.** ВРЭМ изображение многослойных структур Si/SiO<sub>2</sub> после облучения Хе<sup>+</sup>, 167 МэВ, дозой 10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>.



**Рис. 6.** Спектры ФЛ Si/SiO<sub>2</sub> структур с «толстыми» слоями Si после отжига 1100 °С: 0- необлученный образец; облученные Хе<sup>+</sup>, 167 МэВ, дозой, см<sup>-2</sup>: 1- 10<sup>13</sup>, 2- 5·10<sup>13</sup>, 3- 10<sup>14</sup>, 4- 3·10<sup>14</sup>.

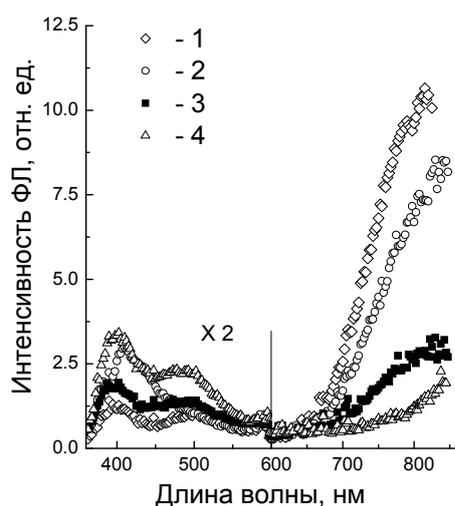
Таким образом, облучение создает зародыши, облегчающие при последующем отжиге формирование НК-Si в гетероструктурах Si/SiO<sub>2</sub>.

Согласно расчетам по программе SRIM ([www.srim.org](http://www.srim.org)) в исследуемых слоях для ионов Хе<sup>+</sup> потери на ионизацию составляли ~14.5 кэВ/нм, упругие потери ~4.5 эВ/нм, потери Вi<sup>+</sup> на ионизацию составляли ~24 кэВ/нм, упругие потери ~7.5 эВ/нм. Торможение ионов в приповерхностных областях на 99.7% происходит за счет ионизационных потерь (пробеги ионов составляли ~19 мкм и ~45 мкм для Хе и Вi, соответственно). Таким образом, формирование нанопреципитатов Si в слоях SiO<sub>x</sub> и зародышеобразование в гетероструктурах Si/SiO<sub>2</sub> протекают благодаря сильным локальным нагревам в треках за счет ионизационных потерь при торможении ионов. В рамках тепловой модели процессы в треках развиваются следующим образом. Электроны в треке термализуются за ~10<sup>-15</sup> с. Возбужденные электроны передают энергию атомам за ~10<sup>-11</sup> с. Далее трек остывает со скоростью ~10<sup>13</sup> К/с. Таким образом, материал пребывает в стадии расплава ~10<sup>-10</sup>-10<sup>-9</sup> с [23]. При коэффициентах диффузии в расплавах 10<sup>-4</sup>-10<sup>-3</sup> см<sup>2</sup>/с этих времен достаточно для перемешивания атомов и для создания зародышей новых фаз. В пользу нагревов говорят и полученные нами данные по дегидрогенизации структур после облучения. Также обсуждается роль деформаций, которые обусловлены неоднородным нагревом, высокими скоростями охлаждения и уходом атомов из областей треков. Метастабильное состояние деформированной системы приводит к изменению кинетики фазовых переходов при дальнейших термических обработках, в частности, к уменьшению размера критического зародыша.

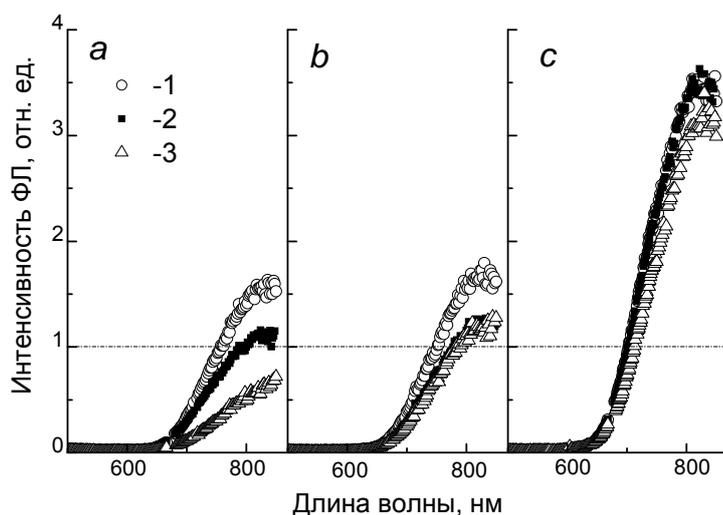
**Глава 5. Действие облучения на нанокристаллы кремния в пленках SiO<sub>2</sub>.** Как было показано в обзоре литературы, первые работы по радиационной стойкости наноструктур выполнялись только на пористом кремнии [17, 18], причем они были немногочисленны и противоречивы. Создаваемые ионным синтезом НК-Si стабильны, имеют защищенную поверхность, что позволяет исключить противоречия в интерпретации результатов, во многом связанные с развитой открытой поверхностью пористого Si. Глава посвящена действию радиационных дефектов на структурные и оптические свойства НК-Si в пленках SiO<sub>2</sub> [A1, A2].

НК-Si были созданы в слоях SiO<sub>2</sub> методом ионной имплантации Si<sup>+</sup> с последующим отжигом. ВРЭМ подтвердила, что в результате отжига 1100-1150 °С в течение 30 мин. в атмосфере N<sub>2</sub> формируются НК-Si размером 3-5 нм. Далее нанокристаллы подвергались облучению при комнатной температуре электронами или ионами He<sup>+</sup>, которые создают в кремнии подвижные точечные дефекты. При использованных энергиях частицы проходили интересующую нас область насквозь, достаточно однородно выделяя в ней тормозные потери. Свойства слоев контролировались методами ФЛ и электронной микроскопии.

На рис. 7 показаны спектры ФЛ исходных образцов и на разных стадиях бомбардировки ионами He<sup>+</sup>. Интенсивность полосы, связанной с НК-Si снижается с ростом дозы облучения. С помощью программы TRIM-95 (<http://www.srim.org>) были проведены следующие оценки. Упругие потери ионов He<sup>+</sup> в исследуемом слое составили ~0.05 вакансии/ ион / нм (в расчетах закладывалось значение порога смещения E<sub>d</sub> ≈ 15 эВ). Гашение ФЛ наблюдается при дозах ионов He<sup>+</sup> порядка 10<sup>13</sup> см<sup>-2</sup>, концентрация вакансий в интересующем нас слое составляет



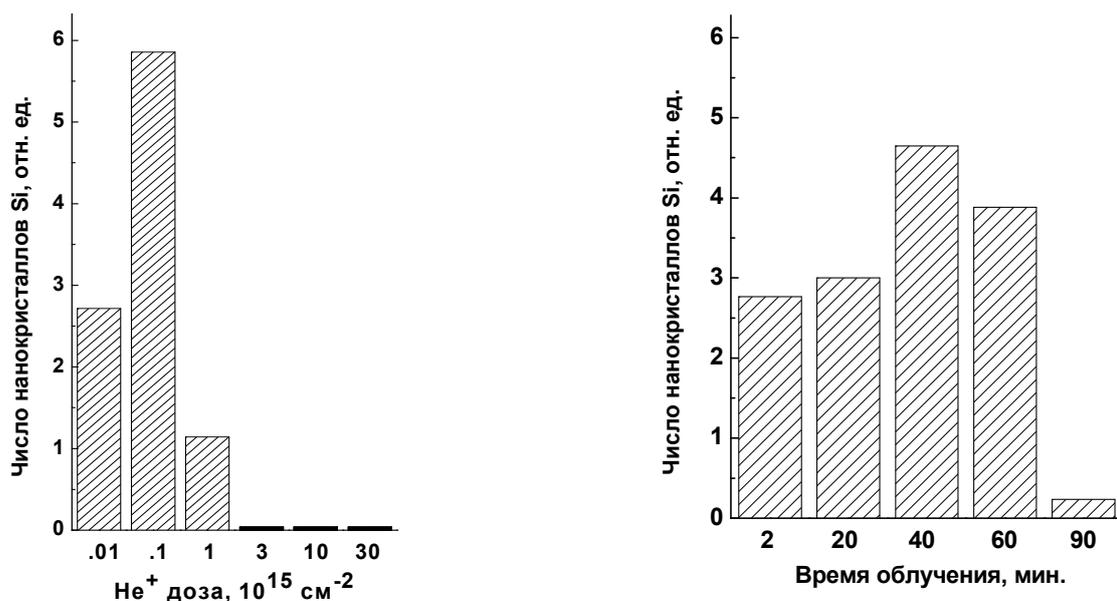
**Рис. 7.** Спектры ФЛ слоев SiO<sub>2</sub> с НК-Si до (1) и после облучения ионами He<sup>+</sup>, 130 кэВ, дозами, см<sup>-2</sup>: 2- 3·10<sup>12</sup>; 3- 10<sup>13</sup>; 4- 3·10<sup>13</sup>.



**Рис. 8.** Спектры ФЛ образцов, облученных ионами He<sup>+</sup>, 130 кэВ, дозами, см<sup>-2</sup>: 1- 3·10<sup>12</sup>; 2- 1·10<sup>13</sup>; 3- 3·10<sup>13</sup>, и отожженных в течение 30 мин при 600 °С (а), 800 °С (b) и 1000 °С (с). Штрих-пунктир – максимальная интенсивность ФЛ исходных образцов.

$N=10^{13} \cdot 0.05 \cdot 10^7 / 5 \cdot 10^{22} = 10^{-4}$  смещений/атом. Поскольку НК с размерами  $\sim 5$  нм содержат  $\sim 3000$  атомов, падение интенсивности ФЛ происходит при введении в нанокристалл единичных смещений и обусловлено, по-видимому, введением центров безызлучательной рекомбинации. Это означает, что для создаваемых облучением подвижных дефектов существует фиксирующий сток с высокой эффективностью захвата. Таким стоком является, очевидно, поверхность нанокристаллов. Моделирование методом Монте-Карло без учета барьера при рекомбинации (аннигиляции) вакансии и междоузлия показало, что у компонентов пар Френкеля больше шансов достичь границ кристалла, чем рекомбинировать или сформировать более сложный дефект в объеме НК-Si. При введении одной пары Френкеля, вероятность стока вакансии или междоузлия к поверхности оказалась  $\sim 90\%$ .

Для отжига дефектов в НК-Si достаточны температуры  $600-800$  °С (рис. 8). Интенсивность ФЛ после облучения и отжига  $1000$  °С усиливалась в  $\sim 3$  раза, по сравнению с исходным необлученным образцом (рис. 8, с). По данным электронной микроскопии был произведен подсчет числа НК-Si в процессе облучения ионами  $\text{He}^+$  и электронами, результаты представлены на гистограммах (рис. 9). При малых дозах облучения, когда наблюдается гашение ФЛ, число НК-Si не уменьшается, а растет. Усиление ФЛ после отжига облученных образцов связано с суммированием интенсивностей изначально существовавших НК-Si и новых, появившихся вследствие облучения. Увеличение числа НК-Si при облучении малыми дозами легких частиц предположительно связано с явлением, известным как ударная кристаллизация [24, 25]. Проведенные оценки вклада различных факторов в свободную энергию нанокластера показали, что решающими для ударной кристаллизации являются



**Рис. 9.** Гистограммы изменения числа нанокристаллов Si при увеличении дозы ионов  $\text{He}^+$  (слева) и времени облучения электронами  $400 \text{ кэВ}$ ,  $\sim 80 \text{ А/см}^2$  (справа).

скрытая теплота кристаллизации и энергетические потери ионов. После наших работ [A1, A2] эффект кристаллизации аморфных нанокластеров Ge под пучком электронов с энергией 200 кэВ, и плотностью тока  $j \sim 10\text{-}150 \text{ А/см}^2$  при дозах  $\sim 4 \cdot 10^4 \text{ Кл/см}^2$  ( $\sim 2.5 \cdot 10^{23} \text{ эл./см}^2$ ) наблюдали в работе [26]. Из гистограмм (рис. 9) видно также, что после достижения определенной дозы облучения происходит резкое сокращение количества нанокристаллов. НК-Si аморфизуются под действием электронов и ионов  $\text{He}^+$ , если смещены до 10% атомов. Для сравнения, объемный Si аморфизуется только более тяжелыми ионами. Близость границ раздела обеспечивает по мере набора дозы возможность накопления точечных дефектов вплоть до аморфизации нанокристаллов. О возможности аморфизации Si за счет накопления точечных дефектов при наличии связывающих границ свидетельствуют результаты работ [27, 28].

Рассматривается влияние интенсивности торможения ионов при облучении на процессы дефектообразования в НК-Si [A9]. Для этого проведены эксперименты по бомбардировке НК-Si ионами разной массы и энергии. Использованы ионы  $\text{He}^+$  с энергией 130 кэВ,  $\text{F}^+$ , 200 кэВ либо  $\text{P}^+$ , 150 кэВ. Различия в энергии и массе ионов, а также в глубине залегания НК-Si, позволяло обеспечивать в них разную интенсивность торможения, которая определяется потерями энергии (атомными смещениями) на единицу пути ионов. Потери рассчитывались по программе TRIM-95 и составляли от  $\sim 0.05$  до  $\sim 4$  смещ./нм на 1 ион в слоях с НК-Si. Показано, что гашение ФЛ при единичных смещениях характерно только для малых интенсивностей торможения ионов, т.е. рыхлых каскадов смещений. Рост интенсивности торможения соответствуют введению более плотных каскадов смещений с возможностью генерации в НК-Si одновременно нескольких френкелевских пар. В такой ситуации компоненты генерируемых пар частично стекают к поверхности нанокристалла, а частично формируют стабильные структурные нарушения внутри. Для аморфизации НК-Si при комнатной температуре необходимо накопить  $\sim 0.1$  смещения на атом. Интенсивность торможения ионов не играет здесь той роли, как при гашении ФЛ.

Далее рассмотрены особенности поведения основных легирующих примесей для кремния – бора и фосфора в НК-Si, сформированных в слоях  $\text{SiO}_2$  [A4-A6]. В исходных структурах после отжига при 1000 °С или 1100°С в течение 2 часов наблюдалась интенсивная ФЛ с максимумом вблизи 780 нм, характерная для квантово-размерных кристаллов Si. Затем в слои внедряли ионы  $\text{P}^+$  или  $\text{B}^+$  дозами  $10^{13}\text{-}10^{16} \text{ см}^{-2}$  при энергиях 150 и 70 кэВ, соответственно. Выбранное соотношение энергий ионов  $\text{Si}^+$ ,  $\text{P}^+$  и  $\text{B}^+$  обеспечивало примерное равенство их пробегов ( $\sim 220$  нм). Затем образцы отжигались в атмосфере  $\text{N}_2$  по 30 мин. при температурах 600-1100 °С. Из анализа данных РФЭС и ФЛ предполагается попадание атомов примеси внутрь НК-Si, однако ожидавшегося из теоретических оценок гашения ФЛ вследствие Оже рекомбинации при введении в НК-Si хотя бы одного дополнительного носителя [29] не

наблюдалось. В спектрах оптического поглощения легированных НК-Si также не обнаружено поглощения на свободных носителях [A5]. Влияние примесей проявилось только при очень высоких концентрациях и было двояким. Хорошо растворимые примеси (P) ускоряют кристаллизацию, как это происходит и в объемном Si. Отмечены два фактора, усиливающие ФЛ и предположительно связанные с ростом числа НК-Si. Первый проявляется при минимальной дозе и объясняется ударной кристаллизацией нановыделений. Второй выявлен после больших доз и обусловлен ускорением кристаллизации примесью. Последнее, наряду с явной дозовой зависимостью послеотжиговой ФЛ, рассматривается как свидетельство попадания атомов фосфора в НК-Si.

#### **Основные результаты и выводы:**

1. Установлено, что наносекундные импульсные лазерные отжиги в интервале плотностей энергий 0.2-0.3 Дж/см<sup>2</sup> формируют в имплантированных Si<sup>+</sup> слоях SiO<sub>2</sub> светоизлучающие нанопреципитаты кремния. Показано, что такие воздействия кристаллизуют аморфные нанокластеры кремния. Процесс кристаллизации происходит через плавление.
2. Экспериментально установлено, что облучение слоев SiO<sub>2</sub> тяжелыми ионами высоких энергий приводит к формированию нанопреципитатов, обогащенных атомами Si (О-дефицитных). При облучении слоев SiO<sub>x</sub> формируются светоизлучающие нанокластеры и нанокристаллы кремния. Их размерами и концентрацией можно управлять, меняя как параметры облучения, так стехиометрический параметр *x*.
3. Показано, что действие тяжелых ионов высокой энергии на многослойные гетероструктуры Si/SiO<sub>2</sub> приводит к образованию нанокристаллов и нанокластеров кремния. При этом слоистость сохраняется и наблюдается упорядочение нанокластеров вдоль треков ионов. Облучение создает зародыши, облегчающие при последующем отжиге формирование нанокристаллов Si в гетероструктурах Si/SiO<sub>2</sub>. Процессы зародышеобразования протекают в треках благодаря сильным нагревам за счет ионизационных потерь при торможении ионов.
4. Обнаружено, что создание радиационных дефектов в нанокристаллах кремния размерами 3-5 нм в SiO<sub>2</sub> приводит к гашению фотолюминесценции, обусловленной квантово-размерным эффектом. По оценкам, для гашения фотолюминесценции достаточно одного дефекта на нанокристалл. Причиной гашения предполагается сток подвижных компонентов пар Френкеля на границу Si-SiO<sub>2</sub> с образованием центров безызлучательной рекомбинации.
5. Обнаружен эффект кристаллизации нанокластеров Si при комнатной температуре под действием легких частиц и быстрых электронов. Механизм кристаллизации ударный, причем она происходит при ~1 смещении/нанокристалл. Получено усиление фотолюминесценции облученных образцов после отжигов, что является результатом кристаллизации аморфных нанокластеров Si под облучением.

6. Показано, что в отличие от объемного Si, кремниевые нанокристаллы могут быть аморфизованы легкими частицами (в том числе электронами и ионами He<sup>+</sup>), для этого необходимо произвести ~0.1 смещения/атом. Аморфизация происходит за счет накопления дефектов на границе Si-SiO<sub>2</sub>.

#### **Основные публикации по результатам работы:**

A1. Light particle irradiation effects in Si nanocrystals / G.A. Kachurin, M.-O. Ruault, A.K. Gutakovskii, O. Kaitasov, S.G. Yanovskaya (Cherkova), K.S. Zhuravlev, H. Bernas // Nucl. Instr. and Meth. B. – 1999. – V. 147. – P. 356 – 360.

A2. Действие облучения и последующего отжига на нанокристаллы Si, сформированные в слоях SiO<sub>2</sub> / Г.А. Качурин, С.Г. Яновская (Черкова), М.-О. Ruault, А.К. Гутаковский, К.С. Журавлев, О. Kaitasov, H. Bernas. // Физика и техника полупроводников. – 2000. – Т. 34. Вып. 8. – С. 1004 – 1009.

A3. Эллипсометрические исследования отжига слоев SiO<sub>2</sub> при формировании в них светоизлучающих нанокристаллов Si / Т. Хасанов, А.С. Мардежов, С.Г. Яновская (Черкова), Г.А. Качурин, О. Kaitasov // Оптика и спектроскопия. – 2001. – Т. 90, № 6. – С. 924 – 927.

A4. Влияние имплантации ионов Р на фотолюминесценцию нанокристаллов Si в слоях SiO<sub>2</sub> / Г.А. Качурин, С.Г. Яновская (Черкова), Д.И. Тетельбаум, А.Н. Михайлов // Физика и техника полупроводников. – 2003. – Т. 37, Вып. 6. – С. 738 – 742.

A5. Implantation of P ions in SiO<sub>2</sub> layers with embedded Si nanocrystals / G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, V.A. Volodin, V.G. Kesler, A.K. Gutakovskiy, A.G. Cherkov, A.V. Bublikov, D.I. Tetelbaum // Nucl. Instr. Meth. B. – 2004. – V. 222. – P. 497 – 504.

A6. Влияние имплантации ионов бора и последующих отжигов на свойства нанокристаллов Si / Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, В.А. Володин, Д.М. Марин, Д.И. Тетельбаум, Н. Becker // Физика и техника полупроводников. – 2006. – Т. 40, Вып. 1. – С. 75 – 81.

A7. Действие мощных нано- и фемтосекундных лазерных импульсов на кремниевые наноструктуры / Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, В.А. Володин, Д.В. Марин, М. Deutschmann // Физика и техника полупроводников. – 2008. – Т. 42, Вып. 2. – С. 181 – 186.

A8. Formation of light-emitting Si nanostructures in SiO<sub>2</sub> by pulsed anneals / G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, D.V. Marin, R.A. Yankov, M. Deutschmann // Nanotechnology. – 2008. – V. 19. – P. 355305.

A9. Влияние интенсивности торможения ионов на дефектообразование при имплантации в нанокристаллы кремния / Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, Д.В. Марин, А.К. Гутаковский, А.Г. Черков, В.А. Володин // Физика и техника полупроводников. – 2008. – Т. 42, Вып. 9 – С. 1145 – 1149.

A10. Светоизлучающие наноструктуры Si, формирующиеся в SiO<sub>2</sub> при облучении быстрыми

тяжелыми ионами / Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, В.А. Скуратов, Д.В. Марин, А.Г. Черков // Физика и техника полупроводников. – 2010. – Т. 44, Вып. 4. – С. 544 – 549.

A11. Light-emitting Si nanostructures formed in silica layers by irradiation with swift heavy ions / G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, D.V. Marin, A.G. Cherkov, V.A. Skuratov // Appl. Phys. A. – 2010. – V. 98. – P. 873 – 877.

A12. Формирование светоизлучающих наноструктур в слоях стехиометрического SiO<sub>2</sub> при облучении тяжелыми ионами высоких энергий / Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, В.А. Скуратов, Д.В. Марин, В.Г. Кеслер, В.А. Володин // Физика и техника полупроводников. – 2011. – Т. 45, Вып. 10. – С. 1363 – 1368.

A13. Влияние состава слоев SiO<sub>x</sub> на формирование в них светоизлучающих наноструктур Si под действием быстрых тяжелых ионов / Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, Д.В. Марин, В.Г. Кеслер, В.А. Скуратов, А.Г. Черков // Физика и техника полупроводников. – 2011. – Т. 45, Вып. 3. – С. 419 – 424.

A14. Light-emitting Si nanostructures formed by swift heavy ions in stoichiometric SiO<sub>2</sub> layers / G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, D.V. Marin, V.G. Kesler, V.A. Volodin, V.A. Skuratov // Nucl. Instr. Meth. B. – 2012. – V. 282. – P. 68 – 72.

A15. Действие быстрых тяжелых ионов на многослойные гетероструктуры Si/SiO<sub>2</sub> / Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, Д.В. Марин, В.А. Володин, А.Г. Черков, А.Х. Антоненко, Г.Н. Камаев, В.А. Скуратов // Физика и техника полупроводников. – 2013. – Т. 47, Вып. 3. – С. 334 – 339.

A16. Фазовое расслоение как основа формирования светоизлучающих нанокластеров кремния в пленках SiO<sub>x</sub> при облучении быстрыми тяжелыми ионами / С.Г. Черкова, Г.А. Качурин, В.А. Володин, А.Г. Черков, Д.В. Марин, В.А. Скуратов. // Автометрия. – 2014. – Т. 50, № 3. – С. 93 – 100.

A17. Light-emitting Si nanostructures formed by swift heavy ions in *a* - Si:H/SiO<sub>2</sub> multilayer heterostructures / S.G. Cherkova, V.A. Volodin, A.G. Cherkov, A.Kh. Antonenko, G.N. Kamaev, V.A. Skuratov // Mater. Res. Express. – 2017. – Vol. 4, № 8. – P. 085001.

#### **Список цитируемой литературы:**

- 
1. Device applications of silicon nanocrystals and nanostructures / Edited by N. Koshida. Springer, 2009. – 350 p.
  2. Optical gain in silicon nanocrystals / L. Pavesi, L. Dal Negro, C. Mazzoleni, G. Franzo, F. Priolo // Nature. – 2000. – V. 408. – P. 440 – 444.
  3. Furukawa, S. Quantum size effects on the optical band gap of microcrystalline Si:H / S. Furukawa, T. Miyasato // Phys. Rev. B. – 1988. – V. 38, № 8. – P. 5726 – 5729.
  4. Quantum size effects on photoluminescence in ultrafine Si particles / H. Takagi, H. Ogawa, Y.

- 
- Yamazaki, A. Ishizaki, T. Nakagiri. // *Appl. Phys. Lett.* – 1990. – V. 56, № 24. – P. 2379 – 2380.
5. Canham, L.T. Silicon quantum wire array fabrication by electrochemical and chemical dissolution of wafers / L.T. Canham // *Appl. Phys. Lett.* – 1990. – V. 57, № 10. – P. 1046 - 1048.
  6. Goldstein, A.N. The melting of silicon nanocrystals: Submicron thin-film structures derived from nanocrystal precursors / A.N. Goldstein // *Appl. Phys. A.* – 1996. – V. 62. – P. 33 – 37.
  7. Thermal crystallization of amorphous superlattices / M. Zacharias, J. Bläsing, P. Veit, L. Tsybeskov, K. Hirschman, P.M. Fauchet // *Appl. Phys. Lett.* – 1999. – V. 74, № 18. – P. 2614 – 2616.
  8. Yu, D.K. Structural transition in nanosized silicon clusters / D.K. Yu, R.Q. Zhang, S.T. Lee // *Phys. Rev. B.* – 2002. – V. 65. – P. 245417.
  9. Structural perturbations within Ge nanocrystals in silica / A. Cheung, G. de M. Azevedo, C.J. Glover, D.J. Llewellyn, R.G. Elliman, G.J. Foran, M.C. Ridgway // *Appl. Phys. Lett.* – 2004. – V. 84, № 2. – P. 278 – 280.
  10. Visible photoluminescence related to Si precipitates in Si<sup>+</sup>-implanted SiO<sub>2</sub> / T. Shimizu-Iwayama, M. Ohshima, T. Niimi, S. Nakao, K. Saitoh, T. Fujita, N. Itoh // *J. Phys.: Condens. Matter* – 1993. – V. 5. – P. L375 – L380.
  11. Room-temperature visible luminescence from silicon nanocrystals in silicon implanted SiO<sub>2</sub> layers / P. Mutti, G. Ghislotti, S. Bertoni, L. Bonoldi, G.F. Cerofolini, L. Meda, E. Grilli, M. Guzzi // *Appl. Phys. Lett.* – 1995. – V. 66, № 7. – P. 851-853.
  12. Visible and near-infrared luminescence from silicon nanostructures formed by ion implantation and pulse annealing / G.A. Kachurin, I.E. Tyschenko, K.S. Zhuravlev, N.A. Pazdnikov, V.A. Volodin, A.K. Gutakovskii, A.F. Leier, W. Skorupa, R.A. Yankov // *Nucl. Instrum. Meth. B.* – 1997. – V. 122, № 3. – P. 571 – 574.
  13. Improvement in photoluminescence efficiency of SiO<sub>2</sub> films containing Si nanocrystals by P doping: An electron spin resonance study / M. Fujii, A. Mimura, S. Hayashi, K. Yamamoto, Ch. Urakawa, H. Ohta // *J. Appl. Phys.* – 2000. – V. 87, № 4. – P. 1855 – 1857.
  14. Photoluminescence and free-electron absorption in heavily phosphorus-doped Si nanocrystals / A. Mimura, M. Fujii, S. Hayashi, D. Kovalev, F. Koch // *Phys. Rev. B.* – 2000. – V. 62, № 19. – P. 12625 – 12627.
  15. Особенности фотолуминесценции в SiO<sub>2</sub> с нановключениями кремния, полученными методом ионной имплантации / Д.И. Тетельбаум, И.А. Карпович, М.В. Степихова, В.Г. Шенгуров, К.А. Марков, О.Н. Горшков // *Поверхность.* – 1998. – №5. – С. 31 – 33.
  16. The effect of annealing under hydrostatic pressure on the visible photoluminescence from Si<sup>+</sup>-ion implanted SiO<sub>2</sub> films / I.E. Tyschenko, L. Rebohle, R.A. Yankov, W. Skorupa, A. Misiuk, G.A. Kachurin // *J. Luminescence* – 1999. – V. 80. – P. 229 – 233.

- 
17. Ion-irradiation control of photoluminescence from porous silicon / J.S. Barbour, D. Dimos, T.R. Guillinger, M.J. Kelly, S.S. Tsao // *Appl. Phys. Lett.* – 1991. V. 59, № 17. – P. 2088 - 2090.
  18. Деградация фотолюминесценции пористого кремния под действием гамма-облучения  $^{60}\text{Co}$  / Е.В. Астрова, В.В. Емцев, А.А. Лебедев, Д.И. Полоскин, А.Д. Ременюк, Ю.В. Рудь, В.Е. Харциев // *Физика и техника полупроводников.* – 1995. – Т. 29, Вып. 7. – С. 1301 – 1305.
  19. The modification of Si nanocrystallites embedded in a dielectric matrix by high energy ion irradiation / I.V. Antonova, M.B. Gulyaev, A.G. Cherkov, V.A. Volodin, D.V. Marin, V.A. Skuratov, J. Jedrzejewski, I. Balberg // *Nanotechnology.* – 2009. – V. 20. – P. 095205.
  20. Delerue, C. Theoretical aspects of the luminescence of porous silicon / C. Delerue, G. Allan, M. Lannoo // *Phys. Rev. B* - 1993. – V. 48, № 15. – P. 11024 – 11036.
  21. Takagahara, T. Theory of the quantum confinement effect on excitons in quantum dots of indirect-gap materials / T. Takagahara, K. Takeda // *Phys. Rev. B.* – 1992. – V. 46, № 23. – P. 15578 – 15581.
  22. Формирование  $\text{SiO}_x$ - слоев при плазменном распылении Si- и  $\text{SiO}_2$ -мишеней / А.Н. Карпов, Д.В. Марин, В.А. Володин, J. Jedrzejewski, Г.А. Качурин, Е. Savir, Н.Л. Шварц, З.Ш. Яновицкая, Y. Goldstein, I. Balberg // *Физика и техника полупроводников.* – 2008. – Т. 42, Вып. 6. – С. 747 – 752.
  23. Transient thermal processes in heavy ion irradiation of crystalline inorganic insulators / M. Toulemonde, C. Dufour, A. Meftah, E. Paumier // *Nucl. Instr. and Meth. B.* – 2000. – V. 166 – 167. – P. 903 – 912.
  24. Takamori, T. New noncrystalline germanium which crystallizes “explosively” at room temperature / T. Takamori, R. Messier, R. Roy // *Appl. Phys. Lett.* – 1972. – V. 20, № 3. – P. 201 – 203.
  25. Velocity of propagation in the shock-crystallization of sputtered amorphous germanium / A. Mineo, A. Matsuda, T. Kurosu, M. Kikuchi // *Sol. St. Com.* – 1973. – V. 13, № 3. – P. 329 – 331.
  26. Crystallization of Ge nanoclusters in  $\text{SiO}_2$  cause by electron irradiation in TEM / M. Klimenkov, W. Matz, S.A. Nepijko, M. Lehmann // *Nucl. Instrum. Meth. B.* – 2001. – V. 179. – P. 209 – 214.
  27. Романов, С.И. О взаимодействии точечных дефектов с границей раздела  $\text{SiO}_2$ -Si / С.И. Романов, Л.С. Смирнов // *Физика и техника полупроводников.* – 1976. – Т. 10, Вып. 5. – С. 876 – 880.
  28. Atwater, H.A. Grain boundary mediated amorphization in silicon during ion irradiation / H.A. Atwater, W.L. Brown // *Appl. Phys. Lett.* – 1990. – V. 56, № 1. – P. 30 – 32.
  29. Lannoo, M. Theory of radiative and nonradiative transitions for semiconductor nanocrystals / M. Lannoo, C. Delerue, G. Allan // *J. Luminescence* – 1996. – V. 70. – P. 170 – 184.