

УДК 621.315.592

Кремний, легированный эрбием, — новый полупроводниковый материал для оптоэлектроники

Н. А. Соболев

НИКОЛАЙ АЛЕКСЕЕВИЧ СОБОЛЕВ — кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник Физико-технического института им. А.Ф. Иоффе РАН (ФТИ РАН). Область научных интересов: инженерия дефектов в технологии полупроводников, физика и технология полупроводниковых приборов.

194021 Санкт-Петербург, Политехническая ул., 26, ФТИ РАН, тел. (812)247-38-85, факс (812)247-10-17, E-mail nick@sobolev.ioffe.rssi.ru

Введение

Одна из актуальных задач полупроводниковой электроники заключается в разработке оптоэлектронных приборов, основанных на использовании кремниевых люминесцирующих структур. Как известно, чистый монокристаллический кремний является непрямозонным

полупроводниковым материалом, что препятствует получению эффективной межзонной излучательной рекомбинации. Один из путей создания светоизлучающих структур на основе кремния заключается во введении в него редкоземельных элементов (РЗЭ). Люминесценция возникает за счет внутрицентровых переходов между $4f$ -состояниями ионов РЗЭ в кристаллическом

поле. Поскольку 4f-электроны хорошо экранируются внешними 5s- и 5p-электронами, длина волны излучения слабо зависит как от природы кристаллической матрицы, в которую введен РЗЭ, так и от температуры. Как легирующая примесь к кремнию наибольший интерес представляет эрбий — в спектре люминесценции центра, содержащего трехзарядный ион эрбия Er^{3+} , наблюдается узкая температурно-независимая линия на длине волны 1,54 мкм, соответствующей минимуму оптических потерь и дисперсии в волокнах из кварцевого стекла. Это открывает перспективы создания светоизлучающих структур Si:Er и использования их в оптоэлектронике.

Впервые фотолюминесценцию и электролюминесценцию в композиции Si:Er (при 77 К) наблюдали в 1983 и 1985 гг., соответственно [1, 2]. Систематическое исследование свойств Si:Er началось менее десяти лет назад. К началу наших исследований этого легированного полупроводникового материала (декабрь 1995 года) был уже накоплен некоторый экспериментальный материал по имплантации РЗЭ в кремний и исследованию дефектообразования [3]. Кратко перечислим основные результаты. Для создания светоизлучающих слоев Si:Er могут быть использованы методы ионной имплантации, твердофазной и молекулярно-лучевой эпитаксии. Метод твердофазной эпитаксии представляет собой частный случай имплантационной технологии, когда в процессе имплантации создается аморфный слой, который при последующем термическом отжиге перекристаллизуется в монокристаллический по механизму твердофазной эпитаксии. При изучении дефектообразования в слоях Si:Er выявлена существенная роль примеси кислорода, которая участвует в формировании оптически и электрически активных Er-содержащих центров.

Экспериментально были реализованы два механизма передачи энергии от носителей заряда ионам Er^{3+} . В случае генерации носителей заряда при освещении образца светом с энергией больше ширины запрещенной зоны кремния или при подаче напряжения в направлении пропускания тока через $p-n$ -переход выделяемая при их рекомбинации энергия передается ионам РЗЭ по Оже механизму [4]. Существенную роль в этом процессе играет находящийся в запрещенной зоне кремния промежуточный Er-содержащий энергетический уровень, параметры которого не были определены. В режиме туннельного пробоя $p-n$ -перехода был реализован механизм ударного возбуждения люминесценции [5], когда образующиеся горячие носители заряда, энергия которых превышает энергетический зазор между первым возбужденным и основным состояниями ионов Er^{3+} (0,805 эВ), отдают свою энергию ионам РЗЭ непосредственно при столкновении. В обоих случаях при увеличении температуры от 77 до 300 К наблюдается уменьшение интенсивности люминесценции — температурное гашение люминесценции в 15 и 4 раза, соответственно [4, 5]. К числу важнейших достигнутых результатов следует отнести изготовление на основе легированного эрбием и кислородом кремния светодиодных структур Si:(Er,O), в которых электролюминесценция наблюдается при комнатной температуре [4, 5].

Цель нашего проекта заключалась в развитии технологии и детальном изучении свойств нового

материала для оптоэлектроники — кремния, легированного эрбием. В рамках проекта проведено обобщение достижений в области разработки физических основ имплантационной технологии изготовления светоизлучающих структур Si:(Er,O).

Методические аспекты получения и исследования слоев Si, легированных эрбием

Эрбийсодержащие слои формировались в кремнии с n - и p -типами проводимости, выращенном методами бестигельной зонной плавки и Чохральского (в кристаллографических направлениях (100) и (111) Si), с удельным сопротивлением 1—20 Ом·см. Введение примесей в Si осуществлялось имплантацией ионов эрбия (с энергией $E = 0,2$ —2,0 МэВ и дозой $D = 10^{12}$ — 10^{15} см⁻²), кислорода, бора и фосфора (с $E = 20$ —300 кэВ и $D = 10^{13}$ — 10^{16} см⁻²). Постимплантационный отжиг проводили в диффузионных печах при 400—1250 °С в различных газовых средах (кислород, аргон и хлорсодержащая атмосфера).

Для измерения распределения полной концентрации примесных атомов использовались методы масс-спектропии вторичных ионов и резерфордовского рассеяния. Структурные дефекты исследовались методами рентгеновской дифракции, резерфордовского рассеяния в случайном и каналирующем режимах и просвечивающей электронной микроскопии. Профили распределения электрически активных центров измерялись методами дифференциальной проводимости и вольт-фарадных характеристик. Для определения толщины легированного слоя использовался метод окрашивания косоугольного шлифа. Метод Холла был адаптирован для определения энергии активации и концентрации электрически активных центров в слоях Si:Er.

Люминесценция измерялась при 1,8—300 К. Источником возбуждения фотолюминесценции служил аргоновый лазер с длиной волны 514,5 нм или галогенная лампа. Электролюминесценция возбуждалась при приложении импульсов тока амплитудой 0—1 А длительностью 10^{-5} —1 с. Спектры регистрировали на двухрешеточном спектрометре с фокусным расстоянием 822 мм по схеме синхронного детектирования. В качестве фотодетектора использовались Ge- и InGaAs-фотодиоды. Разработаны методика и аппаратура для исследования распределения интенсивности люминесценции структур Si:Er по площади образца с пространственным разрешением ~ 100 мкм. Эффективное сечение возбуждения ионов Er^{3+} и время жизни их в возбужденном состоянии определяли из временной зависимости нарастания интенсивности электролюминесценции при разных значениях обратного тока.

Исследования проводились в двух направлениях: изучение процессов дефектообразования при имплантации ионов Er и O в слой кремния с последующим отжигом и разработка технологии получения светоизлучающих структур.

Исследование дефектообразования в структурах Si:(Er,O)

Изучение влияния дозы имплантации ионов Er с энергией 0,8—2,0 МэВ на образование радиационных дефектов в Si (метод дифракции рентгеновских лучей) показало [6], что аморфизация монокристаллического

кремния начинается при пороговой дозе $D_{th} \approx 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$. В случае доз ниже пороговой ($D \leq 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$) имплантация сопровождается образованием радиационных дефектов междоузельного типа: размер этих дефектов меньше нескольких десятков нм, средняя деформация линейно возрастает с дозой (для $E = 2 \text{ МэВ}$ и $D = 1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ деформация равна $V = 4,3 \cdot 10^{-4}$). Увеличение дозы имплантации усиливает формирование аморфного слоя, разделяющего объемный и тонкий приповерхностный монокристаллический слой. При дозе имплантации $D \geq 10^{14} \text{ см}^{-2}$ приповерхностный монокристаллический слой полностью аморфизуется.

Изучение влияния температуры постимплантационного отжига на дефектообразование показало, что существует пороговая температура отжига (T_{th}), выше которой существенную роль в образовании дефектов начинают играть собственные точечные дефекты решетки кремния (вакансии и междоузельные атомы Si) [7]. Поэтому экспериментальные результаты по исследованию структурных дефектов, электрически и оптически активных центров в легированных кремниевых слоях целесообразно соотносить с дозой имплантации и температурой постимплантационного отжига.

Электрически активные центры в слоях Si:(Er,O) при имплантации неаморфизирующими дозами. Влияние условий отжига (температуры, времени и рабочей среды) и дозы соимплантируемых ионов кислорода на образование электрически активных центров изучено на примере *p*-Si, имплантированного ионами Er с энергией 1 МэВ и дозой $1 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ [8, 9]. Измерения (масс-спектропия вторичных ионов) показали, что после отжига при $T \leq 1200 \text{ }^\circ\text{C}$ и продолжительности до 16 ч профиль распределения атомов Er не изменяется, т.е. диффузия эрбия не обнаруживается. Постимплантационный отжиг сопровождается *p*–*n*-конверсией типа проводимости слоя Si:Er слоя за счет формирования донорных центров. Профили распределения электрически активных центров имеют вид кривых с максимумами (рис. 1). Положение максимумов не совпадает с максимумом, отвечающим полной концентрации атомов Er, и смещается в глубь слоя с повышением температуры отжига. В этом случае только часть введенных ионов

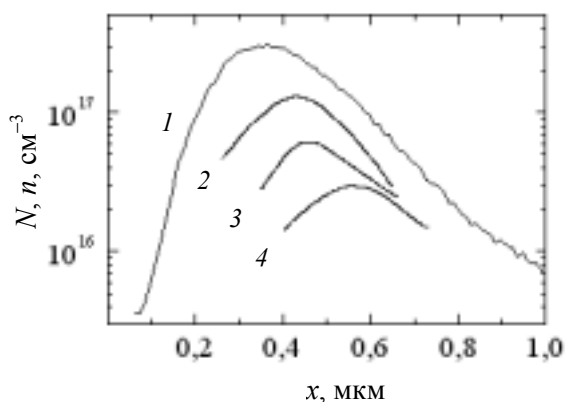


Рис. 1. Концентрационные профили в слое Si:Er атомов эрбия $N(x)$ после имплантации (1) и электрически активных центров после отжига $n(x)$ (2–4).

Si получен методом Чохральского. Температура отжига: 700 °C (2), 900 °C (3), 1000 °C (4), время отжига 30 мин

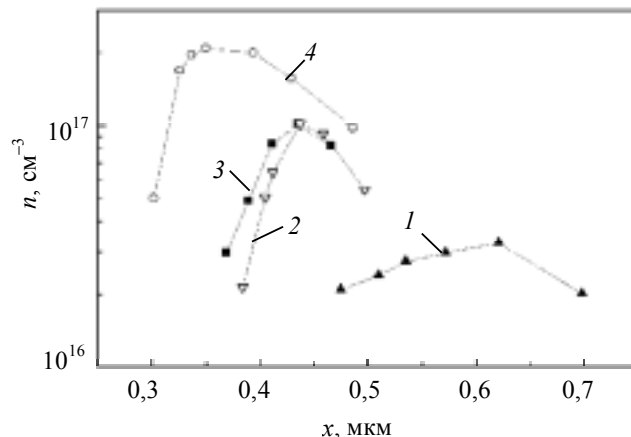


Рис. 2. Влияние примеси кислорода на концентрационные профили электрически активных центров в Er-содержащих слоях кремния после отжига:

1, 3 — Si:Er, 2, 4 — Si:(Er,O). Si получен бестигельной зонной плавкой. Температура отжига: 700 °C (3, 4), 900 °C (1, 2), время отжига 30 мин

эрбия участвует в образовании электрически активных центров. Полная концентрация донорных центров линейно растет при увеличении дозы имплантации в интервале $10^{12}—10^{13} \text{ см}^{-2}$. При повышении температуры отжига полная концентрация электрически активных центров снижается. В случае дополнительной имплантации ионов кислорода концентрация донорных центров в максимуме растет, а положение максимума смещается в направлении к поверхности слоя (рис. 2).

Зависимости концентрации донорных центров, коэффициента активации электрически активных центров и толщины *n*-слоя от условий отжига свидетельствуют о том, что в образовании донорных центров, кроме атомов эрбия и кислорода, участвуют собственные точечные дефекты, возникающие при отжиге имплантированного слоя.

Энергетический спектр донорных центров в *p*-Si:Er (измерения эффекта Холла) сильно зависит от температуры постимплантационного отжига [10, 11]. После отжига при 700 °C образуются две группы донорных центров: кислородсодержащие термодоноры с энергией ионизации, распределенной в диапазоне 20–40 мэВ, и эрбийсодержащие доноры с энергиями ионизации 70 и 120 мэВ. В отличие от O-содержащих термодоноров, Er-содержащие доноры характеризуются одной энергией ионизации. Заметные концентрации термодоноров, образующих «мелкие» энергетические уровни, создаются лишь при дозах имплантации Er более 10^{12} см^{-2} . С увеличением дозы концентрации O- и Er-содержащих доноров возрастают. Повышение температуры отжига до 900 °C приводит к уменьшению концентрации O-содержащих доноров и Er-содержащих центров с энергией ионизации 70 мэВ. Er-содержащие донорные центры с энергией 120 мэВ после отжига при 900 °C исчезают, при этом появляются другие донорные центры с энергией ионизации около 150 мэВ. Экспериментальные данные показывают, что именно последние центры участвуют в передаче энергии от электронной подсистемы ионам Er^{3+} . Мы впервые наблюдали их образование в концентрации, соизмеримой с полной концентрацией электрически активных центров.

Структурные дефекты и оптически активные центры в слоях Si:(Er,O) при имплантации неаморфизирующими дозами. Исследовано влияние среды отжига (аргон и хлорсодержащая среда) и длительности отжига (0,25—4 ч) при температурах 700—1200 °С на оптические и структурные свойства кремния, легированного ионами эрбия с энергией 1 МэВ и дозой 10^{13} см⁻² [7]. После отжига при $T \leq 1000$ °С методы рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии не выявили образования структурных дефектов. В случае отжига при $T \geq 1050$ °С в спектре фотолюминесценции наблюдаются три линии, связанные с образованием эрбиевого центра (Er линия) и чисто краевых дислокаций (D1 и D2 линии) (рис. 3). Длина волны Er линии не зависит от температуры измерения и равна 1,538 мкм. Длины волн дислокационных линий увеличиваются с температурой и составляют 1,525 мкм (D1) и 1,417 мкм (D2) при 1,8 К. Времена жизни фотолюминесценции равны $\tau_{Er} \approx 1$ мс, $\tau_{D1} \approx 50$ мкс, $\tau_{D2} \approx 350$ мкс при 1,8 К. Интенсивности эрбиевой и дислокационных линий в спектре образца, отожженного при 1100 °С в течение 15 мин в хлорсодержащей среде, практически одинаковы. В случае отжига при временах более 30 мин в спектре фотолюминесценции доминируют дислокационные линии. При этом методом просвечивающей электронной микроскопии выявлено образование структурных дефектов междуузельного типа (петли Франка, совершенные призматические дислокационные петли и чисто краевые дислокации). В спектре фотолюминесценции

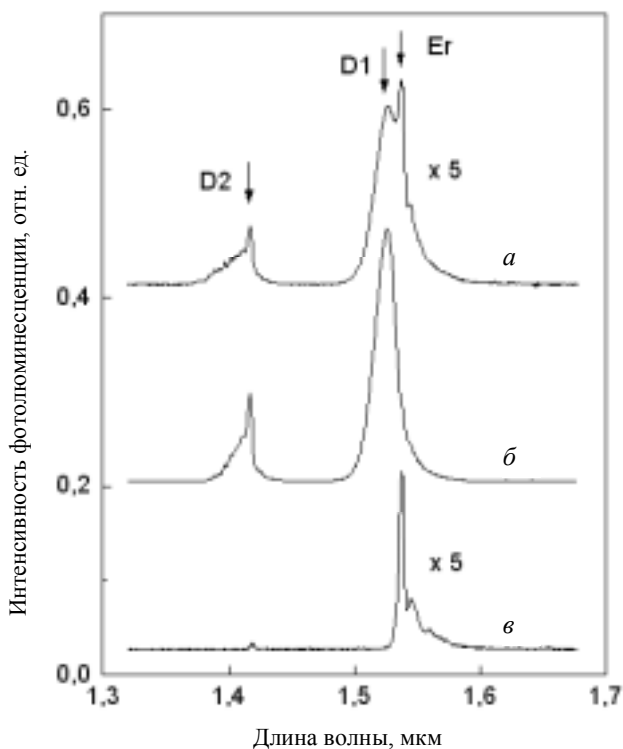


Рис. 3. Спектры фотолюминесценции образца Si:Er после отжига в различных средах:
а, б — хлорсодержащая среда, 11000 °С, 15 мин (а) и 30 мин (б);
в — аргон, 11000 °С, 30 мин

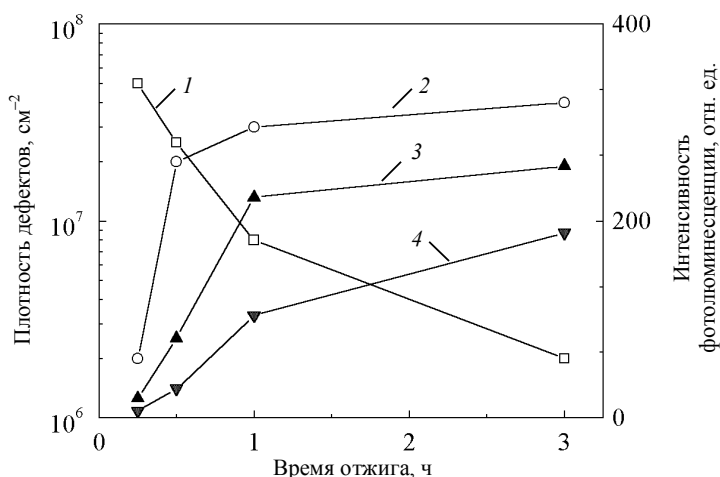


Рис. 4. Зависимость плотности структурных дефектов (петель Франка 1 и краевых дислокаций 2) в слое Si:Er и интенсивности его фотолюминесценции (D1 линии 3 и D2 линии 4) от времени отжига

отожженного в аргоне образца доминирует эрбиевая линия, структурные дефекты не обнаружены.

Различия в дефектной структуре слоев Si:Er, отжигаемых в инертной (аргон) и окислительной (хлорсодержащей) средах, могут быть объяснены следующим образом. Известно, что высокотемпературный отжиг приводит к пересыщению кремния собственными точечными дефектами, причем в зависимости от среды отжига преобладают те или иные дефекты. Отжиг в окислительной атмосфере сопровождается пересыщением собственными междуузельными атомами, а отжиг в инертной среде — пересыщением вакансиями. В имплантированных слоях картина усложняется вследствие взаимодействия радиационных дефектов и собственных точечных дефектов. В случае отжига в хлорсодержащей среде возникающее пересыщение кремния междуузельными атомами достаточно для образования дислокационных петель междуузельного типа. Отсутствие дефектов при отжиге в аргоне обусловлено уменьшением пересыщения Si собственными междуузельными атомами в результате аннигиляции избыточных междуузельных атомов, обусловленных имплантацией, и вакансий, возникающих в процессе отжига.

Размеры и плотность структурных дефектов в слоях Si:(Er,O) зависят от продолжительности и температуры отжига в хлорсодержащей среде. Наблюдаются также изменения интенсивности D линий в спектре фотолюминесценции. Таким образом, варьирование условий отжига позволяет проследить взаимосвязь между структурными и оптическими свойствами Si:Er. На рис. 4 представлены зависимости плотности различных видов дефектов и интенсивности фотолюминесценции от времени отжига при 1100 °С. Приведенные данные показывают существование корреляции между интенсивностями D1 и D2 линий и плотностью краевых дислокаций. Это позволяет сделать вывод, что именно краевые дислокации ответственные за появление дислокационной люминесценции.

Дефекты в слоях Si:(Er,O) при имплантации аморфизирующими дозами. В отличие от слоев, имплантированных неаморфизирующими дозами ионов эрбия, отжиг аморфизованных слоев при 600—900 °С в

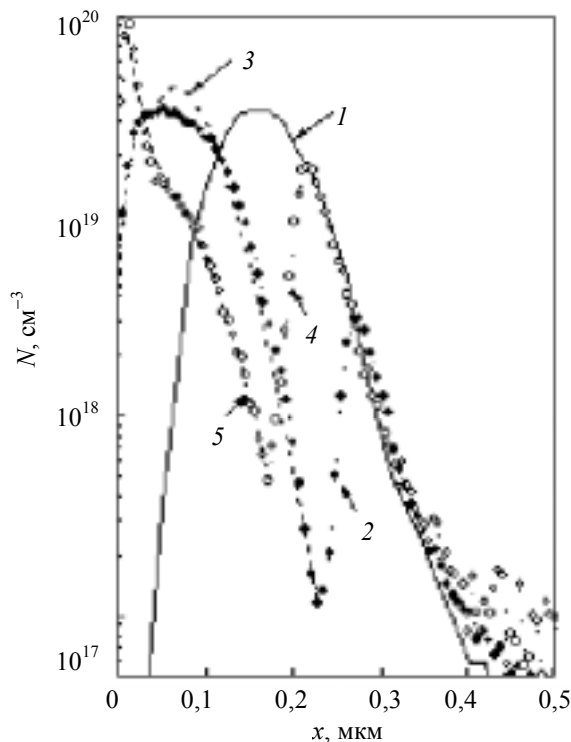


Рис. 5. Влияние температуры имплантации ионов эрбия ($E = 0,5$ МэВ, $D = 4 \cdot 10^{14}$ см⁻²) на концентрационные профили Er после (2 и 4) отжига.

Температура имплантации: 2 — 77 К, 4 — 300 К. Кривые 3 и 5 — расчет для переходного слоя толщиной 31 нм (3) и 42 нм (4) при коэффициенте сегрегации примеси 2,5. Отжиг: 620 °С, 60 мин. Кривая 1 — концентрационный профиль Er после имплантации

течение 30—60 мин приводит к значительному изменению профиля концентрации легирующих атомов эрбия. Концентрационные кривые имеют максимумы, положение которых не совпадает с проецированной длиной пробега имплантированного иона. Этот эффект обусловлен твердофазной эпитаксиальной перекристаллизацией аморфизованного слоя.

Для исследования процесса перекристаллизации готовили аморфизованные слои Si:Er путем имплантации ионов Er с энергией 0,5 и 1,0 МэВ и дозой $(1 \div 16) \cdot 10^{14}$ см⁻² при низкой и комнатной температурах (77 и 300 К) [12, 13]. Для некоторых структур проводилась дополнительная имплантация примеси кислорода с $E = 0,07$ и $0,135$ МэВ и $D = (1 \div 16) \cdot 10^{15}$ см⁻². Установлено, что отжиг при 620 °С вызывает твердофазную эпитаксиальную перекристаллизацию аморфизованного слоя. При этом наблюдается значительное перемещение примеси Er к поверхности пластины (рис. 5). Скорость перераспределения возрастает с повышением температуры имплантации ионов Er. Введение примеси кислорода подавляет перемещение атомов Er.

Нами развита количественная модель перераспределения примесей РЗЭ в процессе твердофазной эпитаксиальной перекристаллизации аморфизованных имплантационных слоев кремния [12]. Параметрами модели являются зависящий от координаты (по толщине слоя) коэффициент сегрегации примеси $k(x)$ и ширина переходного слоя L . Перемещение фронта кристаллизации к поверхности сопровождается увеличением коэффициента

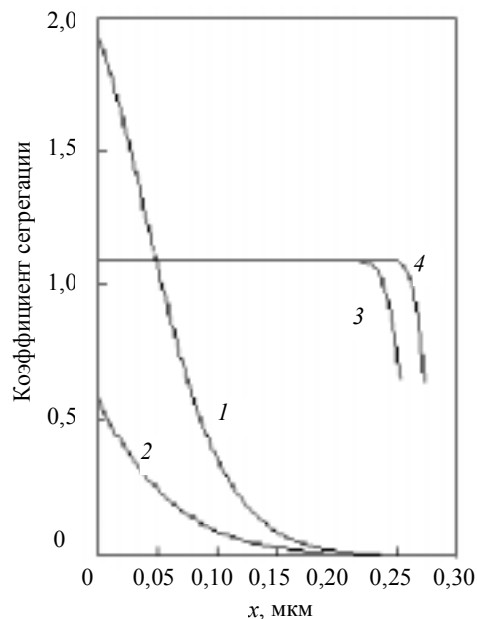


Рис. 6. Расчетная зависимость коэффициента сегрегации от глубины при перераспределении ионов эрбия в аморфизованных слоях Si:(Er,O) в результате твердофазной эпитаксиальной перекристаллизации.

Температура имплантации: 1 — 77 К, 2—4 — 300 К; доза ионов Er ($E = 0,5$ МэВ): 1—3 — $4 \cdot 10^{14}$ см⁻², 4 — $8 \cdot 10^{14}$ см⁻²; доза ионов O: 1, 2 — без O, 3 — $4 \cdot 10^{15}$ см⁻², 4 — $8 \cdot 10^{15}$ см⁻². Отжиг: 620 °С, 60 мин

сегрегации со скоростью, характеризующейся отношением толщины перекристаллизованного слоя к ширине переходного слоя (рис. 6). Увеличение k связывается с накоплением дефектов в переходном слое. В случае тонкого аморфизованного слоя Si:Er коэффициент сегрегации не достигает значений $k = 1$, вследствие чего примесь оттесняется к поверхности пластины. Для более толстого слоя коэффициент сегрегации больше единицы, что препятствует накоплению примеси вблизи поверхности.

Изучение влияния дозы, энергии и температуры имплантации ионов эрбия и кислорода на концентрационные профили распределения Er при твердофазной эпитаксиальной перекристаллизации аморфизованного слоя и на параметры сегрегационной модели [13] показало, что увеличение дозы, снижение энергии и температуры имплантации ионов Er сопровождаются уменьшением ширины переходного слоя L и увеличением скорости роста коэффициента сегрегации на начальном этапе перекристаллизации. Этот эффект объясняется повышением дефектности аморфизованного слоя. Дополнительная имплантация ионов кислорода приводит к аналогичным изменениям L и $k(x)$, что связывается с образованием комплексов Er-O.

На процесс эпитаксиальной перекристаллизации аморфизованных при ионной имплантации слоев Si в ходе последующего отжига и на свойства получаемых структур в значительной мере влияет ориентация монокристаллической Si-матрицы. В случае основных легирующих примесей элементов III и V групп наименее дефектные слои формируются на (100) ориентированных Si-подложках. При перекристаллизации аморфизованных слоев имплантацией ионов эрбия в Si(100) наблюдается образование так называемых V-образных

дислокаций, которые прорастают от границы раздела между аморфным и монокристаллическим слоями до поверхности Si, и так называемых end-of-range дефектов, располагающихся в узкой области торможения ионов Er и представляющих собой петли Франка [14]. По-видимому, именно V-образные дислокации ответственны за неоднородное распределение интенсивности электролюминесценции ионов Er^{3+} по площади светоизлучающих структур и вызывают появление широких люминесцентных полос в области 1,3—1,65 мкм [15]. Для предотвращения образования V-образных дислокаций мы предложили использовать (111) ориентированные подложки Si [16]. Оказалось, что в этом случае образуются микродвойники тарелкообразной формы с латеральными размерами 15—30 нм, толщиной 2—9 нм и неоднородным распределением их по толщине растущего слоя, а также мелкие дислокационные петли с плотностью более 10^{10} см^{-2} и end-of-range дефекты [17]. Таким образом, использование подложек Si(111) с нетрадиционной ориентацией приводит к изменению спектра структурных дефектов, образующихся в результате эпитаксиальной перекристаллизации слоев. Это позволило существенно улучшить параметры Si:(Er,O) светодиодов.

Разработка технологии лавинных светодиодов Si:(Er,O)

Разработана технология изготовления светодиодных структур $p^+(Si:B)-n(Si:Er,O)-n^+(Si:P)$ [15, 16, 18, 19]. Ионы эрбия с энергиями 2,0 и 1,6 МэВ и дозой $1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ имплантируются в слои (100) и (111) n-Si, выращенного методом Чохральского, с удельным сопротивлением 1—20 Ом·см. Для увеличения интенсивности люминесценции получаемых структур дополнительно имплантируются ионы кислорода с энергиями 0,28 и 0,22 МэВ и дозой $1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. Для устранения радиационных дефектов и активации оптически и электрически активных центров проводится постимплантационный отжиг структур в хлорсодержащей среде при 620 °С в течение 60 мин, затем при 900 °С в течение 30 мин.

Сильнолегированные n^+ - и p^+ -слои готовятся имплантацией ионов P и B с энергиями 80 и 40 кэВ, соответственно, и дозой $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$. В этом случае постимплантационный отжиг проводится в хлорсодержащей атмосфере при 900 °С в течение 30 мин. Напыление титана, никеля и золота использовалось для изготовления омических контактов. Таким образом можно изготавливать меза- и планарные светодиоды.

Вольт-амперные характеристики диодных структур показывают ярко выраженный их выпрямляющий характер. В спектрах электролюминесценции (77 К) диодов при прямом направлении тока наблюдается эрбиевая линия и дефектная полоса в области 1,3—1,65 мкм. С повышением температуры от 77 до 300 К интенсивность эрбиевой линии электролюминесценции уменьшается более чем на порядок величины, а при 300 К вообще не регистрируется. Величина экстраполированного напряжения пробоя и его температурная зависимость при обратном направлении тока в диоде показывают, что в исследованных диодах наблюдается лавинный пробой. В спектрах электролюминесценции в режиме лавинного пробоя кроме эрбиевой линии фиксируется относительно слабое и практически независимое от длины волны

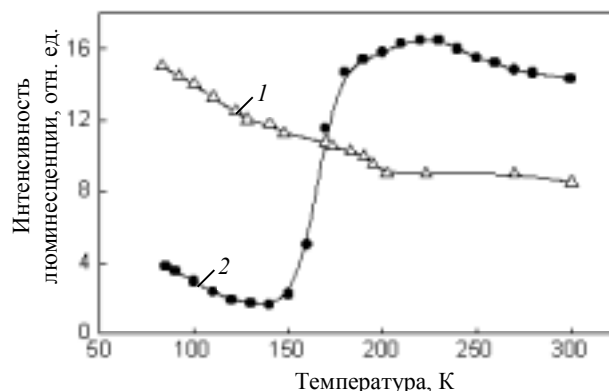


Рис. 7. Температурная зависимость интенсивности электролюминесценции ионов Er^{3+} в лавинных диодах на основе матрицы Si(100) (1) и Si(111) (2)

излучение, связанное с внутризонными переходами горячих носителей зарядов, образующихся при лавинном пробое. Мы впервые наблюдали электролюминесценцию ионов Er^{3+} на длине волны 1,54 мкм в режиме лавинного пробоя кремниевых диодов [18]. Для диодов на основе легированного Si(100) интенсивность электролюминесценции уменьшается менее чем в два раза с повышением температуры от 80 до 300 К (рис. 7, кривая 1). Мы обнаружили также эффект температурного возгорания интенсивности эрбиевой электролюминесценции при обратном смещении светодиодов на основе легированного Si(111) (рис. 7, кривая 2) [16]. Исследования методом емкостной спектроскопии показали, что необычная температурная зависимость интенсивности электролюминесценции связана с образованием глубоких энергетических уровней (дырочных ловушек) в нижней половине запрещенной зоны полупроводника Si:(Er,O) [16]. Эффективная концентрация этих уровней в несколько раз выше, чем концентрация ионизованных центров в области пространственного заряда $p-n$ -перехода до переключения диода в режим лавинного пробоя.

При лавинном пробое насыщение интенсивности электролюминесценции ионов эрбия (на длине волны $\lambda = 1,538 \text{ мкм}$, 300 К) наблюдается при плотности тока, на порядок меньшей, чем в случае туннельного пробоя [15]. Ток насыщения интенсивности электролюминесценции определяется произведением эффективного сечения возбуждения σ ионов Er^{3+} и времени их жизни τ в возбужденном состоянии. В предположении об ударном возбуждении ионов Er^{3+} горячими носителями заряда аппроксимацией экспериментальной зависимости интенсивности электролюминесценции от плотности обратного тока найдено, что $\sigma\tau = 8,7 \cdot 10^{-20} \text{ см}^2 \cdot \text{с}$ [15]. Это значение на порядок выше, чем в случае ударного возбуждения в режиме туннельного пробоя.

Параметры σ и τ определялись из результатов изменений кинетики нарастания интенсивности эрбиевой электролюминесценции во времени после подачи на диод прямоугольных импульсов тока различной амплитуды [19]. Аппроксимация экспериментальных данных дала значения $\sigma = 2,3 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2$ и $\tau = 380 \text{ мкс}$. Их произведение совпадает со значением, независимо вычисленным для этого же образца по данным из токовой зависимости интенсивности электролюминесценции.

Таким образом, для диодов на основе разработанного легированного кремния величины σ и τ больше почти в четыре раза для туннельных диодов ($\sigma = 6 \cdot 10^{-17} \text{ см}^2$ и $\tau = 100 \text{ пс}$). Соответственно эффективность возбуждения эрбиевой электролюминесценции при комнатной температуре в режиме лавинного пробоя почти в четыре раза выше, чем в образцах при туннельном пробое. Этот эффект может быть связан с изменением энергетического спектра горячих носителей при изменении механизма пробоя.

Заключение

Результаты представленных исследований позволили заложить основы инженерии дефектов в технологии светоизлучающих структур на базе монокристаллического кремния, имплантированного ионами эрбия. Предложен метод получения светоизлучающих структур Si:(Er,O) путем твердофазной эпитаксиальной перекристаллизации слоев кремния, аморфизованных имплантацией ионов Er в ориентированные Si(111)-подложки. Продемонстрирована высокая эффективность ударного возбуждения ионов эрбия в условиях лавинного пробоя $p-n$ -перехода и обнаружен эффект температурного возгорания интенсивности электролюминесценции в (111)Si:(Er,O) $p-n$ -переходах.

Изготовленные по данной технологии лавинные светодиоды, работающие при комнатной температуре, характеризуются повышенной эффективностью возбуждения электролюминесценции редкоземельных ионов, при этом плотность тока, при которой наблюдается насыщение интенсивности электролюминесценции, ниже, чем в туннельных диодах.

Отметим, что использование разработанной технологии позволило нам недавно создать структуры Si:(Ho,O), светоизлучающие на длине волны 1,9 мкм, в которых впервые наблюдалась фото- и электролюминесценция ионов Ho^{3+} [20, 21], а также сформировать новые оптически активные центры в светодиодах Si:(Er,O), характеризующиеся наибольшим эффективным сечением возбуждения ионов эрбия [22].

Статья обобщает результаты исследований, полученных в ходе выполнения проекта МНТЦ № 168-95 за 1995—1998 гг. Основной вклад в разработку данного проекта внесли Е.И. Шек, Ю.А. Николаев, В.В. Емцев, Р.Н. Кютт, Д.С. Полоскин (Физико-технический институт), М.А. Трищенко и П.Е. Хакушев (НПО «Орион», Москва), М.И. Маковийчук и Е.О. Паршин (Институт микроэлектроники и информатики РАН, Ярославль), А.М. Емельянов, К.Ф. Штельман и А.Н. Якименко (Санкт-Петербургский Технический университет), О.В. Александров (Электротехнический университет, Санкт-Петербург), В.И. Вдовин (Институт химических

проблем микроэлектроники, Москва). Автор благодарен зарубежным коллегам проф. Л. Кимерлингу и докт. И. Михелю из Массачусетского Института Технологии (США), проф. К. Аммерлаану из Амстердамского университета (Нидерланды), проф. С. Пиццини из Миланского университета (Италия), проф. М. Ставоле и проф. Дж. Уоткинсу из Лихайского университета (США) за многочисленные обсуждения полученных результатов.

ЛИТЕРАТУРА

1. Ennen H., Schneider J., Pomrenke G. e. a. Appl. Phys. Lett., 1983, v. 43, p. 943—945.
2. Ennen H., Pomrenke G., Axmann A. e. a. Ibid., 1985, v. 46, p. 381—383.
3. Соболев Н.А. Физика и техника полупроводников, 1995, т. 29, № 7, с. 1153—1177.
4. Zheng B., Michel J., Ren F.Y.G. e. a. Appl. Phys. Lett., 1994, v. 64, p. 2842—2844.
5. Franzo G., Priolo F., Coffa S. e. a. Ibid., 1994, v. 64, p. 2235.
6. Кюмм Р.Н., Соболев Н.А. Физика твердого тела, 1997, т. 39, № 5, с. 853—857.
7. Sobolev N.A., Gusev O.B., Shek E.I. e. a. Appl. Phys. Lett., 1998, v. 72, p. 3326—3328.
8. Александров О.В., Соболев Н.А., Шек Е.И. и др. Физика и техника полупроводников, 1996, т. 30, № 5, с. 876—883.
9. Sobolev N.A., Aleksandrov O.V., Shek E.I. MRS Symp. Proc., 1997, v. 442, p. 237—242.
10. Emtsev V.V., Emtsev V.V. Jr, Poloskin D.S. e. a. Физика и техника полупроводников, 1999, т. 33, № 10, с. 1192—1195.
11. Emtsev V.V., Emtsev V.V. Jr, Poloskin D.S. e. a. J. of Luminescence, 1999, v. 80, p. 391—394.
12. Александров О.В., Николаев Ю.А., Соболев Н.А. Физика и техника полупроводников, 1998, т. 32, № 12, с. 1420—1423.
13. Александров О.В., Николаев Ю.А., Соболев Н.А. Там же, 1999, т. 33, № 1, с. 114—118.
14. Соболев Н.А., Емельянов А.М., Николаев Ю.А., Вдовин В.И. Там же, 1999, т. 33, № 6, с. 660—663.
15. Sobolev N.A., Emel'yanov A.M., Gastev S.V. e. a. MRS Symp. Proc., 1998, v. 486, p. 139—144.
16. Emel'yanov A.M., Sobolev N.A., Yakimenko A.N. Appl. Phys. Lett., 1998, v. 72, p. 1223—1225.
17. Kyutt R.N., Sobolev N.A., Vdovin V.I. e. a. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, 2001, v. B173, p. 319—325.
18. Sobolev N.A., Emel'yanov A.M., Shtel'man K.F. Appl. Phys. Lett., 1997, v. 71, p. 1930—1932.
19. Sobolev N.A., Nikolaev Y.A., Emel'yanov A.M. e. a. J. of Luminescence, 1999, v. 80, p. 315—319.
20. Андреев Б.А., Соболев Н.А., Курицын Д.И. и др. Физика и техника полупроводников, 1999, т. 33, № 4, с. 420—422.
21. Соболев Н.А., Емельянов А.М., Николаев Ю.А. Там же, 1999, т. 33, № 9, с. 931—932.
22. Емельянов А.М., Соболев Н.А., Трищенко М.А., Хакушев П.Е. Там же, 2000, т. 34, № 8, с. 965—969.