

Влияние состава слоев SiO_x 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

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

* Объединенный институт ядерных исследований, 141980 Дубна, Россия

(Получена 24 августа 2010 г. Принята к печати 30 августа 2010 г.)

Слои SiO_x переменного состава с $0 < x < 2$ облучали ионами Хе с энергией 167 МэВ, дозой 10^{14} см^{-2} для стимулирования формирования светоизлучающих кремниевых наноструктур. Облучение вызвало появление полосы фотолюминесценции, зависящей от x . С увеличением содержания Si фотолюминесценция вначале росла с максимумом вблизи длины волны $\lambda \approx 600 \text{ нм}$, а затем максимум смещался к $\lambda \approx 800 \text{ нм}$. Сделан вывод, что источниками излучения являются квантово-размерные нановыделения, образующиеся в результате диспропорционирования SiO_x в треках ионов благодаря высоким ионизационным потерям. Изменения фотолюминесценции с ростом x объясняются увеличением вначале вероятности формирования нановыделений, а затем и их размеров, что приводит к длинноволновому сдвигу. Последующее гашение люминесценции обусловлено снятием квантово-размерных ограничений и коагуляцией.

1. Введение

Обнаружение способности квантово-размерных нанокристаллов Si интенсивно излучать в видимом и ближнем инфракрасном диапазонах привлекло внимание многих исследователей. Эффект позволял надеяться на создание источников света для кремниевой оптоэлектроники. Объемный Si для этих целей непригоден из-за несовпадения экстремумов зон проводимости и валентной. Изучению свойств и методов приготовления кремниевых нанокристаллов посвящено сейчас большое число работ. В настоящее время нанокристаллы Si обычно формируют за счет их самоорганизации при распаде пересыщенного твердого раствора Si в SiO_2 . Процесс требует нагрева до температур $\sim 1100^\circ\text{C}$. Вместе с тем обнаружено, что кремниевые нанокристаллы формируются и под действием очень коротких мощных лазерных импульсов [1,2]. Импульсные отжиги весьма ценны в практическом плане, поскольку позволяют проводить локальную обработку микроучастков приборных устройств и существенно снижают термический бюджет нагревов.

Среди различных видов импульсных воздействий на вещества особое место занимает облучение быстрыми тяжелыми ионами (swift heavy ions, SHI). В начале своего пробега в мишени такие ионы тратят энергию практически полностью на ионизацию. Если интенсивность торможения превышает $\sim 1 \text{ кэВ/нм}$, в мишени образуются треки диаметром в несколько нм, внутри которых уровень ионизации может достигать $\sim 10^{22} \text{ см}^{-3}$, а температура в течение $10^{-11} - 10^{-13} \text{ с}$ может повышаться до 5000 К [3]. Таким образом, SHI способны инициировать с высокой степенью локальности ионизационно и термически стимулированные процессы в твердых телах.

Ранее действие SHI на кремниевые окислы исследовалось преимущественно на моноокисных слоях SiO. В работе [4] слои монооксида облучали ионами Ni, энергия 575 МэВ, и ионами Pb, энергия 863 МэВ. Авторы пришли к выводу, что в треках происходило диспропорционирование типа $2\text{SiO} \rightarrow \text{Si} + \text{SiO}_2$ с образованием нанокристаллов Si. Считалось, что механизм трансформации был атермическим. Наблюдавшаяся после облучения полоса фотолюминесценции (ФЛ) с максимумом вблизи 600 нм была приписана дефектам в зонах повреждений, создаваемых ионами. В работах [5,6] были использованы слои монооксида Si, осаждавшиеся в вакууме на подложки при 20°C . Облучение проводилось ионами Ni, 100 МэВ, или Ag, 150 МэВ, в интервале доз $10^{11} - 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Было зафиксировано образование нанокристаллов Si, а в спектрах ФЛ наблюдали полосы в фиолетовой и желто-оранжевой областях спектра. Коротковолновое свечение связывали с дефектами, а длинноволновое приписывали кремниевым нанокристаллам. Формирование нанокристаллов объяснялось в рамках механизма „термических пиков“. Действие высокоэнергетических ионов Cu, 50 МэВ, на слои SiO_x в интервале $0.1 \leq x < 2$ изучали авторы [7]. Ими был сделан вывод, что разделение SiO_x на Si и SiO_2 под действием ионов происходит для всех значений x , причем процесс носит характер спинодального (беззародышевого) распада. Однако выявить с помощью рамановского рассеяния образование кремниевых нанокристаллов в облученных слоях с $0.1 \leq x < 1.5$ не удалось. Данные по люминесценции наноструктур в статье [7] не приведены. Таким образом, свойства и механизм образования светоизлучающих кремниевых квантово-размерных структур в окисных слоях под действием SHI требуют дальнейших исследований.

[¶] E-mail: kachurin@isp.nsc.ru

В данной работе сделана попытка выяснить, как влияет содержание избыточного Si на формирование в слоях SiO_x светоизлучающих кремниевых наноструктур под действием быстрых тяжелых ионов.

2. Эксперимент

Слои SiO_x переменного состава получались осаждением на кремниевые подложки двух атомных потоков, получаемых при одновременном магнетронном распылении в Ar-плазме двух источников — плавленного кварца и монокристаллического Si. Источники были разнесены на расстояние ~ 10 см, что давало возможность получать слои с плавно изменяющимся по длине подложки (~ 10 см) составом приблизительно от SiO_2 до Si. Подробнее методика получения подобных слоев и некоторые их свойства изложены в [8–10]. Осажденные слои облучались ионами Xe с энергией 167 МэВ, дозой 10^{14} см $^{-2}$ при комнатной температуре.¹ Пробег таких ионов и в Si, и в SiO_2 составляет ~ 20 мкм, потери на ионизацию в осажденных слоях — 14.5 кэВ/нм, упругие потери иона Xe — 0.3 смещения/нм. Для контроля свойств слоев были использованы методы спектроскопии ФЛ и пропускания в инфракрасной области, измерения оптической прозрачности, рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (X-ray photoelectron spectroscopy, XPS), эллипсометрия и высокоразрешающая электронная микроскопия. Для возбуждения ФЛ использована линия лазерного излучения с длиной волны 488 нм. Рентгеновские фотоэлектроны возбуждали излучением $\text{AlK}\alpha$ с энергией 1486.6 эВ от Al-источника. Калибровка энергии связи в методе XPS выполнялась по пику адсорбированного углерода с энергией 284.6 эВ.

3. Результаты

Эллипсометрические измерения показали, что приготовленные слои были толщиной ~ 0.55 мкм. Показатель преломления на длине волны 632.8 нм плавно менялся вдоль пластины от „двуокисного“ конца до „кремниевоего“ в пределах от ~ 1.5 до ~ 3.5 (рис. 1, *a*). Спектры XPS, также снятые с перемещением от „двуокиси“ к „кремнию“, показали уменьшение доли атомов Si, координированных 4 атомами кислорода, и рост числа связей Si–Si (рис. 1, *b*). Изменения показателя преломления по длине образца (рис. 1, *a*), данные XPS для исходных слоев (рис. 1, *b*), наблюдавшееся смещение максимума пика поглощения по длине образца в диапазоне $1100\text{--}950$ см $^{-1}$ (не приводится), а также результаты работ [8–10], позволяли оценивать изменения содержания Si в SiO_x . Соответственно пластина была разделена на образцы с разным составом, которые затем облучались ионами Xe.

Наиболее важные результаты дало исследование спектров ФЛ слоев с разным содержанием Si до и после ионной бомбардировки. Из рис. 2 видно, что в результате облучения в слоях формируются центры ФЛ, дающие полосу излучения с максимумом, перемещающимся в интервале длин волн от ~ 550 до ~ 800 нм. С увеличением содержания Si интенсивность ФЛ вначале растет, сохраняя положение максимума в области 600 нм. При

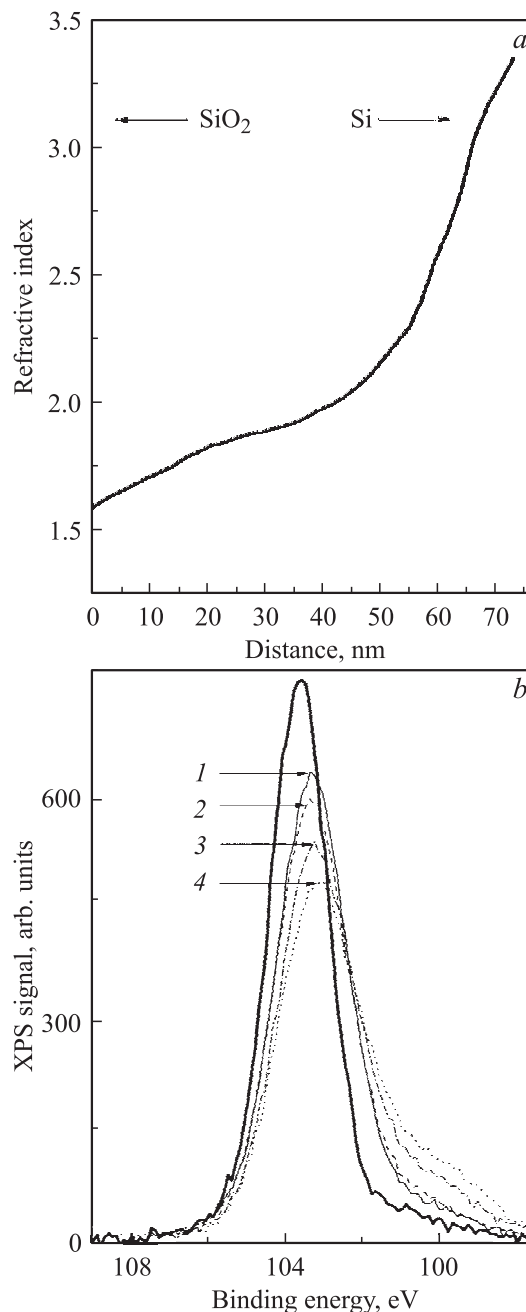


Рис. 1. *a* — изменения коэффициента преломления слоев при перемещении вдоль подложки от „края SiO_2 “ к „краю Si“. *b* — изменения спектров XPS вдоль подложки до облучения ионами Xe при расстоянии от „края SiO_2 “, мм: 1 — 20, 2 — 30, 3 — 40, 4 — 50; сплошная толстая линия — спектр стехиометрического SiO_2 .

¹ Облучение осуществлялось на циклотроне ИЦ-100 ЛЯР ОИЯИ.

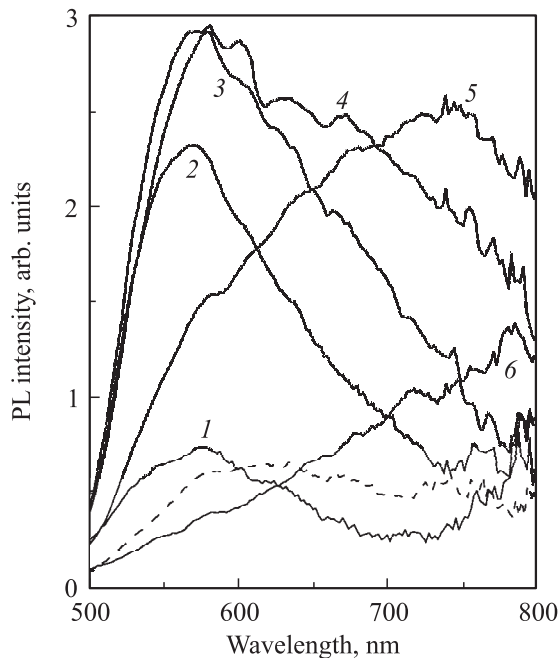


Рис. 2. Зависимость спектров фотолюминесценции (PL) от состава слоев SiO_x , облученных ионами Хе. x : 1 — 1.9, 2 — 1.85, 3 — 1.8, 4 — 1.75, 5 — 1.7, 6 — 1.65. Штриховая линия — до облучения.

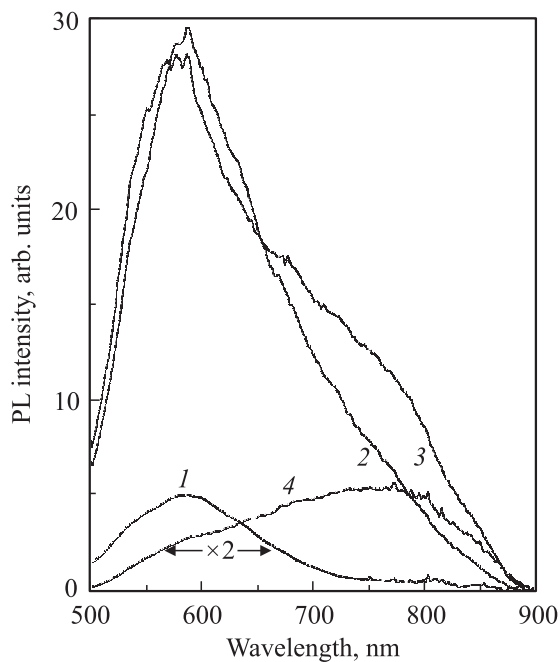


Рис. 3. Спектры фотолюминесценции (PL) облученных слоев SiO_x после пассивации водородом. x : 1 — 1.95, 2 — 1.90, 3 — 1.85, 4 — 1.65.

переходе от слоев с $x \approx 1.8$ к слоям с $x \approx 1.75$ заметно появление длинноволнового плеча, а уже при $x \approx 1.7$ максимум ФЛ смещается к $\lambda \approx 750$ нм. Последующий рост избытка Si приводит к дальнейшему длинноволновому смещению максимума и к постепенному гаше-

нию ФЛ (рис. 2). Для ионного облучения слои слабо люминесцировали, не проявляя четкой зависимости от содержания Si ни по интенсивности, ни по положению максимума (рис. 2, штриховая линия).

Для увеличения интенсивности ФЛ нанокристаллов Si часто используют низкотемпературные отжиги в водороде, который пассивирует центры безызлучательной рекомбинации возбужденных носителей. Мы провели дополнительные отжиги образцов в форми́нг-газе (94% Ar + 6% H_2) при 500°C в течение 1 ч. Спектры ФЛ облученных образцов после пассивации представлены на рис. 3. Для образцов с $x \approx 1.90$ и $x \approx 1.85$ пассивация привела к 10-кратному увеличению интенсивности ФЛ при сохранении положения максимума вблизи 600 нм. Перемещение максимума интенсивности ФЛ от коротких волн к $\lambda \approx 750$ –800 нм с ростом концентрации Si наблюдалось и после пассивации. Уменьшение или увеличение содержания Si за пределы указанных выше значений вело к снижению интенсивности ФЛ и эффективности пассивации. Отметим, что пассивация несколько усиливала изначально наблюдавшуюся слабую ФЛ и в необлученных образцах, также преимущественно в коротковолновой области спектра.

Для выяснения возможных источников ФЛ, появившихся в результате облучения ионами Хе, были изучены структурные изменения, произошедшие в слоях. Было обнаружено, что прозрачность слоев (практически измерялась интенсивность света, прошедшего сквозь

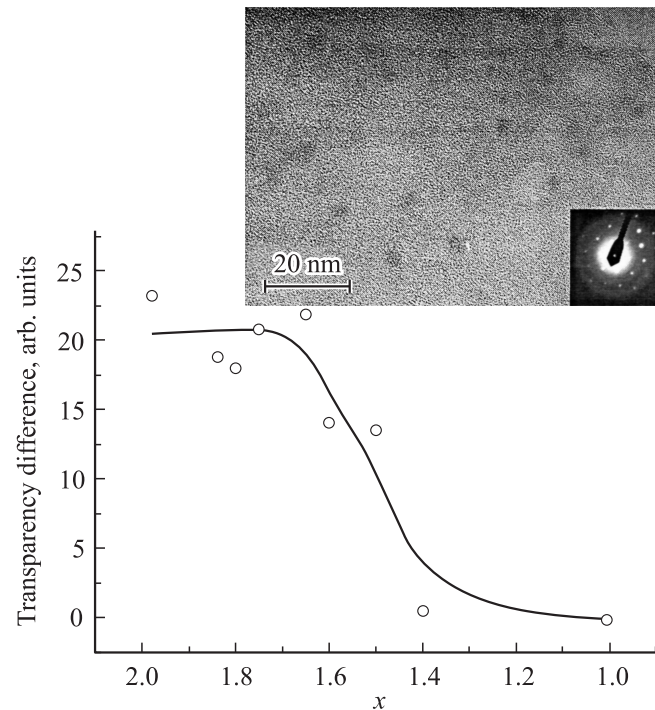


Рис. 4. Уменьшение прозрачности облученных слоев в зависимости от состава (см. текст). На вставке — изображение слоя, полученное методом высокоразрешающей электронной микроскопии, и картина дифракции после облучения SHI ($x \approx 1.65$).

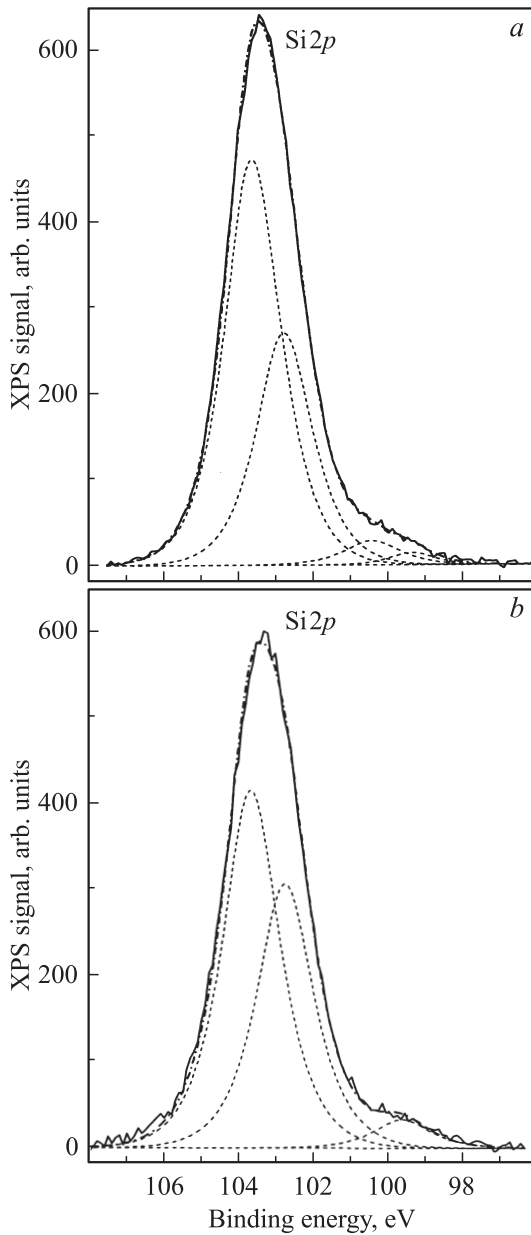


Рис. 5. Спектры XPS слоев ($x \approx 1.9$) до (а) и после облучения ионами Хе (b). Сплошные кривые — эксперимент, пунктирные — разложение спектров программой XPS_Peak, штрихпунктирные — суммирование пиков разложения. Энергии пиков см. в тексте.

слой и отраженного назад подложкой) на длине волны $\lambda = 514.5$ нм после облучения уменьшилась. На рис. 4 приведена разность между прозрачностью слоев до и после облучения как функция x . Чем более высоким было содержание Si в исходных слоях, тем менее прозрачным становился слой после облучения. Этот процесс выходил на насыщение, когда содержание Si соответствовало $x = 1.4-1.2$ и прозрачность слоев была низкой изначально. Таким образом, потемнение зависело от концентрации Si, т.е. не было связано исключительно с радиационными дефектами. Вместе с тем было

замечено, что отжиги при 500°C в формирующей газе способствовали восстановлению прозрачности, что можно трактовать как частичный отжиг нарушений. Электронная микроскопия выявила образование в облученных слоях темных включений размерами ~ 5 нм (рис. 4, вставка). Приведенная картина дифракции (см. вставку на рис. 4) содержала точечные рефлексы от кристаллической кремниевой подложки и сильно размытые кольца, расстояние между которыми коррелировало с положением рефлексов от кристаллического Si. Подобные кольца могут говорить о наличии кремниевых кристаллических включений, но они либо очень малы, либо дефектны.

Об увеличении числа связей Si—Si под действием бомбардировки свидетельствовали данные XPS. На рис. 5, а и b показаны спектры линии Si 2p слоев SiO_x ($x \approx 1.9$) соответственно до и после облучения ионами Хе. После облучения интенсивность линии 103.6 эВ, обусловленной атомами Si, связанными с 4 атомами O, снижалась и появлялся дополнительный сигнал, соответствующий меньшим энергиям связи. Как известно, с уменьшением кислородного окружения энергии связей атомов Si снижаются до 102.4 (1Si—Si—3O), 101.6 (2Si—Si—2O), 100.9 (3Si—Si—1O) и 99.8 эВ (Si—4Si). Указанные значения использовались при автоматической деконволюции спектров при помощи программы XPS_Peak. Из рис. 5 видно, что доля атомов Si, связанных с 4 атомами кислорода, уменьшилась, а доля атомов Si, связанных с 4 атомами Si, возросла примерно в 4 раза. Увеличилась также интенсивность линии при 102.4 эВ. На образцах с исходно более высоким содержанием Si наблюдалось смещение линии Si 2p фазы Si (99.8 эВ) в сторону меньших энергий. Такой сдвиг возможен при появлении в диэлектрической среде проводящих заряженных кластеров. Отметим также, что на всех образцах облучение ионами Хе приводило к снижению оже-параметра. Причиной могло быть формирование частично кристаллизованных структур.

4. Обсуждение результатов

Полученные данные показывают, что изменения спектров ФЛ слоев после облучения зависят от содержания в них Si и сопровождаются структурными перестройками. С ростом концентрации Si вначале доминирует увеличение интенсивности ФЛ с максимумом вблизи $\lambda \approx 550-600$ нм, а затем наблюдается смещение максимума к $\lambda \approx 750-800$ нм (рис. 2). Подобное поведение позволяет предположить, что ФЛ связана с ростом числа и размеров источников эмиссии, подчиняющихся квантово-размерным ограничениям. В некоторых работах желто-оранжевое излучение связывали с дефектами в окисле, но, на наш взгляд, ключевую роль играют нанопреципитаты Si различных размеров и форм [11–14]. Мы полагаем, что в нашем случае источниками ФЛ являлись квантово-размерные нановключения, формирующиеся под действием SHI. Увеличение их количества

вело к росту интенсивности ФЛ, а рост размеров — к ее длинноволновому смещению вследствие размерных ограничений. Чрезмерный избыток Si вел к разрастанию включений со снятием квантово-размерных ограничений и к их коалесценции. Оба фактора ведут к гашению ФЛ.

В пользу подобной трактовки говорят следующие эффекты воздействия SHI на слои: уменьшение прозрачности образцов, зависящее от избытка Si (рис. 4), образование наблюдаемых в электронный микроскоп нановключений (рис. 4), увеличение числа связей Si—Si (рис. 5), длинноволновый сдвиг ФЛ с ростом содержания Si в слоях (рис. 2). В пользу сделанного предположения свидетельствует и характерная реакция на пассивирующие отжиги — существенное усиление ФЛ (рис. 3). Если бы ФЛ была обусловлена дефектами, при пассивации водородом было бы больше оснований ожидать ее ослабления, а не усиления.

Значительные изменения спектров ФЛ происходили в довольно узком интервале уменьшения значений x (роста концентрации Si). До $x \approx 1.85$ ФЛ растет без видимого смещения пика в области 600 нм, при $x \approx 1.80$ уже заметно появление длинноволнового плеча, и при $x \approx 1.7$ максимум ФЛ смещается к $\lambda \approx 750$ нм (рис. 2). Представляется возможным следующее объяснение. Существуют две модели структуры слоев SiO_x — модель случайных связей и модель смеси. В первом случае предполагается, что атомы Si, O и их связи расположены случайным образом. Во втором — структура представляет собой смесь различных выделившихся фаз. Полученные нами данные по ФЛ исходных слоев (рис. 2), их реакция на пассивирующие отжиги и в особенности результаты XPS (рис. 1) свидетельствуют о том, что еще до облучения в слоях существовали участки, обогащенные кремнием в той или иной степени. Поэтому исследованные нами слои SiO_x скорее соответствовали модели смеси. Такое состояние вообще характерно для слоев, получаемых плазменными методами [15], в то время как при вакуумном напылении структура слоев больше соответствует модели случайных связей [16]. Мы полагаем, что при малых избытках Si внутрь трека попадает ограниченное число обогащенных кремнием областей, способных под действием SHI превратиться в центры коротковолновой ФЛ. С ростом концентрации Si вначале преимущественно растет вероятность попадания в треки областей, где имеется Si в количествах, минимально необходимых для формирования центров свечения с $\lambda \approx 600$ нм. Поэтому вначале с уменьшением x растет главным образом число излучающих центров и соответственно увеличивается интенсивность ФЛ вблизи 600 нм. При дальнейшем росте концентрации Si обогащенные кремнием области становятся больше по размерам, плотнее и они расположены ближе друг к другу. Все это увеличивает конечные размеры нановключений, что и приводит к смещению максимума ФЛ к $\lambda \approx 750$ нм вследствие размерного квантования. Падение интенсивности ФЛ при очень больших концен-

трациях избыточного Si обусловлено снятием квантово-размерных ограничений и коагуляцией включений.

Является ли механизм формирования нанокластеров тепловым или атермическим (ионизационным), пока сказать трудно. Диффузионный сток на зародыши в твердом окисле исключается, так как коэффициенты диффузии атомов Si, и O для этого слишком малы. Если придерживаться модели смеси фаз, то проблема сбора атомов Si в нанокластеры упрощается, в особенности если считать, что материал внутри трека проходит стадию расплава. Электроны в треке термализуются за $\sim 10^{-15}$ с, а на передачу энергии атомам требуется $\sim 10^{-11}$ с. Далее трек остывает со скоростью до $\sim 10^{13}$ К/с. В стадии расплава материал может пребывать 10^{-10} – 10^{-9} с, что при коэффициентах диффузии в расплавах 10^{-3} – 10^{-4} см²/с достаточно для образования нанокластеров. Более того, в недавних расчетах методом молекулярной динамики было показано, что разделение окисла на Si и SiO_2 протекает и в расплаве SiO_x , причем размеры кластеров растут с увеличением концентрации Si [17]. Условия нуклеации в треках SHI рассчитаны в работе [18]. Таким образом, образование нанокластеров находит объяснение в рамках теплового механизма. Вместе с тем в некоторых работах по отжигу фемтосекундными лазерными импульсами отмечалось, что структурные изменения в облучаемых слоях начинаются еще до того, как возбужденные электроны успевают передать атомам энергию, достаточную для плавления [19–21].

В заключение отметим, что максимальная интенсивность ФЛ после облучения SHI достигалась при $x \approx 1.8$, в то время как при обычных отжигках оптимум наблюдается при более значительных избытках Si, ~ 10 – 20 ат% ($x \approx 1.5$ – 1.1) [8,15,22,23]. Вероятно, благодаря высоким уровням ионизации и температурам в треках имеет место дополнительная диссоциация связей Si—O [24,25].

5. Заключение

Обнаружено, что под действием ионов Xe, 167 МэВ, в слоях SiO_x появляются источники видимой ФЛ, свойства которых закономерно изменяются с изменением состава слоев. Вначале с увеличением количества Si растет интенсивность полосы ФЛ с максимумом вблизи 600 нм, которая затем смещается в длинноволновую сторону к 750–800 нм. Изменения спектров ФЛ с ростом содержания Si в слоях объясняются увеличением количества источников излучения и их размеров, определяющих условия квантования возбужденных носителей. На основании данных электронной микроскопии, XPS, оптической прозрачности и реакции ФЛ на пассивацию водородом сделан вывод, что источниками эмиссии являются нанопреципитаты кремния, образующиеся в результате диспропорционирования SiO_x в треках SHI. Формирование наноструктур возможно благодаря кратковременному сильному нагреву вещества внутри треков. Рост

концентрации избыточного Si в исходных слоях вначале повышает вероятность образования нанокластеров и тем самым увеличивает интенсивность ФЛ, а затем приводит к росту их размеров, вызывая длинноволновый сдвиг вследствие квантовых ограничений. Падение интенсивности ФЛ при очень больших концентрациях избыточного Si обусловлено снятием размерных ограничений и коагуляцией выделений.

Авторы признательны З.Ш. Яновицкой за предоставленные образцы, В.А. Володину за помощь при проведении оптических измерений и В.В. Кириенко за отжиги в форминг-газе.

Работа поддержана РФФИ, грант № 08-02-00221.

Список литературы

- [1] G.A. Kachurin, I.E. Tyschenko, K.S. Zhuravlev, N.A. Pazdnikov, V.A. Volodin, A.K. Gutakovskiy, A.F. Leier, W. Skorupa, R.A. Yankov. Nucl. Instrum. Meth. B, **112**, 571 (1997).
- [2] G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, D.V. Martin. R.A. Yankov, M. Deutschmann. Nanotechnology, **19**, 355 305 (2008).
- [3] M. Toulemonde, Ch. Dufour, A. Meftah, E. Paumier. Nucl. Instrum. Meth. B, **166–167**, 903 (2000).
- [4] D. Rodichev, Ph. Lavallard, E. Dooryhee, A. Slaoui, J. Perriere, M. Gandais, Y. Wang. Nucl. Instrum. Meth. B, **107**, 259 (1996).
- [5] P.S. Chaudhari, T.M. Bhave, D. Kanjilal, S.V. Bhoraskar. J. Appl. Phys., **93** (6), 3486 (2003).
- [6] P.S. Chaudhari, T.M. Bhave, R. Pasricha, F. Singh, D. Kanjilal, S.V. Bhoraskar. Nucl. Instrum. Meth. B, **239**, 186 (2005).
- [7] W.M. Arnoldbik, N. Tomozeiu, E.D. van Hattum, R.W. Lof, A.M. Vredenberg, F.H.P.M. Habraken. Phys. Rev. B, **71**, 125 329 (2005).
- [8] M. Dovrat, Y. Goshen, J. Jedrzejewski, I. Balberg, A. Sa'ar. Phys. Rev. B, **69**, 155 311 (2004).
- [9] 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. ФТП, **42**, 747 (2008).
- [10] С.Н. Шамин, В.Р. Галахов, В.И. Аксенова, А.Н. Карпов, Н.Л. Шварц, З.Ш. Яновицкая, В.А. Володин, И.В. Антонова, Т.Б. Ежеская, J. Jedrzejewski, E. Savir, I. Balberg. ФТП, **44**, 550 (2010).
- [11] P. Mutti, G. Ghislotti, S. Bertoni, L. Bonoldi, G.F. Cerofolini, L. Meda, E. Grilli, M. Guzzi. Appl. Phys. Lett., **66**, 851 (1995).
- [12] G. Ghislotti, B. Nielsen, P. Asoka-Kumar, K.G. Lynn, A. Gambhir, L.F. Di Mauro, C.E. Bottani. J. Appl. Phys., **79**, 8660 (1996).
- [13] S.P. Withrow, C.W. White, A. Meldrum, J.D. Budai, D.M. Hembree jr., J.C. Barbour. J. Appl. Phys., **86**, 396 (1999).
- [14] Y. Batra, T. Mohanty, D. Kanjilal. Nucl. Instrum. Meth. B, **266**, 3107 (2008).
- [15] T.G. Kim, C.N. Whang, Y. Sun, S.-Y. Seo, J.H. Shin, J.H. Song. J. Appl. Phys., **91**, 3236 (2002).
- [16] H. Rinnert, M. Vergnat, A. Burneau. J. Appl. Phys., **89**, 237 (2001).
- [17] S.Q. Wu, C.Z. Wang, Z.Z. Zhu, K.M. Ho. Appl. Phys. Lett., **96**, 043 121 (2010).
- [18] A. Volkov. Nucl. Instrum. Meth. B, **193**, 376 (2002).
- [19] T.Y. Choi, D.J. Hwang, C.P. Grigoropoulos. Opt. Eng., **42** (11), 3383 (2003).
- [20] K. Sokolowski-Tinten, J. Bialkowski, D. von der Linde. Phys. Rev. B, **51** (20), 14 186 (1995).
- [21] H.W.K. Tom, G.D. Aumiller, C.H. Brito-Cruz. Phys. Rev. Lett., **60** (14), 1438 (1998).
- [22] M. Lopez, B. Garrido, C. Bonafos, A. Perez-Rodrigues, J.R. Morante, A. Claverie. Nucl. Instrum. Meth. B, **178**, 89 (2001).
- [23] Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, В.А. Скуратов, Д.В. Марин, А.Г. Черков. ФТП, **44**, 544 (2010).
- [24] G.S. Chen, C.B. Boothroyd, C.J. Humphreys. Appl. Phys. Lett., **62**, 1949 (1993).
- [25] M. Takeguchi, K. Furuya, K. Yoshihara. Jpn. J. Appl. Phys., **38**, 7140 (1999).

Редактор Л.В. Шаронова

Influence of SiO_x layer composition on formation of light-emitting Si nanostructures under irradiation with swift heavy ions

G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, D.V. Marin, V.G. Kesler, V.A. Skuratov*, A.G. Cherkov

A.V. Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of Russian Academy of Sciences, 630090 Novosibirsk, Russia

* Joint Institute for Nuclear Research, 141980 Dubna, Russia

Abstract To stimulate formation of the light-emitting Si nanostructures the SiO_x layers with variable composition, $0 < x < 2$, were irradiated with 167 MeV Xe ions to the dose of 10^{14} cm⁻². The irradiation caused an appearance of the photoluminescence band dependent on x . With growing Si content the photoluminescence band grew having its maximum at the wavelength $\lambda \approx 600$ nm, but then the maximum shifted to $\lambda \approx 800$ nm. It is concluded that the sources of the emission were quantum-size nanoprecipitates, resulted from the disproportionation of SiO_x in the ion tracks due to high ionization losses. The changes in the spectra with growing x are ascribed to an increase in the probability of the nanoprecipitates formation followed by their enlargement, causing the redshift of the emission. Subsequent quenching of the luminescence is accounted for the lost of the quantum-size confinements and for coagulation of the nanoprecipitates.