

# Формирование светоизлучающих наноструктур в слоях стехиометрического SiO<sub>2</sub> при облучении тяжелыми ионами высоких энергий

© Г.А. Качурин<sup>†¶</sup>, С.Г. Черкова<sup>†</sup>, В.А. Скуратов\*, Д.В. Марин<sup>†‡</sup>,  
В.Г. Кеслер<sup>†</sup>, В.А. Володин<sup>†‡</sup>

<sup>†</sup> Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

\* Объединенный институт ядерных исследований, 141980 Дубна, Россия

<sup>‡</sup> Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

(Получена 23 марта 2011 г. Принята к печати 28 марта 2011 г.)

Термически выращенные слои SiO<sub>2</sub> облучали ионами Вi с энергией 700 МэВ дозами  $(3-10) \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Обнаружено, что уже после дозы  $3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  появляется полоса фотолюминесценции вблизи 600 нм. Ее интенсивность насыщается к дозе  $\sim 5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Природа центров излучения исследована методами инфракрасного пропускания, рамановского рассеяния, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, эллипсометрии и по реакции на пассивирующие низкотемпературные отжиги. Установлено, что облучение приводит к уменьшению числа связей Si-O в пользу связей Si-Si. Считается, что фотолюминесценция обусловлена наноструктурами, содержащими избыточный Si и(или) имеющими дефицит O. Реакция восстановления SiO<sub>2</sub> происходит в ионных треках благодаря высоким уровням ионизации и нагрева внутри них. По дозовой зависимости диаметр треков оценен как равный 8–9 нм.

## 1. Введение

Размеры кремниевых приборов, составляющих основу современной полупроводниковой электроники, непрерывно уменьшаются. Если в микрометровом диапазоне уменьшение приборов не вносило принципиальных изменений в их работу и физические свойства, то при переходе к наноструктурам начинают проявляться квантово-размерные эффекты. Наиболее интересным и перспективным явлением здесь представляется обнаруженная способность квантово-размерных нанокристаллов кремния интенсивно люминесцировать в видимой и инфракрасной (ИК) областях спектра. Эффект позволяет надеяться на интегрирование в кремниевые микросхемы устройств оптической обработки информации на основе кремниевых наноструктур. В объеме кремния излучательная рекомбинация возбужденных носителей маловероятна из-за непрямой структуры энергетических зон.

Исследования формирования и свойств нанокристаллов Si ведутся в последние годы весьма широко [1–4]. Обычно нанокристаллы формируются при высокотемпературных отжигах окиси кремния, содержащей избыток Si. Избыточный Si вводится либо ионной имплантацией, либо в процессе осаждения слоев окисла, а для отжигов используют как стационарные, так и импульсные нагревы [1,4]. Преимуществом последних является возможность направленного селективного воздействия на микроучастки и низкий термический бюджет. Специфическим видом импульсного отжига можно считать облучение быстрыми тяжелыми ионами (swift heavy ions,

SHI). Такие ионы создают в мишени треки — протяженные цилиндрические области радиусом в несколько нм, где за счет сильной ионизации в течение  $10^{-12} - 10^{-11}$  с температура повышается до нескольких тысяч градусов. Ранее было показано, что облучение SHI субокислов кремния SiO<sub>x</sub> приводит к выделению в треках нанопреципитатов Si, в том числе в виде люминесцирующих нанокристаллов [5–9]. В практическом плане интересно было бы изучить возможность формирования светоизлучающих наноструктур в стехиометрических слоях SiO<sub>2</sub>, поскольку именно такие слои повсеместно используются в микроэлектронике благодаря их уникальным свойствам и простоте получения. Действие SHI на кварц или аморфные слои SiO<sub>2</sub> изучалось в ряде работ, однако в них не рассматривались вопросы, связанные с созданием центров эмиссии видимого излучения [10–13]. В недавней публикации [14] сообщалось о действии ионов Fe (энергия 1.157 ГэВ) и Xe (энергия 1.755 ГэВ) на оптические свойства кварцевого стекла. В облученных образцах обнаружены центры поглощения в ультрафиолетовой части спектра, которые авторы связывали с дефектами структуры, в частности с немостиковым кислородом (non-bridging oxygen centers) и дефицитом кислорода (oxygen deficient centers). В ультрафиолетовой и синей областях были обнаружены также полосы фотолюминесценции (ФЛ), появление которых объяснялось центрами, вводимыми скорее за счет ядерных, чем ионизационных тормозных потерь ионов. О более длинноволновой эмиссии ничего не сообщалось.

В данной работе исследовалось формирование светоизлучающих центров в термически выращенных стехиометрических слоях SiO<sub>2</sub> при облучении различными дозами ионов Вi с энергией 700 МэВ.

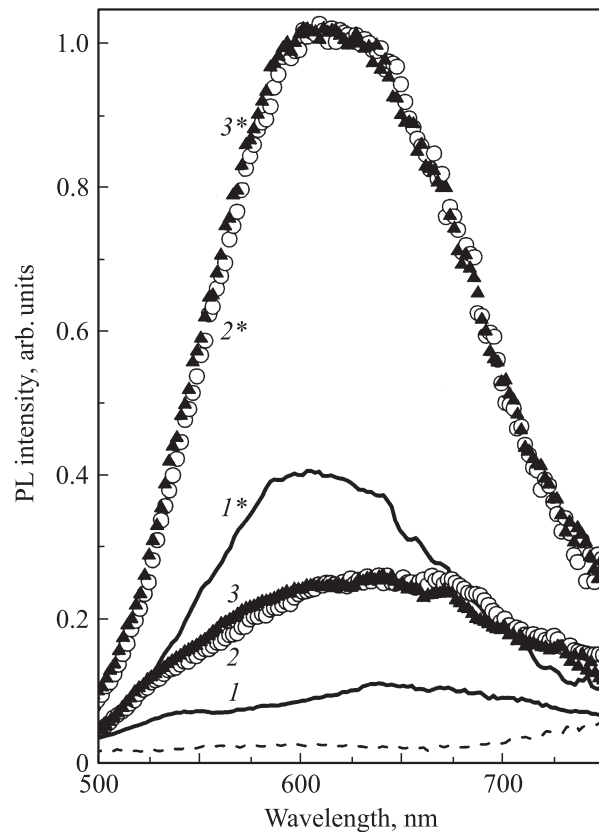
<sup>¶</sup> E-mail: kachurin@isp.nsc.ru

## 2. Эксперимент

Нами использовались слои  $\text{SiO}_2$  толщиной  $\sim 320$  нм, полученные термическим окислением кремниевой подложки. Эллипсометрические измерения дали показатель преломления в слоях  $\sim 1.45$ , характерный для стехиометрического  $\text{SiO}_2$ . Облучение проводилось на циклотроне ИЦ-100 (Лаборатория ядерных реакций Объединенного института ядерных исследований, г. Дубна) ионами висмута с энергией 700 МэВ, дозами  $(3, 5, 10) \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Пробег таких ионов в  $\text{SiO}_2$  и Si составляет  $\sim 45$  мкм. Согласно расчетам по программе SRIM ([www.srim.org](http://www.srim.org)), торможение ионов в исследуемых слоях на 99.73% происходит за счет ионизационных потерь. При этом по всей толщине пленки в треках равномерно выделяется энергия  $\sim 24$  кэВ/нм. Ядерные потери составляют всего  $\sim 7$  эВ/нм, если считать энергетический порог смещения атомов равным 15 эВ. В работе также применялись пассивирующие отжиги в форми́нг-газе (94% аргона + 6% водорода) при температуре  $500^\circ\text{C}$  в течение 30 мин. Свойства слоев контролировались по спектрам ФЛ, рамановского рассеяния и ИК пропускания, а также по данным рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (*x-ray photoelectron spectroscopy*, XPS). Для возбуждения ФЛ использована линия излучения аргонового лазера с длиной волны 488 нм, а для рамановского рассеяния — линия 514.5 нм. Спектры рамановского рассеяния регистрировались при комнатной температуре в обратной геометрии. Использовался спектрометр с тройным монохроматором T64000 производства компании Horiba Jobin Yvon. Спектральное разрешение было не хуже  $1.5 \text{ см}^{-1}$ . В качестве детектора использовалась кремниевая матрица фотоприемников, охлаждаемая жидким азотом. Мощность лазерного пучка на образце составляла 2–3 мВт. Исследования XPS выполнены на установке SSC фирмы RIBER. Фотоэлектроны возбуждались излучением  $\text{AlK}_\alpha$  с энергией 1486.6 эВ. Разрешение анализатора было 0.7 эВ. Калибровка энергии связи выполнялась по пику адсорбированного углерода с энергией 284.6 эВ.

## 3. Результаты

До облучения эмиссия света в слоях практически отсутствовала. После облучения наименьшей из использованных доз появилась очень широкая полоса ФЛ в видимой части спектра с максимумом интенсивности в желто-оранжевой области. Увеличение дозы ионов до  $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  заметно усилило ФЛ, при этом несколько более четко выделившемся максимум (рис. 1). Однако дальнейшее двукратное увеличение дозы ШИ эмиссию не увеличило, т.е. между дозами  $3 \cdot 10^{12}$  и  $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  достигается насыщение интенсивности ФЛ. Положение максимума эмиссии также не изменилось. После пассивирующего отжига свечение усилилось в несколько раз.

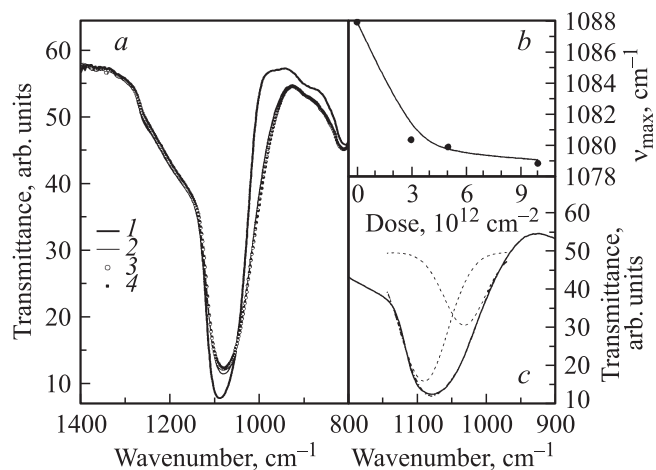


**Рис. 1.** Спектры фотолюминесценции (PL) после облучения ионами Вi дозами,  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ : 1, 1\* — 3; 2, 2\* — 5; 3, 3\* — 10. (1–3) — до, (1\*–3\*) — после пассивации. Штриховая линия — спектр ФЛ необлученного образца после пассивирующего отжига.

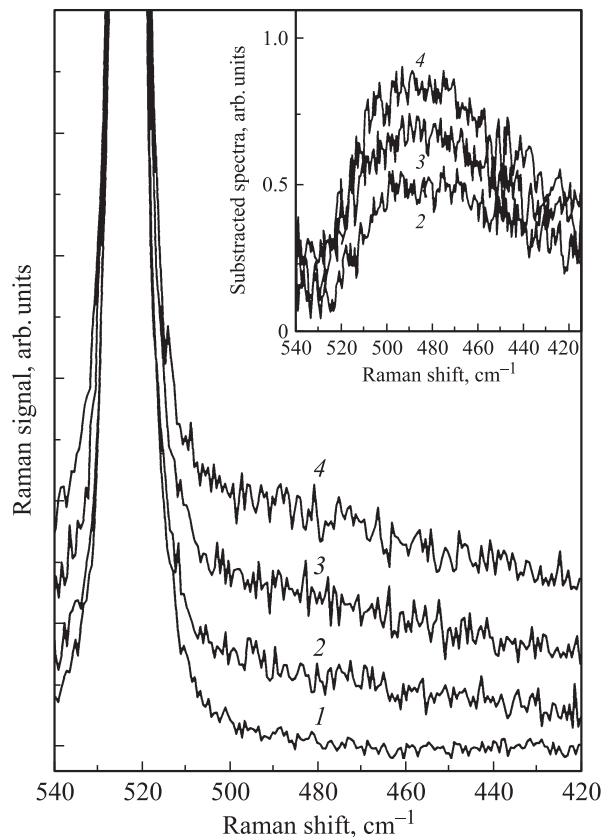
При этом после всех трех доз максимум лежал вблизи 600 нм, спектры после облучения наибольшей и средней дозами фактически совпали (рис. 1).

Для выяснения возможной природы появившихся источников эмиссии света был использован комплекс экспериментальных методик. На рис. 2, *a* представлены спектры оптического пропускания в ИК области до и после ионного облучения. В исходных слоях видна выраженная полоса с максимумом поглощения при  $\nu_{\text{max}} \approx 1090 \text{ см}^{-1}$ , характерная для стехиометрического  $\text{SiO}_2$ . После облучения ионами поглощение в указанной области уменьшается и полоса сдвигается в сторону длинных волн. Основные изменения происходят уже после наименьшей дозы  $3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Спектры после облучения средней и большой дозами практически совпадают (рис. 2, *a* и *b*). Полученные экспериментальные кривые можно довольно точно разложить на две составляющие — полосы при  $\sim 1090$  и  $\sim 1040 \text{ см}^{-1}$  (рис. 2, *c*). Если первая считается обусловленной, как было сказано, связями Si–O в стехиометрическом  $\text{SiO}_2$ , то последнюю обычно приписывают структурным несовершенствам окисной сетки. Пассивирующий отжиг при  $500^\circ\text{C}$  не привел к изменению спектров пропускания.

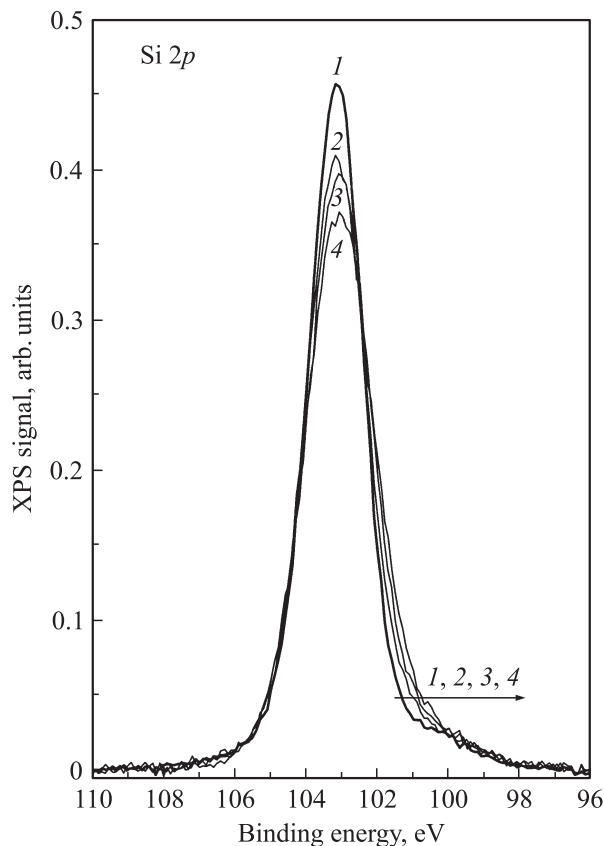
Результаты изучения спектров рамановского рассеяния до и после облучения ионами Вi приведены на рис. 3. Интенсивный пик в области волнового числа  $520\text{ см}^{-1}$



**Рис. 2.** *a* — спектры пропускания слоев до (*1*) и после облучения ионами Вi дозами,  $10^{12}\text{ см}^{-2}$ : 2 — 3, 3 — 5, 4 — 10. *b* — изменение положения максимума поглощения  $\nu_{\text{max}}$  с дозой. *c* — разложение спектра пропускания слоя после облучения максимальной дозой Вi (сплошная линия) на гауссианы (штриховые линии); штрихпунктирная линия — сумма гауссиан.



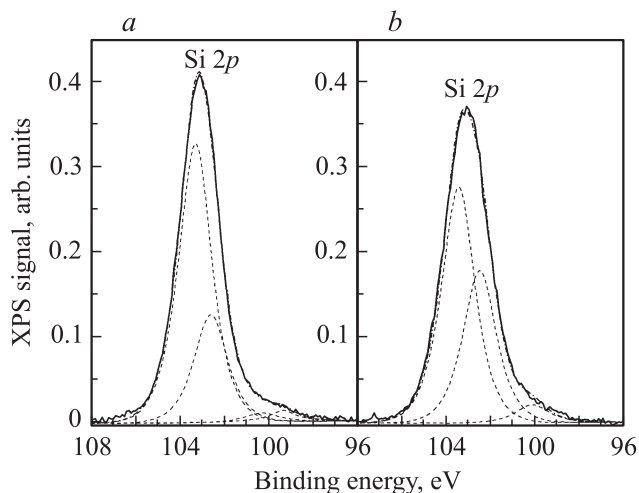
**Рис. 3.** Спектры рамановского рассеяния слоев до (*1*) и после облучения ионами Вi дозами,  $10^{12}\text{ см}^{-2}$ : 2 — 3, 3 — 5, 4 — 10. На вставке — спектры облученных образцов 2,3,4 после вычитания исходного спектра *1*.



**Рис. 4.** XPS-спектры образцов до (*1*) и после облучения ионами Вi дозами,  $10^{12}\text{ см}^{-2}$ : 2 — 3, 3 — 5, 4 — 10.

есть следствие рассеяния кристаллической кремниевой подложкой сквозь прозрачную окисную пленку. По мере увеличения дозы ионов увеличивается рассеяние со стороны малых волновых чисел. Это хорошо видно на вставке к рис. 3, где дана разность между спектрами необлученного образца и образцов, облученных каждой из трех доз. Максимумы дополнительного рассеяния приходятся на  $\sim 480\text{ см}^{-1}$ , что характерно для рассеяния на связях Si-Si аморфного кремния. Отметим также, что большой прирост интенсивности рассеяния происходит уже после наименьшей дозы, в то время как между ней и средней и между средней дозой и  $10^{13}\text{ см}^{-2}$  разница не столь велика.

Данные исследований XPS приведены на рис. 4, где показаны спектры линии Si 2*p* до и после облучения различными дозами ионов Вi. До облучения спектр представлял собой типичную для стехиометрического SiO<sub>2</sub> линию 103.6 эВ, обусловленную атомами Si, связанными с 4 атомами О. С ростом дозы ее интенсивность последовательно снижалась, и появлялся дополнительный сигнал, соответствующий меньшим энергиям межатомных связей. Как известно, с уменьшением кислородного окружения энергии связей атомов Si уменьшаются до значений 102.4 эВ (1Si-Si-3O), 101.6 эВ (2Si-Si-2O), 100.9 эВ (3Si-Si-1O) и 99.8 эВ (Si-4Si). Указанные величины использовались при деконволюции спектров



**Рис. 5.** Разложение на компоненты (штриховая линия) экспериментальных XPS-спектров (сплошная линия) для доз ионов  $\text{Bi}$   $3 \cdot 10^{12}$  (a) и  $10^{13} \text{ см}^{-2}$  (b). Штрихпунктирная линия — сумма компонент.

при помощи программы „XPS\_Peak“, поиск положения линий осуществлялся автоматически. Из рис. 4 и 5, a видно, что доля атомов Si, связанных с 4 атомами кислорода, уменьшается уже при минимальной дозе ионов и появляются Si-избыточные комплексы Si-Si-3O, 3Si-Si-1O и кремниевые преципитаты Si-4Si. Их доли были приблизительно 26, 3 и 3% соответственно. Увеличение дозы до  $10^{13} \text{ см}^{-2}$  приводит к дальнейшему уменьшению доли атомов Si, связанных с 4 атомами O, росту концентрации комплексов Si-Si-3O (до 37%) и кремниевых преципитатов Si-4Si (до  $\sim 5\%$ ) (рис. 5, b). Таким образом, облучение SHI вызывает появление в стехиометрическом  $\text{SiO}_2$  участков, обогащенных до той или иной степени кремнием (O-дефицитных).

#### 4. Обсуждение результатов

Полученные данные свидетельствуют о том, что бомбардировка слоев  $\text{SiO}_2$  ионами висмута приводит к появлению центров эмиссии света в желто-оранжевом диапазоне с максимумом интенсивности вблизи 600 нм (рис. 1). Центрами излучательной рекомбинации могут быть либо радиационные дефекты в сетке  $\text{SiO}_2$ , либо некие новые структуры, образующиеся под действием SHI. Сразу заметим, что гипотезы свечения дефектов или образовавшихся структур не противоречат друг другу. Дефекты могут находиться внутри структур или на их периферии и служить непосредственными центрами рекомбинации носителей, возбужденных в наноструктурах. Ранее полосы ФЛ в интервале длин волн 500–650 нм неоднократно наблюдали в  $\text{SiO}_2$  с избытком Si, когда количества избыточного кремния, температуры или длительности отжига было недостаточно для формирования кремниевых нанокристаллов, излучающих обычно

на длинах волн более 700 нм [15–18]. Свечение приписывали нанопреципитатам Si, а некоторые различия в положении максимумов объяснялись различием их форм, размеров и структуры. Например, в работе [19] непосредственным центром, ответственным за ФЛ вблизи 650 нм, считался немостиковый кислород. Данные, полученные нами с помощью нескольких методик, согласуются с представлениями о выделении под действием SHI кремниевых или обогащенных кремнием (O-дефицитных) наноструктур. Напрямую об образовании кремниевых комплексов свидетельствуют рамановское рассеяние и XPS (рис. 3–5). Данные по оптическому пропусканию также можно интерпретировать в пользу предлагаемой трактовки. Облучение SHI не просто вводит дефекты, а создает некие новые структуры, приводящие к длинноволновому смещению в спектрах в области  $1100\text{--}1050 \text{ см}^{-1}$  (рис. 2, a и b). Длинноволновые сдвиги пропускания слоев  $\text{SiO}_x$  наблюдались ранее в случае увеличения содержания в них концентрации Si [20,21]. Если же слои  $\text{SiO}_2$  подвергнуть просто дефектообразующему воздействию, например, облучить надполюсовыми электронами, то наблюдается коротковолновый сдвиг [22]. Его объясняют разрывом связей Si-O. Наконец, многократное усиление ФЛ после пассивирующих обработок говорит скорее об устранении центров безызлучательной рекомбинации и соответственно росте свечения вновь созданных структур, чем об излучательной рекомбинации на радиационных дефектах. О существенном усилении после пассивации полосы ФЛ в области длин волн  $\lambda \approx 500\text{--}650 \text{ нм}$  сообщалось в [16,17,23]. В указанных работах источниками ФЛ считались формирующиеся кремниевые нанокластеры. Механизм пассивации обычно объясняют нейтрализацией водородом центров безызлучательной рекомбинации, в частности болтающихся связей (dangling bonds). Добавим, что, согласно [24], при определенных условиях пассивация водородом приводит к изменению основной полосы ФЛ, от характерной для нанокластеров Si ( $\lambda < 700 \text{ нм}$ ), к более длинноволновой ( $\lambda > 700 \text{ нм}$ ), типичной для нанокристаллов Si.

Обратим внимание, что формирование центров ФЛ происходит в узком интервале сравнительно низких доз — оно заметно уже после дозы  $3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  и достигает насыщения уже при  $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . При ионном облучении твердых тел, когда доминируют ядерные потери на торможение, насыщение структурными нарушениями (например, аморфизация) происходит при существенно более высоких дозах,  $\sim (10^{14}\text{--}10^{16}) \text{ см}^{-2}$  в зависимости от масс атомов. Структурные превращения за счет ядерных потерь происходят путем последовательного накопления нарушений с дозой. Согласно [25], ядерные потери насыщают  $\text{SiO}_2$  дефектами, когда вводится удельная энергия  $\sim 10^{23} \text{ эВ/см}^3$ . В нашем случае для максимальной дозы ионов Bi суммарные удельные ядерные потери были всего  $\sim 0.7 \cdot 10^{21} \text{ эВ/см}^3$ , т. е. много меньше указанного значения. Суммарные ионизационные потери для дозы ионов Bi  $10^{13} \text{ см}^{-2}$  составляли  $2.4 \cdot 10^{24} \text{ эВ/см}^3$ .

За счет ионизационных потерь в треках SHI выделяются столь высокие энергии, что все структурные превращения происходят внутри каждого трека. Они являются следствием сильной ионизации, высокотемпературного нагрева и мгновенного остывания треков. Дозовая зависимость в таком случае получается вследствие постепенного заполнения поверхности образца треками вплоть до сплошного ее покрытия. С учетом роста с дозой вероятности наложения треков для сплошного покрытия поверхности при дозе  $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  их сечение должно иметь в диаметре 8–9 нм. Ранее в работе [24] для ионов Хе с энергией 167 МэВ диаметр треков был определен как равный  $\sim 5$  нм. Однако там ионизационные потери были всего 14.5 кэВ/нм. Из данных [10,26,27] видно, что с ростом ионизационных потерь SHI эффективные диаметры треков растут, что естественно вследствие более сильных нагревов и увеличения времен остывания. Соответственно должна увеличиваться и вероятность образования нанокластеров. Поскольку источники ФЛ формируются внутри отдельных неперекрывающихся треков, их размеры в поперечнике также будут составлять нанометры. Механизм восстановления Si из SiO<sub>2</sub> до конца пока не ясен. Заметим, что для выбивания атомов O из сетки SiO<sub>2</sub> нужно разорвать всего 2 связи Si–O, а чтобы выбить атом Si требуется разорвать 4 таких связи. Преимущественное выбивание атомов O создает предпосылки замыкания связей Si–Si. Ранее восстановление Si из SiO<sub>2</sub> наблюдали при облучении быстрыми электронами, причем без нагрева в слоях SiO<sub>2</sub> формировались аморфные нанопреципитаты Si [28], а с нагревом — кремниевые нанокристаллы [29,30]. Предполагалось, что выталкиванию атомов O способствовали также внутриатомные оже-процессы, однако авторы [31] считают, что их роль несущественна.

## 5. Заключение

Исследовано действие ионов Вi с энергией 700 МэВ на термически выращенные стехиометрические слои SiO<sub>2</sub>. Обнаружено, что уже после дозы  $3 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  облучение приводит к возникновению в спектрах ФЛ полосы вблизи 600 нм. Ее интенсивность насыщается к дозе  $\sim 5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . Одновременно в спектрах рамановского рассеяния и ИК пропускания появляются признаки выделения кремния. Рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия свидетельствует, что с ростом дозы в стехиометрическом SiO<sub>2</sub> снижается доля связей Si–O при увеличении числа связей Si–Si. Интенсивность ФЛ возрастает в несколько раз после пассивирующих отжигов в водородосодержащей среде. По совокупности всех данных сделан вывод, что ФЛ обусловлена структурами, содержащими Si и (или) O-дефицитными. Реакция восстановления SiO<sub>2</sub> происходит в пределах отдельных ионных треков благодаря высоким температурам, развивающимся в треках вследствие очень больших ионизационных потерь на торможение. Из дозовой зависимости следу-

ет, что диаметр треков составлял 8–9 нм. Поскольку источники ФЛ формируются внутри отдельных треков, размеры образующихся структур в поперечнике также будут составлять нанометры.

Авторы признательны В.В. Кириенко за отжиги образцов в форми́нг-газе. Работа выполнялась при поддержке грантом РФФИ № 08-02-00221.

## Список литературы

- [1] S.T.H. Silalahi, Q.V. Vu, H.Y. Yang, K. Pita, Y. Mingbin. Appl. Phys. A, **98**, 867 (2010).
- [2] O.M. Feroughi, C. Sternemann, Ch.J. Sahle, M.A. Schroer, H. Sternemann, H. Conrad, A. Hohl, G.T. Seidler, J. Bradley, T.T. Fister, M. Balasubramanian, A. Sakko, K. Pirkkalainen, K. Hamalainen, M. Tolan. Appl. Phys. Lett., **96**, 081912 (2010).
- [3] M. Ray, T.S. Basu, A. Jana, N.R. Bandyopadhyay, S.M. Hossain, A.K. Pramanick, R.F. Klie. J. Appl. Phys., **107**, 064311 (2010).
- [4] G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, D.V. Marin, R.A. Yankov, M. Deutschmann. Nanotechnology, **19**, 355305 (2008).
- [5] D. Rodichev, Ph. Lavallard, E. Dooryhee, A. Slaoui, J. Perriere, M. Gandais, Y. Wang. Nucl. Instr. Meth. B, **107**, 259 (1996).
- [6] P.S. Chaudhari, T.M. Bhave, D. Kanjilal, S.V. Bhoraskar. J. Appl. Phys., **93** (6), 3486 (2003).
- [7] P.S. Chaudhari, T.M. Bhave, R. Pasricha, F. Singh, D. Kanjilal, S.V. Bhoraskar. Nucl. Instr. Meth. B, **239**, 185 (2005).
- [8] W.M. Arnoldbik, N. Tomozeiu, E.D. van Hattum, R.W. Lof, A.M. Vredenberg, F.H.P.M. Habraken. Phys. Rev. B, **71**, 125329 (2005).
- [9] Г.А. Качурин, С.Г. Черкова, В.А. Скуратов, Д.В. Марин, А.Г. Черков. ФТП, **44**, 544 (2010).
- [10] K. Awazu, S. Ishii, K. Shima, S. Roorda, J.L. Brebner. Phys. Rev. B, **62** (6), 3689 (2000).
- [11] D.K. Avasthi, Y.K. Mishra, F. Singh, J.P. Stoquert. Nucl. Instr. Meth. B, **268**, 3027 (2010).
- [12] S.M.M. Ramos, C. Clerc, B. Canut, J. Chaumont, M. Toulemonde, H. Bernas. Nucl. Instr. Meth. B, **166–167**, 31 (2000).
- [13] M. Toulemonde, S.M.M. Ramos, H. Bernas, C. Clerc, B. Canut, J. Chaumont, C. Trautmann. Nucl. Instr. Meth. B, **178**, 331 (2001).
- [14] M. Ma, X. Chen, K. Yang, X. Yang, Y. Sun, Y. Jin, Zh. Zhu. Nucl. Instr. Meth. B, **268**, 67 (2010).
- [15] P. Mutti, G. Ghislotti, S. Bertoni, L. Bonoldi, G.F. Cerofolini, L. Meda, E. Grilli, M. Guzzi. Appl. Phys. Lett., **66**, 851 (1995).
- [16] G. Ghislotti, B. Nielsen, P. Asoka-Kumar, K.G. Lynn, A. Gambhir, L.F. DiMauro, C.E. Bottani. J. Appl. Phys., **79**, 8660 (1996).
- [17] S.P. Withrow, C.W. White, A. Meldrum, J.D. Budai, D.M. Hembree, jr., J.C. Barbour. J. Appl. Phys., **86**, 396 (1999).
- [18] Y. Batra, T. Mohanty, D. Kanjilal. Nucl. Instr. Meth. B, **266**, 3107 (2008).
- [19] R. Salh, H.-J. Fitting. Phys. Status Solidi C, **4** (3), 901 (2007).
- [20] 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).

- [21] 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. Ежевская, J. Jedrzejewski, E. Savir, I. Balberg. ФТП. **44**, 550 (2010).
- [22] I.P. Lisovsky, V.G. Litovchenko, D.O. Mazunov, S. Kaschieva, J. Koprinarova, S.N. Dmitriev. J. Optoelectron. Adv. Mater., **7** (1), 325 (2005).
- [23] X.D. Pi, O.H.Y. Zalloum, T. Roschuk, J. Wojcik, A.P. Knights, P. Mascher, P.J. Simpson. Appl. Phys. Lett., **88**, 103 111 (2006).
- [24] G.A. Kachurin, S.G. Cherkova, D.V. Marin, A.G. Cherkov, V.A. Skuratov. Appl. Phys. A, **98**, 873 (2010).
- [25] R.A. Devine. Nucl. Instr. Meth. B, **91**, 378 (1994).
- [26] M.C. Busch, A. Slaoui, P. Siffert, E. Dootyhee, M. Toulemonde. J. Appl. Phys., **71** (6), 2596 (1992).
- [27] P. Kluth, C.S. Schnohr, O.H. Pakarinen, F. Djurabekova, D.J. Sprouster, R. Giulian, M.C. Ridgway, A.P. Byrne, C. Trautmann, D.J. Cookson, K. Nordlund, M. Toulemonde. Phys. Rev. Lett., **101**, 175 503 (2008).
- [28] G.S. Chen, C.B. Boothroyd, C.J. Humphreys. Appl. Phys. Lett., **62** (16), 1949 (1993).
- [29] M. Takeguchi, K. Furuya, K. Yoshihara. Jpn. J. Appl. Phys., **38**, 7140 (1999).
- [30] M. Takeguchi, M. Tanaka, K. Furuya. Appl. Surf. Sci., **146**, 257 (1999).
- [31] M. Toulemonde, E. Balanzat, S. Bouffard, J.J. Grob, M. Hage-Ali, J.P. Stoquert. Nucl. Instr. Meth. B, **46**, 64 (1990).

Редактор Л.В. Шаронова

## Formation of light-emitting nanostructures in the stoichiometric SiO<sub>2</sub> layers under irradiation with swift heavy ions

G.A. Kachurin<sup>†</sup>, S.G. Cherkova<sup>†</sup>, V.A. Skuratov\*, D.V. Marin<sup>†‡</sup>, V.G. Kesler<sup>†</sup>, V.A. Volodin<sup>†‡</sup>

<sup>†</sup> A.V. Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Russian Academy of Sciences, Siberian Branch, 630090 Novosibirsk, Russia

\* Joint Institute for Nuclear Research, 141980 Dubna, Russia

<sup>‡</sup> Novosibirsk State University, 630090 Novosibirsk, Russia

**Abstract** Thermally grown SiO<sub>2</sub> layers were irradiated with 700 MeV Bi ions to the doses of  $(3-10) \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . It was found, that even after the dose of  $3 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$  the photoluminescence band arose near 600 nm. Its intensity saturated at the dose of  $\sim 5 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ . The origin of the emitting centers was examined using infrared transmission, Raman scattering spectroscopy, x-ray photoelectron spectroscopy, ellipsometry, and response to the passivating low-temperature anneals. The irradiation was found to diminish the number of Si–O bonds in favor of Si–Si ones. The photoluminescence was ascribed to the nanostructures containing excess Si atoms and/or O-deficient regions. The reaction of SiO<sub>2</sub> reduction proceeds inside the ion tracks due to the high levels of ionization and temperatures there. From the dose dependence the diameters of the tracks are assessed as 8–9 nm.