

# Упорядоченные массивы нанокристаллов кремния в $\text{SiO}_2$ : структурные, оптические, электронные свойства

© И.В. Антонова<sup>¶</sup>, В.А. Скуратов<sup>+</sup>, J. Jedrzejewski<sup>\*</sup>, I. Balberg<sup>\*</sup>

Институт физики полупроводников Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

<sup>+</sup> Объединенный центр ядерных исследований, 141980 Дубна, Россия

<sup>\*</sup> Racah Institute of Physics, Hebrew University, Jerusalem, Israel

(Получена 3 августа 2009 г. Принята к печати 7 сентября 2009 г.)

Обнаружено, что облучение слоев  $\text{SiO}_2$ , содержащих нанокристаллы кремния (нк-Si), тяжелыми ионами высоких энергий приводит к существенным структурным изменениям — формированию вертикально упорядоченных массивов нанокристаллов вдоль треков ионов. Следствием подобного воздействия является значительное изменение электрических (проводимости, вольт-фарадных характеристик) и оптических свойств (фотолюминесценции) слоев с нанокристаллами.

## 1. Введение

Полупроводниковые нанокристаллы в диэлектрической матрице привлекают к себе внимание благодаря широкому спектру возможных приложений, таких как создание светоизлучающих систем на основе кремния [1], элементов памяти [2] и низкоразмерных приборных структур, работающих при высоких температурах [3]. Перспектива создания новых электронных и оптоэлектронных приборов на основе упорядоченно расположенных квантовых точек (КТ), встроенных в полупроводниковую или диэлектрическую матрицу, обеспечивает постоянно растущий интерес к методам создания таких массивов и исследованию их оптических и электронных свойств. В последнее время появились работы, в которых ионы высоких энергий используются для формирования металлических и полупроводниковых наночастиц в диэлектрических слоях или для изменения их формы и размеров [4–6]. В данной статье демонстрируются возможности применения облучения высокоэнергетическими ионами Kr, Xe и Bi для создания упорядоченных массивов нанокристаллов кремния в матрице  $\text{SiO}_2$ , анализируются изменения их оптических и электронных свойств и причины возникновения упорядоченных массивов КТ.

## 2. Приготовление образцов

В работе рассматриваются слои оксида толщиной 400–100 нм с латеральным градиентом избыточного кремния в  $\text{SiO}_2$  в интервале от 4 до 94 объемных процентов, напыленные на проводящую подложку с концентрацией носителей  $\sim 10^{16} \text{ см}^{-3}$ . Состав слоя рассчитывался из толщин слоев кремния и  $\text{SiO}_2$ , созданных путем раздельного напыления из кремниевого или кварцевого источника на разных подложках. Последующий высокотемпературный отжиг ( $1140^\circ\text{C}$ , 40 мин) позволял

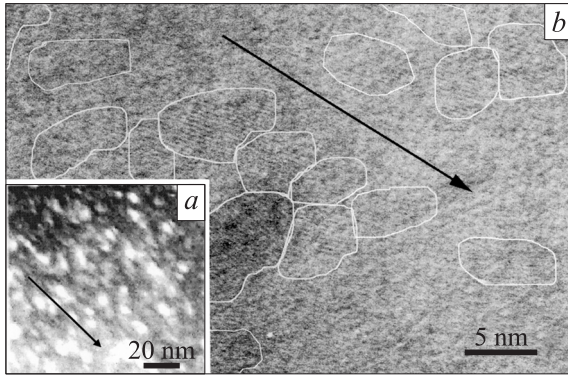
формировать нк-Si, размер которых слабо зависел от состава слоя, а концентрация возрастала вдоль образца на несколько порядков. Использование слоев с переменным составом позволяло определять состав слоя, оптимальный для фотолюминесценции (ФЛ), захвата или других эффектов, связанных с нк-Si. Облучение созданных нанокристаллических структур ионами Kr, Xe, Bi с энергиями 90–670 МэВ и дозами  $10^{12}–10^{13} \text{ см}^{-2}$  до проведения высокотемпературных обработок, а также структур с уже сформированными КТ позволяло кардинально изменять их свойства. Эксперименты по облучению образцов проводились на ускорителях ИЦ-100 и У-400 Лаборатории ядерных реакций ОИЯИ. Пробеги ионов составляли 15–23 мкм, т.е. существенно превышали толщину слоя с нанокристаллами. Это означает, что основная часть дефектов, формируемых по каналу упругого рассеяния, вводилась в подложку, а в интересующем нас слое доминировали потери энергии на электронное торможение. Для диагностики свойств исходных и модифицированных облучением нк-Si использовались такие методы, как просвечивающая электронная микроскопия, фотолюминесценция (ФЛ), измерение спектров комбинационного рассеяния (КРС), измерение вольт-фарадных ( $C-V$ ) и вольт-амперных характеристик (ВАХ). Перед проведением электрических измерений структуры отжигались при температуре  $800^\circ\text{C}$ , 20 мин, что позволяло удалять электрически активные дефекты из кремниевой подложки. Облученные слои, в которых не были предварительно сформированы нанокристаллы кремния, отжигались при температуре  $1140^\circ\text{C}$  в течение 40 мин.

## 3. Экспериментальные результаты

### 3.1. Структурные свойства облученных слоев

Нанокристаллы в исходных слоях имели сферическую форму, размер 3–5 нм, случайное распределение в диэлектрической матрице и случайную ориентацию

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



**Рис. 1.** Сечение слоя нк-Si-SiO<sub>2</sub>, облученного ионами Kr (90 МэВ, 10<sup>12</sup> см<sup>-2</sup>) N2. Изображения получены с помощью просвечивающей электронной микроскопии. Стрелки указывают направление движения ионов. Концентрация избыточного кремния составляла 37 (a) и 43% (b).

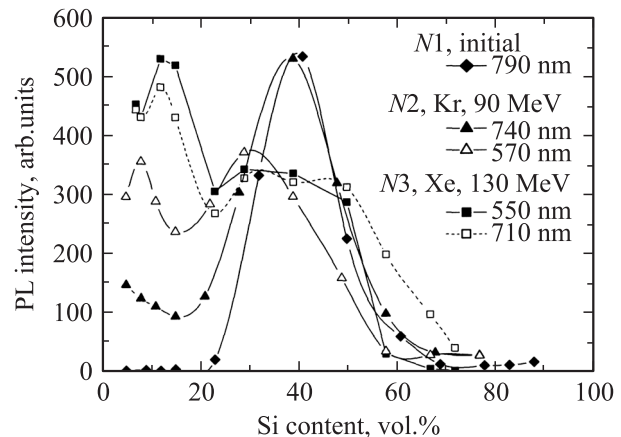
атомных плоскостей в нк-Si. [7]. После облучения ионами с электронными потерями более 6 кэВ/нм и при относительно высоком содержании избыточного кремния (более 30%) происходит формирование вертикально упорядоченных массивов нанокристаллов вдоль треков ионов (рис. 1, a, b) [8,9]. Меняется морфология нк-Si (они становятся вытянутыми вдоль направления движения ионов) и появляется одинаковая ориентация атомных плоскостей нк-Si вдоль треков ионов с разбросом ~ 20° [8]. Необходимо подчеркнуть, что никаким другим способом невозможно получить вертикально упорядоченные массивы нанокристаллов с одинаковой ориентацией атомных плоскостей. Данные, полученные с помощью микроскопии, относятся к образцам с высоким содержанием избыточного кремния (37–45%) в слое SiO<sub>2</sub>. Структура слоев исследовалась также с помощью комбинационного рассеяния света [9,10]. Было показано, что облучение приводит также к формированию новых нанокристаллов непосредственно в процессе облучения и к частичной аморфизации предварительно введенных нк-Si. Образование новых нанокристаллов преобладает при относительно невысоком содержании кремния в слое (примерно до 50–60%), а аморфизация нк-Si — при более высоком содержании кремния. Увеличение дозы (более 10<sup>12</sup> см<sup>-2</sup>) и уменьшение удельных электронных потерь ионов приводят к росту отношения аморфизированные/введенные нанокристаллы [10].

### 3.2. Оптические свойства модифицированных массивов нанокристаллов

Способность нанокристаллов кремния излучать в видимом диапазоне спектра обеспечила постоянный интерес к исследованию их оптических свойств и стремление увеличить интенсивность фотолюминесценции. При изучении фотолюминесценции в исходных необлученных слоях с переменным составом было обнаружено, что ФЛ наблюдается только в некотором диапазоне

составов (рис. 2). Уменьшение интенсивности ФЛ с ростом избыточной концентрации кремния имеет место, когда появляются кластеры нанокристаллов, а затем и перколяционная проводимость [7]. Возможность миграции носителей в рамках одного кластера значительно уменьшает вероятность излучательной рекомбинации электрона и дырки, созданных при возбуждении, приводя к ослаблению фотолюминесценции.

После облучения ионами с максимальными удельными ионизационными (электронными) потерями энергии  $dE_e/dx$  (Bi, 670 МэВ,  $dE_e/dx = 18.0$  кэВ/нм) и небольшими дозами (~ 10<sup>12</sup> см<sup>-2</sup>) наблюдается [9] расширение диапазона составов слоя (значений избыточных концентраций кремния), при которых наблюдается фотолюминесценция. Причем усиление интенсивности фотолюминесценции имело место при относительно низком содержании кремния с максимумом при 20%. Наиболее интересным изменением ФЛ при таком облучении является рост интенсивности более чем в 3 раза [9]. В случае уменьшения электронных потерь ионов (например, Xe 130 МэВ,  $dE_e/dx = 10.2$  кэВ/нм) облучение уже не приводило к росту интенсивности, а только к расширению области составов, при которых ФЛ имела место (рис. 2, [10]). Еще более низкие электронные потери ионов (Kr, 90 МэВ,  $dE_e/dx = 7.1$  кэВ/нм) приводили только к изменению положения пика ФЛ на спектре [11], что соответствует изменению размеров нк-Si. Обнаруженное расширение диапазона составов слоя, также как и рост интенсивности, связано с формированием дополнительных нанокристаллов при облучении, установленным при исследовании спектров КРС [10]. Как видно из рис. 2, интенсивная ФЛ в области с относительно низкой избыточной концентрацией кремния появляется как в структурах, где нанокристаллы были сформированы до облучения, так и в структурах, где при



**Рис. 2.** Зависимость интенсивности ФЛ от состава слоя нк-Si-SiO<sub>2</sub> с толщиной 1000 нм. N1 — исходный необлученный образец, отожженный при 1140°С, 40 мин, N2—N1, дополнительно облученный Kr (90 МэВ, 10<sup>12</sup> см<sup>-2</sup>) и отожженный при 800°С 20 мин, N3 — образец, подвергнутый облучению (Xe, 130 МэВ, 10<sup>12</sup> см<sup>-2</sup>) до высокотемпературного отжига 1140°С, 40 мин.

облучении нк-Si отсутствовали и высокотемпературный отжиг для их формирования проводился после облучения. Утверждение о формировании нанокристаллов в процессе облучения подтверждается также результатами работ [6,12].

### 3.3. Захват заряда на нк-Si

Заряд, захваченный на КТ, определялся из  $C-V$ -характеристик структур по напряжению плоских зон. В исходных необлученных структурах захват заряда на нанокристаллы наблюдается в том же диапазоне концентраций избыточного кремния, что и ФЛ (рис. 3 и 2). Причем максимальный заряд захватывается на нк-Si точно при том же составе слоя, когда наблюдается максимальная фотолюминесценция [7]. Вариация условий напыления или отжига приводит к изменению долей избыточного кремния, входящего в состав нанокристаллов и аморфных включений, меняя положение пиков заряда и ФЛ в зависимости от состава слоя. Знак заряда определяется

типом проводимости подложки и может быть как положительным, так и отрицательным (рис. 3, *a* и *b*).

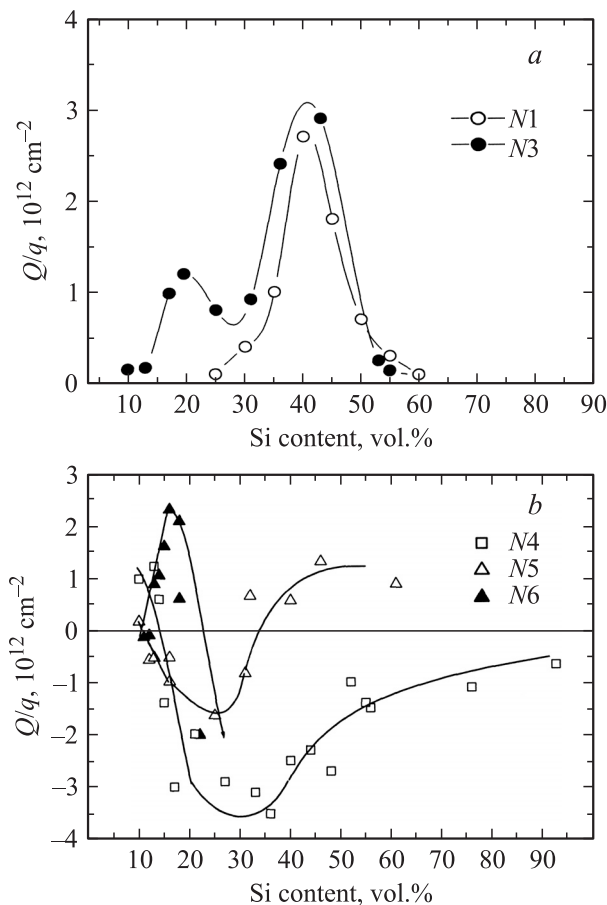
Облучение тяжелыми ионами высоких энергий приводит к тому, что диапазон составов, при которых наблюдается захват заряда на нанокристаллы, расширяется и положение максимума смещается в сторону меньшей концентрации избыточного кремния (рис. 3, [10]). Причем величина сдвига возрастает с ростом электронных потерь ионов. Как и в исходных структурах, положение максимума заряда строго коррелирует с максимальной интенсивностью фотолюминесценции. Рост заряда, захватываемого на нк-Si, и расширение диапазона составов свидетельствует о более эффективном использовании кремния для формирования нанокристаллов при облучении. Кроме того, как следует из рис. 3, диапазон составов, где наблюдается захват заряда на нк-Si, меняется и в случае облучения структур с уже сформированными нанокристаллами, и в случае, когда высокотемпературный отжиг для введения нк-Si происходит уже после облучения.

### 3.4. Перколяционная проводимость слоев

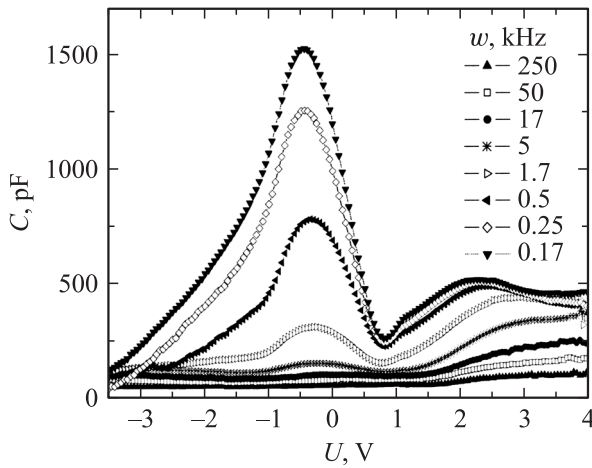
Обнаружено [9,11], что порог перколяционной проводимости (состав слоя  $\text{SiO}_x$ , при котором удельное сопротивление значительно уменьшается) сдвигается в сторону более высокого содержания избыточного кремния в  $\text{SiO}_x$ -слое, если облучение проводилось высокими дозами ( $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ) или ионами с относительно низкими электронными потерями, и образцы уже содержали нанокристаллы. Проводимость слоя за перколяционным порогом в этих случаях, как правило, уменьшалась после облучения из-за частичной аморфизации нанокристаллов, что подтверждается результатами измерений спектров комбинационного рассеяния света [9]. При меньших дозах облучения имеет место незначительный сдвиг в сторону более низкого содержания кремния в слое с одновременным значительным уменьшением сопротивления слоя [9]. При облучении ионами  $\text{Vi}$  с энергией 670 МэВ перколяционная проводимость возрастала более чем на 2 порядка, что было связано с формированием цепочек нанокристаллов, обладающих высокой проводимостью [8,9]. Можно предположить, что высокая проводимость цепочек нанокристаллов обусловлена одинаковой ориентацией атомных плоскостей массива нанокристаллов.

### 3.5. Резонансное туннелирование в трехмерном массиве нанокристаллов

$C-V$ -характеристики, измеренные при разных частотах в облученном образце и представленные на рис. 4, демонстрируют появление двух пиков емкости при понижении частоты измерения. Пики были обнаружены только в облученных структурах при составе 60–80% избыточного кремния [8]. Амплитуда пиков растет с уменьшением частоты измерения, а напряжения, при которых они регистрируются, воспроизводятся при измерениях



**Рис. 3.** Заряд, захваченный на нанокристаллы, в зависимости от состава слоя (*a*) для исходной структуры *N1* и *N3*, облученного ионами  $\text{Xe}$  ( $130 \text{ МэВ}$ ,  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ ) до отжига при  $1140^\circ\text{C}$ , 40 мин, *b* — для структуры *N4* (исходный образец с толщиной слоя 400 нм) и аналогичных структур *N5* и *N6*, облученных ионами  $\text{Vi}$  с энергиями 130 и 670 МэВ дозой  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ .



**Рис. 4.**  $C$ – $V$ -характеристики, измеренные при разных частотах для образца  $N2$  с толщиной слоя 1000 нм, облученного ионами  $Kr$  (90 МэВ,  $10^{12} \text{ см}^{-2}$ ).

в разных точках образца. По литературным данным, такие  $C$ – $V$ -характеристики наблюдаются при резонансном туннелировании через уровни размерного квантования нк-Si в системе с двумя барьерами, например, слой одинаковых по размеру нк-Si, расположенный между двумя туннельно-прозрачными слоями окисла [13,14]. В нашем случае аналогичные зависимости обнаружены для толстых (400–1000 нм) слоев с нанокристаллами. В работе [8], где более детально рассмотрен данный эффект, предполагается, что появление пиков связано с резонансным туннелированием носителей на уровни нанокристаллов и предлагается следующая качественная модель, объясняющая причины наблюдения данного эффекта в упорядоченных трехмерных массивах нанокристаллов. Как уже было показано выше, при облучении формируются цепочки нанокристаллов вдоль треков ионов. Эти цепочки для образцов с концентрацией кремния выше порога перколяции образуют в слое проводящую сетку. Заряд может удерживаться в такой системе только на изолированных нанокристаллах, расположенных вне проводящей сетки. Захват заряда на такие изолированные нк-Si и приводит к появлению пиков в  $C$ – $V$ -характеристиках. Наблюдение эффекта резонансного туннелирования в такой системе связано с тем, что проводящая сетка из нанокристаллов берет на себя роль подложки, создавая двухбарьерную систему для изолированных нк-Si, отделенных от такой „подложки“ туннельно-прозрачным барьером. Статистически зарядка изолированных нанокристаллов, расположенных в разных ячейках вне проводящей сетки, будет происходить при близких напряжениях, так как приложенное напряжение делится между проводимостью „подложки“ (проводящей сетки из нанокристаллов) и туннельно-прозрачным окислом, отделяющим нк-Si. Разброс в толщине туннельного барьера в силу экспоненциальной зависимости вероятности туннелирования от этой толщины незначителен. Положение пиков в зависимости от напряжения определяется энергиями уровней размерно-

го квантования. Выполненные в [8] оценки зарядовой энергии, емкости и размера нк-Si из напряжений, при которых наблюдаются пики, дали значения 24 мэВ для зарядовой энергии, 8 аФ для емкости и 3.3 нм для размера нанокристаллов. Размер согласуется с положением пика на спектрах ФЛ и данными микроскопии.

#### 4. Взаимодействие нанокристаллов с ионами высоких энергий

Рассмотрим, какие процессы могут отвечать за столь сильные перестройки в системе нанокристаллов при облучении. Необходимо сразу отметить, что коэффициент диффузии кремния в  $\text{SiO}_2$  составляет  $10^{-21}$ – $10^{-17} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$  для температур 1100–1400°С, т.е. является достаточно низким [15,16]. Коэффициент диффузии кислорода в  $\text{SiO}_2$ , по данным работ [17,18], составляет  $10^{-9}$ – $10^{-7} \text{ см}^2 \text{ с}^{-1}$ , что на много порядков выше коэффициента диффузии кремния. Поэтому при описании процессов формирования нанокристаллов кремния в матрице  $\text{SiO}_2$  обычно говорят о диффузии атомов кислорода из области локализации формирующейся кремниевой наночастицы [19,20]. Кроме того, при моделировании процесса формирования нанокристаллов методом Монте-Карло было показано [21], что в случае низкой концентрации избыточного кремния имеет место зарождение и рост нанокристаллов, а при высокой концентрации избыточного кремния происходит спиновальный распад с выделением фазы кремния и  $\text{SiO}_2$ . Таким образом, при облучении в результате локального выделения энергии ионов, нагрева области трека и в соответствии с представлениями, описанными выше, должен происходить уход кислорода из области треков и формирование нанокристаллов. Расчет по программе TSpike-02 [22] локального разогрева трека иона в предположении, что вся энергия, затраченная на ионизацию, перешла в тепло, показал, что температура в области трека ионов  $Kr$ ,  $Xe$ ,  $Bi$  на время  $10^{-11}$ – $10^{-10}$  с может достигать 1700–2600°С.

Все эти процессы дополнительно усиливаются анизотропными деформационными полями, возникающими за счет анизотропного нагрева и ухода атомов из областей треков [23]. Считается, что при облучении материал расширяется в направлении, перпендикулярном движению ионов, и сжимается в направлении, параллельном движению ионов. Величина стационарного (остаточного) значения деформации может быть оценена из выражения  $\epsilon_{st} = \exp(AF) - 1$ , где  $A$  — скорость деформации при данном виде облучения, а  $F$  — доза ионов. В нашем случае доза ионов варьировалась в интервале  $10^{12}$ – $10^{13} \text{ см}^{-2}$ . Величина  $A$  пропорциональна электронным потерям и для  $\text{SiO}_2$ , облученного ионами  $Kr$ ,  $Xe$ ,  $Bi$ , составляет  $(4-10) \cdot 10^{-16} \text{ см}^2/\text{ион}$  [23]. Для кремния величина  $A$  на полтора порядка меньше [24]. Исходя из данных, приведенных выше, величина деформаций в слое может быть оценена как  $3 \cdot 10^{-5}$ – $8 \cdot 10^{-3}$  в зависимости от состава слоя и дозы облучения,



причем деформации уменьшаются с ростом содержания кремния. Это означает, что в случае низкого содержания кремния, уход кислорода из области трека и соответственно формирование нанокристаллов должны проявляться сильнее. Полученные экспериментальные данные вполне согласуются с такими представлениями.

В случае высокого содержания кремния в слое SiO<sub>2</sub> другие процессы определяют взаимодействие ионов высоких энергий с нк-Si, уже существующими в SiO<sub>2</sub>. Взаимодействие определяется соотношением диаметров нанокристалла и трека иона. Так, в работе [25] на примере германиевых КТ показано, что если размер нанокристалла такой, что при использованной дозе не происходит плавления частицы, то ее форма меняется с увеличением дозы на эллипсоидальную, причем вдоль направления трека размер частицы уменьшается. Механизм такого изменения формы нанокристалла связан с анизотропными деформациями частицы, которые обсуждались выше. При этом происходит аморфизация нк-Si и его частичное растворение, что мы и наблюдаем для образцов с высоким содержанием кремния [9]. Наночастицы, размер которых меньше или соизмерим с размерами трека, вытягиваются вдоль трека иона. Считается [23], что пороговое значение электронных потерь, при которых в SiO<sub>2</sub> начинается плавление в треке, составляет 6 кэВ/нм, т. е. для ионов Kr, Xe и Bi с энергиями 1–3 МэВ/нуклон плавление будет происходить во всех случаях. В результате цепочки нанокристаллов, направленные вдоль треков, будут сохранять кристалличность, а цепочки, не совпадающие с треками, будут частично аморфизоваться. В целом это будет приводить к общему упорядочению нанокристаллов вдоль ионных треков.

Такая же ситуация имеет место в случае металлических включений в диэлектрической матрице, и, как показано в последнее время [26], с помощью облучения достаточно большими дозами и энергиями ионов можно формировать в треках длинные нитевидные наночастицы размерами до 200–300 нм с диаметром 3–5 нм [27], что представляет практический интерес. Как показано в нашем случае, при использованных режимах облучения формируется упорядоченная система нанокристаллов, которая проявляет низкоразмерные свойства, не характерные для трехмерных массивов со случайным распределением.

## 5. Заключение

Обнаружено, что облучение слоев SiO<sub>2</sub>, содержащих нанокристаллы кремния, тяжелыми ионами высоких энергий приводит к созданию наноструктурированного материала, обладающего необычными структурными и электронными свойствами, которые не могут быть получены с помощью других известных технологий: вдоль треков ионов формируются вертикально упорядоченные массивы нанокристаллов с одинаковой ориентацией атомных плоскостей. Следствием таких структурных изменений является значительное изменение электрических и оптических свойств слоев с нанокристаллами

кремния. Обнаружено усиление интенсивности фотолюминесценции нанокристаллов и расширение диапазона концентрации избыточного кремния, при которых наблюдается захват заряда и фотолюминесценция. Показано, что в упорядоченных массивах нанокристаллов наблюдается резонансное туннелирование носителей заряда, приводящее к появлению пиков на вольт-фарадных характеристиках.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 08-02-00351 и 08-02-00221.

## Список литературы

- [1] K. Yano, T. Ishi, T. Hashimoto, T. Kobayashi, F. Murai, K. Seki. *IEEE Trans. Electron. Dev.*, **41**, 1628 (1994).
- [2] M. Dovrat, Y. Goshen, J. Jedrzejewski, I. Balberg, A. Sa'ar. *Phys. Rev. B*, **69**, 155 311 (2004).
- [3] A. Dutta, S. Oda, Y. Fu, M. Willander. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **39**, 4647 (2000).
- [4] J.J. Penninkhof, A. Polman, L.A. Sweatlock, S.A. Maier, H.A. Atwater, A.M. Vredenberg. *Appl. Phys. Lett.*, **83**, 4137 (2003).
- [5] T. Van Dillen, M.J.A. de Dood, J.J. Penninkhof, A. Polman, S. Roorde, A.M. Vredenberg. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 3591 (2004).
- [6] W.M. Arnoldbik, N. Tomoxeiu, E.D. van Hattum, R.W. Lof, A.M. Vredenberg, F.H.P.M. Habraken. *Phys. Rev. B*, **71**, 125 329 (2004).
- [7] I.V. Antonova, M.B. Gulyaev, E. Savir, J. Jedrzejewski, I. Balberg. *Phys. Rev. B*, **77**, 125 318 (2008).
- [8] I.V. Antonova, M.S. Kagan, A.G. Cherkov, V.A. Skuratov, J. Jedrzejewski, I. Balberg. *Nanotechnology*, **20**, 185 401 (2009).
- [9] I.V. Antonova, M.B. Gulyaev, A.G. Cherkov, D.V. Marin, V.A. Skuratov, J. Jedrzejewski, I. Balberg. *Nanotechnology*, **20**, 095 205 (2009).
- [10] I.V. Antonova, D.V. Marin, V.A. Volodin, V.A. Skuratov, J. Jedrzejewski, I. Balberg. *Anisotropic Heating, Sol. St. Phenomena*, **156–158**, 523 (2009).
- [11] I.V. Antonova, M.B. Gulyaev, V.A. Skuratov, D.V. Marin, E.V. Zaikina, Z.S. Yanovitskaya, J. Jedrzejewski, I. Balberg. *Sol. St. Phenomena*, **131–133**, 541 (2008).
- [12] P.S. Chaudhari, T.M. Bhave, R. Pasricha, F. Singh, D. Kanjilal, S.V. Bhoraskar. *Nucl. Instr. Meth.* **239**, 185 (2005).
- [13] L.W. Yu, K.J. Chen, L.C. Wu, M. Dai, W. Li, X.F. Huang. *Phys. Rev. B*, **71**, 245 305 (2005).
- [14] L.C. Wu, M. Dai, X. Huang, W. Li, K. Chen. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **22**, 678 (2004).
- [15] D. Mathiot, J.P. Schunck, M. Perego, M. Fanciulli, P. Normand, C. Tsamis, D. Tsoukalas. *J. Appl. Phys.*, **94**, 2136 (2004).
- [16] D. Tsoukalas, C. Tsamis, P. Normand. *J. Appl. Phys.*, **89**, 7809 (2001).
- [17] R.M.C. De Almeida, S. Goncalves, J.R. Baumvol, F.C. Stediler. *Phys. Rev. B*, **61**, 12 992 (2000).
- [18] О.В. Александров, А.И. Дусь. *ФТП*, **42**, 1400 (2008).
- [19] В.А. Данько, И.З. Индугный, В.С. Лысенко, И.Ю. Майданчук, В.И. Минько, А.Н. Назаров, А.С. Ткаченко, П.Е. Шепелявый. *ФТП*, **39**, 1139 (2005).

- [20] L. Khomenkova, N. Korsunskaja, T. Stara, Ye. Venger, C. Sada, E. Trave, Y. Goldstein, J. Jedrzejewski, E. Savir. *Thin Sol. Film*, **515**, 6749 (2007).
- [21] T. Muller, K.-H. Heining, W. Muller. *Appl. Phys. Lett.*, **81**, 3049 (2002).
- [22] M. Toulemonde, Ch. Dufour, A. Methah, E. Paumier. *Nucl. Instr. Meth. B*, **166–167**, 903 (2000).
- [23] T. Van Dillen, A. Polman, P.R. Onck, E. Van der Giessen. *Phys. Rev. B*, **71**, 024 103 (2005).
- [24] T. Van Dillen, M.J.A. de Dood, J.J. Penninkhof, A. Polman, S. Roorda, A.M. Vredenberg. *Appl. Phys. Lett.*, **84**, 3591 (2004).
- [25] B. Schmidt, A. Mucklich, L. Rontzsch, K.-H. Heining. *Nucl. Instr. Meth. B*, **257**, 30 (2007).
- [26] Y.K. Mishna, F. Singh, K. Avashthi, J.C. Pivin, D. Malinowska, E. Pippel. *Appl. Phys. Lett.*, **91**, 063 103 (2007).
- [27] E. Dawi, G. Rizza, A. Vredenberg. *Abstracts Int. Conf. on Ion Beam Modification of Materials*, 361 (2008).

*Редактор Л.В. Беляков*

## **Ordered arrays of Si nanocrystals in SiO<sub>2</sub>: structural, optical and electrical properties**

*I.V. Antonova, V.A. Skuratov<sup>+</sup>, J. Jedrzejewski\*, I. Balberg\**

Institute Of Semiconductor Physics, SB RAS,  
630090 Novosibirsk, Russia,

<sup>+</sup> Joint Institute for Nuclear Research,  
141980 Dubna, Russia

\* Racah Institute of Physics, Hebrew University,  
Jerusalem, Israel

**Abstract** Irradiation of Si nanocrystals embedded in SiO<sub>2</sub> layers by high energy ions is found to lead to strong structural changes: vertical ordered arrays of nanocrystals along the ion tracks with the same orientation of the atomic planes are appeared after irradiation. Essential changes in optical and electrical properties of the modified nanocrystal arrays are demonstrated in the present study.