

# Термическая эволюция морфологии, структуры и оптических свойств многослойных нанопериодических систем, полученных путем вакуумного испарения SiO и SiO<sub>2</sub>

© А.В. Ершов<sup>¶</sup>, И.А. Чугров, Д.И. Тетельбаум, А.И. Машин, Д.А. Павлов, А.В. Нежданов, А.И. Бобров, Д.А. Грачев

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского, 603950 Нижний Новгород, Россия

(Получена 10 мая 2012 г. Принята к печати 21 мая 2012 г.)

Методом поочередного осаждения вакуумным испарением SiO и SiO<sub>2</sub> из отдельных источников были получены аморфные многослойные нанопериодические структуры (МНС) *a*-SiO<sub>x</sub>/SiO<sub>2</sub> с периодами 5–10 нм и числом слоев до 64. Исследовано влияние отжига при температурах  $T_a = 500–1100^\circ\text{C}$  на структурные и оптические свойства МНС. Результаты использования просвечивающей электронной микроскопии образцов, отожженных при  $1100^\circ\text{C}$ , указали на формирование квазипериодических вертикально упорядоченных массивов нанокристаллов кремния с размерами, соизмеримыми с толщиной слоев *a*-SiO<sub>x</sub> исходных МНС. После отжига при  $1100^\circ\text{C}$  наноструктуры обладали размернозависимой фотолуминесценцией в области 750–830 нм, связанной с нанокристаллами Si. Результаты по инфракрасному поглощению и комбинационному рассеянию света показали, что термическая эволюция структурно-фазовых состояний в слоях SiO<sub>x</sub> МНС с увеличением температуры отжига осуществляется через образование аморфных нановключений Si с последующим формированием и ростом нанокристаллов Si.

## 1. Введение

В последнее время отмечается повышенный интерес к получению и изучению свойств систем с массивами нанокристаллов кремния (НК Si) в широкозонной диэлектрической матрице (см., например, [1]). Это вызвано перспективами создания новых оптоэлектронных приборов на основе квантово-размерных эффектов в низкоразмерном кремнии (квантовых точках), в частности интенсивной люминесценции в области красного края видимого спектра при комнатной температуре [1]. Такие системы являются удобными в технологическом отношении, поскольку могут быть реализованы стандартными физико-химическими методами современного КМОП-планарного процесса [1], открывая перспективу интеграции кремниевых излучательных и фотоприемных устройств на одном чипе. Одним из методов создания массивов нанокристаллов кремния в диэлектрической матрице SiO<sub>2</sub> является способ, предложенный в [2,3]. Он состоит в высокотемпературном ( $\geq 1000^\circ\text{C}$ ) отжиге аморфных „сверхрешеток“ SiO/SiO<sub>2</sub>, полученных испарением монооксида кремния в реактивной кислородной атмосфере. При реактивном испарении SiO кислородная среда используется для формирования барьерных слоев SiO<sub>2</sub> [2], а также для управления стехиометрией (*x*) „ямных“ слоев *a*-SiO<sub>x</sub> аморфных сверхрешеток [3]. Метод позволяет формировать массивы нанокристаллов Si заданного размера и заданной поверхностной плотности путем задания соответственно толщины слоев *a*-SiO<sub>x</sub> и параметра стехиометрии *x* вариацией содержания кислорода при нанесении слоев [3].

В настоящей работе при использовании „сверхрешеточного“ подхода [2] были сформированы аморфные

многослойные нанопериодические структуры (МНС) *a*-SiO<sub>x</sub>/SiO<sub>2</sub> методом испарения SiO и SiO<sub>2</sub> из отдельных источников. Применение отдельных источников испарения при формировании МНС в отличие от метода, использованного в работе [2], дает большую степень свободы при формировании гетерогенных систем, а именно возможность замены материалов „ямных“ и(или) „барьерных“ слоев, например, замены SiO<sub>x</sub> на *a*-Si или SiO<sub>2</sub> — на ZrO<sub>2</sub> [4,5]. Исследовались структурно-морфологические и оптические свойства системы нановключений кремния в матрице диоксида кремния, сформированной в результате высокотемпературного отжига МНС *a*-SiO<sub>x</sub>/SiO<sub>2</sub>.

## 2. Эксперимент

Аморфные многослойные нанопериодические структуры *a*-SiO<sub>x</sub>/SiO<sub>2</sub> были осаждены методом поочередного вакуумного испарения соответствующих исходных материалов из двух отдельных источников с применением косвенного фотометрического контроля толщины, как это описано в [5,6]. Слои *a*-SiO<sub>x</sub> формировались испарением SiO-пудры (марки ХЧ) из эффузионного танталового источника, а слои *a*-SiO<sub>2</sub> — электронно-лучевым испарением плавленого кварца (марки С5-1). Температура подложки в процессе напыления поддерживалась равной  $200 \pm 10^\circ\text{C}$ . Подложками служили кремний марок КДБ-12 (100) и БКД-2300 (111), а также пластины R-лейкосапфира. Давление остаточной атмосферы перед напылением составляло  $1.5 \cdot 10^{-6}$  Торр. Давление паров SiO и SiO<sub>2</sub> в процессе напыления составляло  $7 \cdot 10^{-6}$  и  $2 \cdot 10^{-4}$  Торр соответственно.

Толщины слоев SiO<sub>2</sub> задавались одинаковыми — 2.8 нм, и структуры отличались только толщинами слоев

<sup>¶</sup> E-mail: ershov@phys.unn.ru

Геометрические параметры исходных МНС  $a\text{-SiO}_x/\text{SiO}_2$ 

Обозначение*	Полное количество слоев	Толщины слоев $\text{SiO}_x$ , нм	Общая толщина МНС, нм
8/3 нм	50	8.4	$280 \pm 15$
4/3 нм	62	4.4	$225 \pm 15$
2/3 нм	64	2.2	$170 \pm 15$

Примечание. \* Цифровые обозначения указывают прогнозные толщины (в нм) слоев  $a\text{-SiO}_x$  и  $\text{SiO}_2$  соответственно, округленные до целочисленных значений.

$a\text{-SiO}_x$ . Во всех случаях первым на подложку наносился слой субоксида кремния, затем  $\text{SiO}_2$ , следующим —  $a\text{-SiO}_x$  и так далее, верхним был слой  $\text{SiO}_2$ . Общая толщина структур контролировалась с помощью интерференционного микроскопа МИИ-4. В таблице приведены прогнозируемые толщины слоев полученных МНС.

После нанесения слоев образцы подвергались одно-разовому отжигу в атмосфере азота при  $500\text{--}1100^\circ\text{C}$  с шагом  $(100 \pm 10)^\circ\text{C}$ . Время отжига при каждой температуре составляло 2 ч.

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) измерялись в диапазоне длин волн  $\lambda = 350\text{--}900$  нм при возбуждении импульсным азотным лазером ( $\lambda = 337$  нм, частота повторения импульсов  $\sim 26$  Гц, длительность  $\sim 10$  нс, энергия накачки в импульсе  $\sim 30$  мкДж). Сигналы ФЛ детектировались фотоэлектронным умножителем ФЭУ-62 с использованием решетчатого монохроматора SP-150 (Stanford Research Systems). Все измерения были выполнены в одинаковых условиях, с учетом спектральной чувствительности оптической схемы. Исследования образцов методом инфракрасной (ИК) фурье-спектроскопии проводились на спектральном комплексе Varian 4100 Excalibur (США) со спектральным разрешением  $2\text{ см}^{-1}$ . Спектры ИК-пропускания снимались с временным накоплением сигнала для повышения отношения „сигнал/шум“. Для измерения спектров комбинационного рассеяния света КРС (при комнатной температуре) использовался сканирующий конфокальный спектрометр NTEGRA Spectra (NT MDT) с твердотельным лазером, излучающим на длине волны  $473$  нм; спектральное разрешение рамановских сдвигов в диапазоне  $300\text{--}600\text{ см}^{-1}$  составляло  $0.7\text{ см}^{-1}$ .

Методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) высокого разрешения (ВР) были исследованы поперечные срезы образцов, для чего использовался микроскоп JEM-2100 F (JEOL). Масштабы снимков в режиме ВР выбирались из условия достижения разрешения атомных плоскостей в НК Si. Образцы препарировались на оборудовании Gatan по оригинальной методике утончения [7], включающей этапы последовательной механической обработки и финишного прецизионного ионного травления. Определение структурно-морфологических параметров на основе анализа ПЭМ-изображений включало статистическую обработку последних; построение кривых контраста проводилось с

применением программы GWYDDION 2.26 [8]. Для определения размеров нанокристаллов использовались алгоритм „водораздела“ и сглаживание изображений.

### 3. Результаты и их обсуждение

Исследование структурно-морфологических свойств наноструктур  $a\text{-SiO}_x/\text{SiO}_2$  на кремнии проводилось с помощью ПЭМ ВР для МНС 4/3 нм (не подвергнутой отжигу и отожженной при  $1100^\circ\text{C}$ ).

Для неотожженного образца, в котором наблюдался слабый контраст изображения (рисунок не приводится), была выявлена периодичность системы чередующихся сплошных слоев  $\text{SiO}_x$  и  $\text{SiO}_2$ . Усредненный период составил  $6.6 \pm 0.9$  нм, что удовлетворительно согласуется с прогнозируемым ( $4.4 + 2.8 = 7.2$  нм) (см. таблицу). На рис. 1 представлено ПЭМ-изображение поперечного среза МНС, подвергнутой высокотемпературному отжигу. Светло-серый оттенок соответствует матрице  $\text{SiO}_2$ , а нановключения Si отображаются в виде более темных участков круглой формы.

Из представленного ПЭМ-изображения не очевидно, что нановключения Si формируются в слоях  $\text{SiO}_x$ , разделенных аморфными  $\text{SiO}_2$ -слоями (о чем сообщалось в [9]): массивы нановключений Si не выглядят периодически упорядоченными в направлении роста (нормальном к подложке). Подобная проблема интерпретации ПЭМ-изображений многослойных систем  $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$  уже

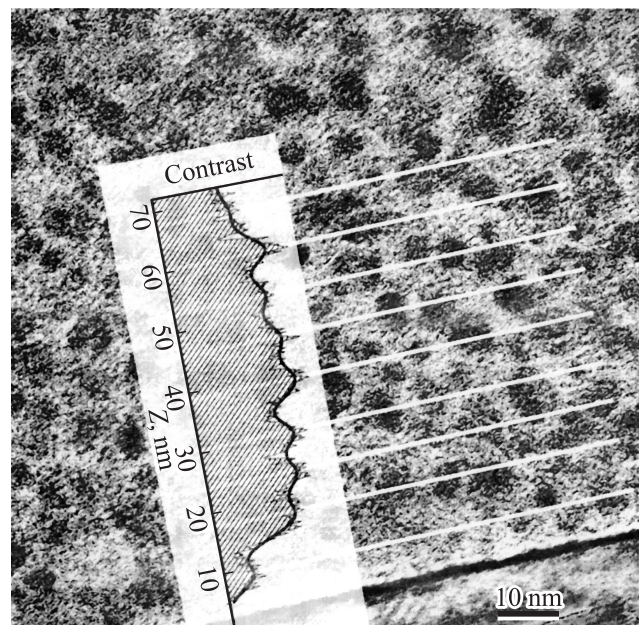
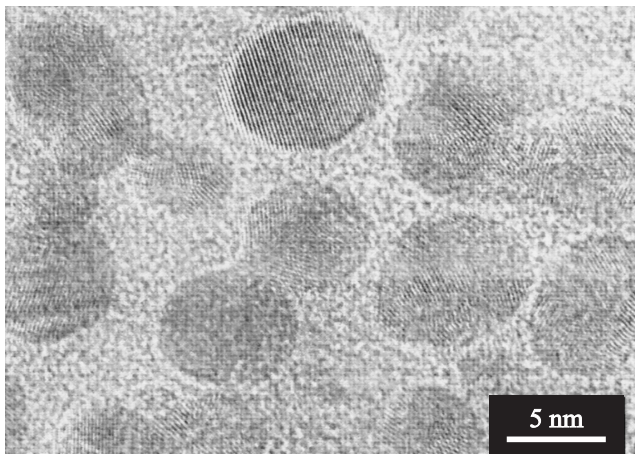


Рис. 1. ПЭМ-изображение поперечного среза МНС 4/3 нм (после отжига при  $1100^\circ\text{C}$ ) и зависимость интегральной интенсивности контраста от координаты  $z$  по направлению роста. Светлые линии проведены через максимумы кривой интегральной интенсивности (для удобства восприятия). Граница между МНС и кремниевой подложкой расположена в нижней части изображения.



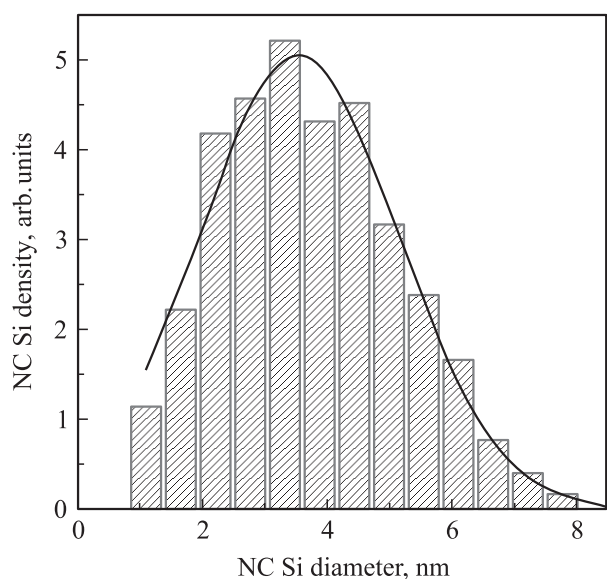
**Рис. 2.** ПЭМ-изображение ВР поперечного среза МНС 4/3 нм, отожженной при температуре 1100°С.

отмечалась в литературе (см., например, [10]). В связи с этим нами был предпринят дополнительный анализ ПЭМ-изображения. Было выбрано типичное изображение участка поперечного среза размером 70 × 70 нм и проинтегрированы значения интенсивностей контраста (почернения) в полосах шириной Δz = 0.05 нм, параллельных подложке. Математически данная процедура представляла собой нахождение суммы значений интенсивностей в каждой строке двумерного массива чисел, соответствующих величинам почернения. На рис. 1 результат такой обработки представлен в виде кривой интегральной интенсивности контраста в зависимости от координаты z по направлению нормали к подложке. Видно, что интегральная интенсивность изменяется квазипериодически. Средний период составил величину 7.5 ± 0.5 нм, что хорошо согласуется с прогнозируемым значением 7.2 нм для данной структуры до отжига (см. таблицу). Таким образом, можно констатировать наличие статистически периодического чередования плотности нановключений кремния в направлении роста МНС в соответствии с заданными толщинами „ямного“ и барьерного слоев.

На рис. 2 представлено ПЭМ-изображение высокого разрешения поперечного среза той же МНС, подвергнутой высокотемпературному отжигу. Видно, что нановключения кремния имеют кристаллическую структуру с хорошо выявляемой при благоприятных ориентациях нанокристаллов (НК) системой атомных плоскостей. Ориентация НК в проекции среза носит случайный характер. В качестве примера: для изображения одного из нанокристаллов расстояние между параллельными прямыми дает значение 0.191 ± 0.002 нм, что соответствует индексам hkl (220) решетки кристаллического кремния (d<sub>220</sub> = 0.1920 нм). Методом фурье-анализа для нескольких ПЭМ-изображений ВР, подобных приведенному на рис. 2, получены значения d<sub>hkl</sub> = 0.320 ± 0.010, 0.191 ± 0.002, 0.164 ± 0.004

и 0.135 ± 0.004 нм. (Табличные значения для кремния d<sub>111</sub> = 0.3138, d<sub>220</sub> = 0.1920, d<sub>311</sub> = 0.1638 и d<sub>400</sub> = 0.1357 нм [11]).

На рис. 3 представлено распределение НК Si по размерам (диаметрам, 2r) для МНС 4/3 нм, отожженной при 1100°С. Распределение получено путем статистической (по площади ~ 0.1 мкм<sup>2</sup>) обработки ПЭМ-изображений. Оно может быть аппроксимировано функцией Гаусса, как это часто наблюдается для подобных многослойных наносистем (см., например, [12]). Получены следующие параметры распределения: среднее значение ⟨2r⟩ = 3.54 нм, дисперсия σ = 1.6 нм. Близость среднего размера НК к исходной толщине слоев a-SiO<sub>x</sub> свидетельствует о том, что барьерные слои SiO<sub>2</sub> для использованного нами метода формирования МНС в основном исполняют при высокотемпературном отжиге роль ограничителей роста размеров НК Si. В то же время значительная дисперсия показывает, что ограничение „работает“ лишь в статистическом смысле. Одной из причин разброса размеров может служить присутствие нановключений аморфного элементарного Si в осажденных слоях SiO<sub>x</sub> уже до отжига [13], поскольку часть нановключений может формироваться непосредственно при осаждении очередного слоя из SiO-порошка, т.е. в условиях отсутствия ограничения позднее нанесенным слоем SiO<sub>2</sub>. При этом размеры этих нановключений могут быть как меньше, так и больше средней толщины слоя SiO<sub>x</sub> (рис. 1 и 2). Не исключены и другие причины разброса размеров: неоднородность толщины при нанесении слоев в латеральном и нормальном направлениях, прорастание нанокристаллов внутрь слоев SiO<sub>2</sub> при отжиге за счет диффузии кремния по границе „НК–матрица“, некоторое нарушение стехиометрии



**Рис. 3.** Распределение НК Si по их размерам (2r), полученное в результате статистической обработки ПЭМ-изображений поперечного среза МНС a-SiO<sub>x</sub>/SiO<sub>2</sub> (4/3 нм) после отжига при 1100°С.

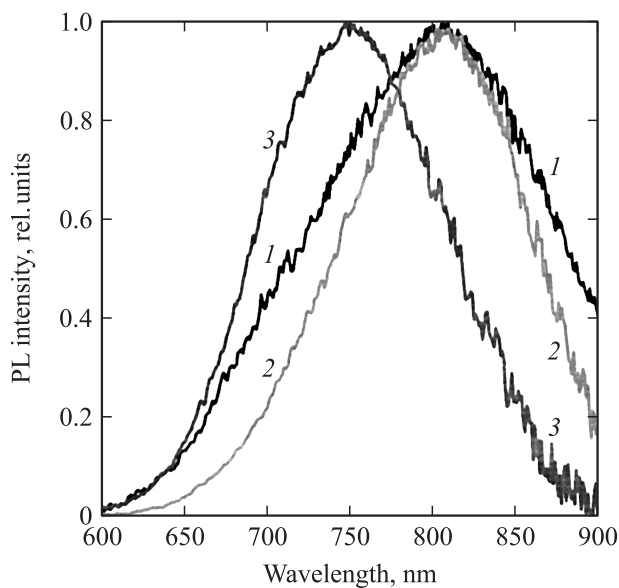


Рис. 4. Спектры ФЛ после отжига при 1100°C МНС  $\text{SiO}_x/\text{SiO}_2$  с периодом, нм: 8/3 (1), 4/3 (2) и 2/3 (3).

$\text{SiO}_2$  при напылении электронно-лучевом испарением. Тем не менее роль регулировки геометрических параметров МНС путем задания толщины  $\text{SiO}_x$  и  $\text{SiO}_2$ , как мы видели выше, статистически проявляется достаточно четко.

На рис. 4 представлены нормированные спектры ФЛ отожженных при 1100°C МНС  $a\text{-SiO}_x/\text{SiO}_2$  с разным исходным периодом структур, а именно 8/3, 4/3 и 2/3 нм.

Они характеризуются широкими полосами в области 650–900 нм, типичными для НК Si с диаметрами 3–5 нм [1,4,9]. Согласно принятой модели квантово-размерного сдвига полосы ФЛ, длина волны ФЛ определяется диаметром НК [2]. С этой точки зрения, закономерным является „синий“ сдвиг полосы для МНС 2/3 нм по сравнению с двумя другими структурами.

На рис. 5 представлены инфракрасные (ИК) спектры пропускания неотожженного образца 4/3 нм на подложке кремния марки БКД-2300 и таких же образцов, отожженных при разных температурах. В области 400–1400  $\text{cm}^{-1}$  выявляются пики поглощения, связанные с различными колебательными модами связей кремний–кислород. Для неотожженного образца видны три пика — 440, 880 и 1040  $\text{cm}^{-1}$ . Согласно [14], пик при 880  $\text{cm}^{-1}$  связан с кольцевыми конфигурациями атомов кремния, изолированными друг от друга атомами кислорода. Этот пик усиливается после отжига при 500°C; при более высоких температурах отжига он ослабевает и исчезает при 800°C. После отжига при 600°C возникает пик поглощения при 810  $\text{cm}^{-1}$ , соответствующий изгибным колебаниям групп Si–O–Si и наблюдавшийся в  $\text{SiO}_2$  [15]. По мере роста температуры отжига до 1100°C он усиливается; одновременно пик, расположенный для неотожженной структуры при 1040  $\text{cm}^{-1}$  (связанный с асимметричными колебаниями группы Si–O–Si [16]),

смещается в сторону больших частот. Пик при 435  $\text{cm}^{-1}$ , слабо выраженный для неотожженного образца, усиливается по мере роста температуры отжига, смещаясь к 460  $\text{cm}^{-1}$ . Согласно [17,18], этот пик соответствует поперечным оптическим колебаниям качания Si–O–Si групп в  $\text{SiO}_2$ .

Приведенные данные показывают, что по мере роста температуры отжига полосы поглощения, характерные

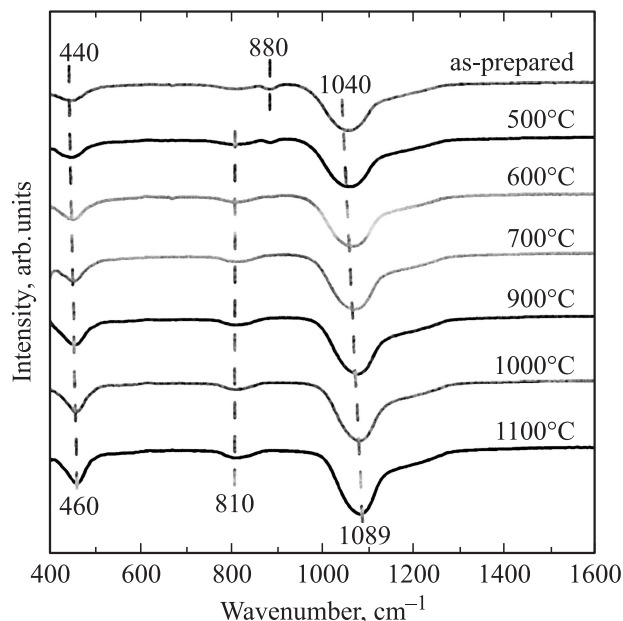


Рис. 5. Спектры ИК пропускания МНС  $a\text{-SiO}_x/\text{SiO}_2$  с периодом 4/3 нм без отжига и МНС, отожженных при различных температурах в течение 2 ч.

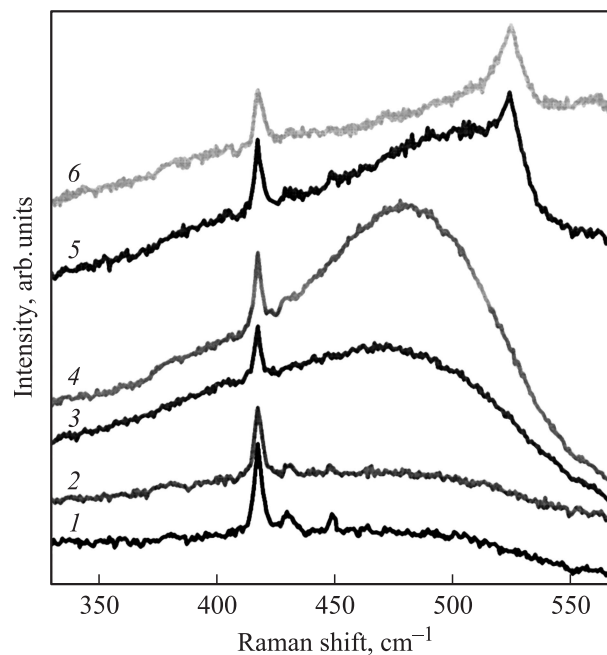


Рис. 6. Спектры КРС МНС 4/3 нм до отжига (1) и после отжига при 500, 700, 900, 1000 и 1100°C (2–6).

для мод колебаний Si—O—Si в монооксиде кремния, трансформируются в полосы поглощения, свойственные модам колебаний в диоксиде SiO<sub>2</sub>. Это подтверждает факт термического фазового разделения SiO<sub>x</sub> на Si и SiO<sub>2</sub> по реакции: 2SiO<sub>x</sub> → xSiO<sub>2</sub> + (2 - x)Si, как это подробно рассматривалось в ряде работ [2,4,9].

Структурно-фазовые изменения МНС 4/3 нм под действием отжига были исследованы также методом комбинационного рассеяния света (КРС). На рис. 6 представлены спектры КРС для данных структур. Узкий пик при 418 см<sup>-1</sup> в спектре КРС относится к сапфировой подложке [19]. В МНС, неотожженной и отоженной до 500°C включительно, практически не выражены пики, относящиеся к кристаллическому или аморфному кремнию [20,21]. Это свидетельствует о том, что кремниевые нанокластеры, которые, судя по данным ПЭМ (как сказано выше), могли присутствовать уже до отжига, занимают в МНС лишь малый относительный объем. После отжига при 700 и 900°C появляется широкая полоса рассеяния с максимумом при 480 см<sup>-1</sup>, свойственная аморфному Si (см., например, [19] и ссылки там), а при температурах отжига 1000 и 1100°C вместо этой полосы появляется узкий пик при 521 см<sup>-1</sup>, относящийся к кристаллическому кремнию [19].

Таким образом, фазовое разделение SiO<sub>x</sub> → НК Si + SiO<sub>2</sub> проходит те же стадии, что и в случае ионного синтеза НК Si в SiO<sub>2</sub> или в толстых слоях SiO<sub>x</sub> [1,9,19]: сначала происходит образование нефазовых включений Si (кольцевых и латеральных), затем формирование аморфных нанокластеров, в завершение эти кластеры кристаллизуются, преобразуясь в НК.

#### 4. Заключение

Показана возможность синтеза вертикально-упорядоченных массивов нанокристаллов кремния в диэлектрической матрице SiO<sub>2</sub> путем высокотемпературного отжига МНС SiO<sub>x</sub>/SiO<sub>2</sub>, полученных методами последовательного испарения в вакууме из отдельных источников порошка SiO и кварца SiO<sub>2</sub>. С помощью ПЭМ обнаружено, что часть нанокристаллов в структурах с толщиной исходных слоев ~ 4 нм имеет диаметры, превышающие эту толщину, однако статистически упорядоченность распределения нанокристаллов достаточно четко выражена. Путем задания толщины слоя SiO<sub>x</sub> в МНС удается изменять спектральное положение полосы ФЛ, связанное с квантово-размерным эффектом. По спектрам ФЛ, ИК пропускания и комбинационного рассеяния света установлены процессы фазового разделения SiO<sub>x</sub> на диоксид кремния и нанокремний при термическом отжиге. Формирование кристаллических нанокластеров кремния происходит при температурах 1000°C и выше.

Авторы выражают искреннюю признательность И.А. Карабановой и А.А. Ершову за методическую помощь при выполнении экспериментов.

Работа выполнена частично в рамках ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“ и гранта РФФИ 10-02-00995.

#### Список литературы

- [1] L. Pavesi, R. Turan. *Silicon Nanocrystals. Fundamentals, Synthesis and Applications* (Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2010).
- [2] M. Zacharias, J. Heitmann, R. Scholz, U. Kahler, M. Schmidt, J. Blasing. *Appl. Phys. Lett.*, **80** (4), 661 (2002).
- [3] T.Z. Lu, M. Alexe, R. Scholz, V. Talalaev, R.J. Zhang, M. Zacharias. *J. Appl. Phys.*, **100**, 014 310 (2006).
- [4] А.В. Ершов, И.А. Чугров, Д.И. Тетельбаум, С.С. Андреев, А.И. Белов, Ю.А. Вайнер, А.А. Ершов, И.А. Карабанова, А.И. Машин, А.Н. Михайлов. *Вестн. Нижегород. ун-та им. Н.И. Лобачевского*, **4**, 45 (2009).
- [5] А.В. Ершов, Д.И. Тетельбаум, И.А. Чугров, А.И. Машин, А.Н. Михайлов, А.В. Нежданов, А.А. Ершов, И.А. Карабанова. *ФТП*, **45** (6), 747 (2010).
- [6] А.Ф. Хохлов, И.А. Чучмай, А.В. Ершов. *ФТП*, **34** (3), 349 (2000).
- [7] *Precision Ion Polishing System: User's Guide* (Gatan Inc, 1998).
- [8] Gwyddion — Free SPM (AFM, SNOM/NSOM, STM, MFM, ...) data analysis software: [сайт]. URL: <http://gwyddion.net/> (дата обращения: 10.09.2011).
- [9] L.X. Yi, J. Heitmann, R. Scholz, M. Zacharias. *Appl. Phys. Lett.*, **81** (22), 4248 (2002).
- [10] R.A. Puglisi, C. Vecchio, S. Lombardo, S. Lorenti, M.C. Camalleri. *J. Appl. Phys.*, **108**, 023 701 (2010).
- [11] Л.И. Миркин. *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов* (М., Физматлит, 1961).
- [12] V. Vinciguerra, G. Franzò, F. Priolo, F. Iacona, C. Spinella. *J. Appl. Phys.*, **87** (11), 8165 (2000).
- [13] H. Rinnert, M. Vergnat, A. Burneau. *J. Appl. Phys.*, **89**, 237 (2001).
- [14] M. Zacharias, D. Dimova-Malinovska, M. Stutzmann. *Phil. Mag. B*, **73**, 799 (1996).
- [15] D.V. Tsu, G. Lucovsky, B.N. Davidson. *Phys. Rev. B*, **40**, 1795 (1989).
- [16] H. Ono, T. Ikarashi, K. Ando, T. Kitano. *J. Appl. Phys.*, **84** (11), 6064 (1998).
- [17] P. Lange. *J. Appl. Phys.*, **66** (1), 201 (1989).
- [18] R.M. Almeida, A.C. Marques, S. Pelliz, G.C. Righini, A. Chiasera, M. Mattarelli, M. Montagna, C. Tosello, R.R. Goncales, H. Portales, S. Chaussedent, M. Ferrari, L. Zampedri. *Phil. Mag.*, **84**, 1659 (2004).
- [19] S. Yerci, U. Serincan, I. Dogan, S. Tokay, M. Genisel, A. Aydinli, R. Turan. *J. Appl. Phys.*, **100**, 074 301 (2006).
- [20] R. Tsu, H. Shen, M. Dutta. *Appl. Phys. Lett.*, **60** (1), 112 (1992).
- [21] L. Tsybeskov, K.D. Hirschman, S.P. Dutttagupta, M. Zacharias, P.M. Fauchet, J.P. McCaffrey, D.J. Lockwood. *Appl. Phys. Lett.*, **72** (1) 43 (1998).

Редактор Л.В. Беляков

## Thermal evolution of morphology, structure and optical properties of multilayered nanopericodic systems produced by vacuum evaporation of SiO and SiO<sub>2</sub>

A.V. Ershov, I.A. Chugrov, D.I. Tetelbaum, A.I. Mashin,  
D.A. Pavlov, A.V. Nezhdanov, A.I. Bobrov, D.A. Grachev

Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod,  
930950 Nizhny Novgorod, Russia

**Abstract** Using in turn deposition of layers by vac evaporation of SiO and SiO<sub>2</sub> from separate sources, the amorphous multilayered nanopericodic structures (MNS) *a*-SiO<sub>*x*</sub>/SiO<sub>2</sub> were produced. The values of period were varied from 5 to 10 nm, and the number of layers approached 64. Effect of annealing at  $T = 500\text{--}1100^\circ\text{C}$  on structural and optical properties of MNS was studied. The result of transmission electron microscopic study of samples annealed at  $1100^\circ\text{C}$  pointed formation of quasi-periodic vertically ordered array of silicon nanocrystals with sizes close to depths of *a*-SiO<sub>*x*</sub> layers in initial MNS. After annealing at  $1100^\circ\text{C}$ , nanostructures showed size-dependent photoluminescence in the range 750–830 nm associated with nanocrystals. The IR absorption and Raman spectra evidenced that evolution of structural-phase of SiO<sub>*x*</sub> layers proceeds through the formation of amorphous nanoinclusions of Si with subsequent crystallization and growth of Si nanocrystals.