

УДК 621.315.592 : 548.73

# ДИФРАКЦИОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ В СТРУКТУРАХ $\text{SiO}_x/\text{Si}$ С ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ УГЛЕРОДА

© 2012 г. В. А. Терехов<sup>1</sup>, Д. И. Тетельбаум<sup>2</sup>, И. Е. Занин<sup>1</sup>, К. Н. Панков<sup>1</sup>,  
Д. Е. Спирин<sup>1</sup>, А. Н. Михайлов<sup>2</sup>, А. И. Белов<sup>2</sup>, А. В. Ершов<sup>3</sup>  
<sup>1</sup>Воронежский государственный университет,  
<sup>2</sup>Научно-исследовательский физико-технический институт  
Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского,  
<sup>3</sup>Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

В пленки, нанесенные на подложки кремния с ориентацией (111) и (100) путем термического распыления порошка  $\text{SiO}$ , проведена имплантация углерода с дозами от  $6 \cdot 10^{16}$  до  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  с последующим отжигом в азоте при  $1100^\circ\text{C}$ . С помощью дифракционных исследований этих структур подтверждено появление преимущественной ориентации нанокристаллов кремния в процессе высокотемпературного термического отжига, обусловленной ориентацией подложки. Обнаружено существование в диэлектрической матрице двух массивов нанокристаллов кремния: одного — с меньшим средним размером (области когерентного рассеяния — ОКР) 5–10 нм и параметром решетки, близким к параметрам кристаллического кремния, и второго — с большим размером (ОКР) 50–100 нм и увеличенным параметром решетки. Выявлены дозы имплантации углерода, при которых не образуются нанокристаллы крупных размеров (>50 нм). В случае подложки с ориентацией (111) такая доза составляет  $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , а для подложки (100) —  $9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ .

**Ключевые слова:** нанокристаллы кремния, диэлектрическая матрица, рентгенодифракционный метод, просвечивающая электронная микроскопия.

## Введение

Пленки  $\text{SiO}_x$ , полученные осаждением в вакууме метастабильного  $\text{SiO}$ , представляют научный и практический интерес ввиду возможности формирования при высокотемпературном отжиге в аморфной диэлектрической пленке  $\text{SiO}_2$  нанокристаллов кремния, обладающих заметной фотолюминесценцией [1–4]. Однако эффективная люминесценция структур с нанокристаллами кремния в видимом и ближнем ИК-диапазоне возможна, если большая часть этих кристаллов имеет размеры менее 10 нм [5]. В то же время средний размер нанокристаллов в пленках  $\text{SiO}_x$  чаще всего существенно превосходит это значение [6]. Поэтому представляется важным с практической точки зрения исследовать один из способов ограничения размеров нанокристаллов кремния в диэлектрической матрице путем введения атомов углерода, способствующих сегрегации этих нанокристаллов на поверхности в процессе последующих отжигов [7]. Более того, возможность образования при отжигах наночастиц  $\text{SiC}_x$  может расширить область фотолюминесценции до УФ-диапазона. Кроме того, представляет интерес проверка ориентирующего эффекта монокристаллической подложки на пространственную ориентацию нанокристаллов кремния в аморфной

матрице, обнаруженного авторами в работе [6].

## Методика эксперимента

Пленки  $\text{SiO}_x$  толщиной ~ 350 нм формировали методом термического испарения порошка  $\text{SiO}$  при температуре подложки  $250^\circ\text{C}$ . Остаточное давление в камере при напылении составило  $8 \cdot 10^{-4}$  Па. Показатель преломления пленки — 1,85. В качестве подложек использовали пластины кремния двух ориентаций: КДБ-0,005 (111) и КДБ-12 (100). После нанесения пленок проводили имплантацию ионов углерода с энергией 40 кэВ и дозами  $6 \cdot 10^{16}$ ,  $9 \cdot 10^{16}$  и  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ , после чего пластины отжигали при  $1100^\circ\text{C}$  в течение 2 ч в атмосфере азота марки ОСЧ [7]. Дифрактометрические исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3 с монохроматизацией  $K_{\alpha 1,2}$ -излучения медного анода. При этом пленки без имплантации углерода исследовали как до, так и после высокотемпературного отжига. Для исключения влияния высокоинтенсивного рефлекса от подложки на результаты измерения исследуемую структуру поворачивали вокруг своей оси на небольшой угол, достаточный для исчезновения рефлекса (111) для подложки c-Si (111) или рефлекса (400) для подложки c-Si (100). Далее дифрактограммы снимали без вращения образца.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 представлены рентгеновские дифрактограммы в области углов  $2\theta = 10^\circ \div 60^\circ$  для следующих образцов  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (111):

- исходного образца без имплантации и без отжига (б/о);
- того же образца после отжига при  $1100^\circ\text{C}$ ;
- образца с максимальной дозой имплантации  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  после отжига;
- поликристаллического кремния (для сопоставления приведена дифрактограмма, снятая в стандартном режиме с вращением образца).

Приведенные на рис. 1 дифрактограммы показывают, что в неотожженной пленке  $\text{SiO}_x$  можно отметить, по крайней мере, два первых слабых рефлекса (111) и (220) из трех рефлексов в этой области углов для поликристалла кремния (рис. 1). Однако после отжига исходной пленки при  $1100^\circ\text{C}$  остается только первый рефлекс (111), который становится более четким, чем в неотожженной пленке. В пленках, подвергнутых предварительной имплантации углерода с последующим отжигом также удается наблюдать только первый рефлекс независимо от дозы имплантации. Этот результат свидетельствует о том, что при отжиге структур  $\text{SiO}_x/\text{Si}$ (111) про-

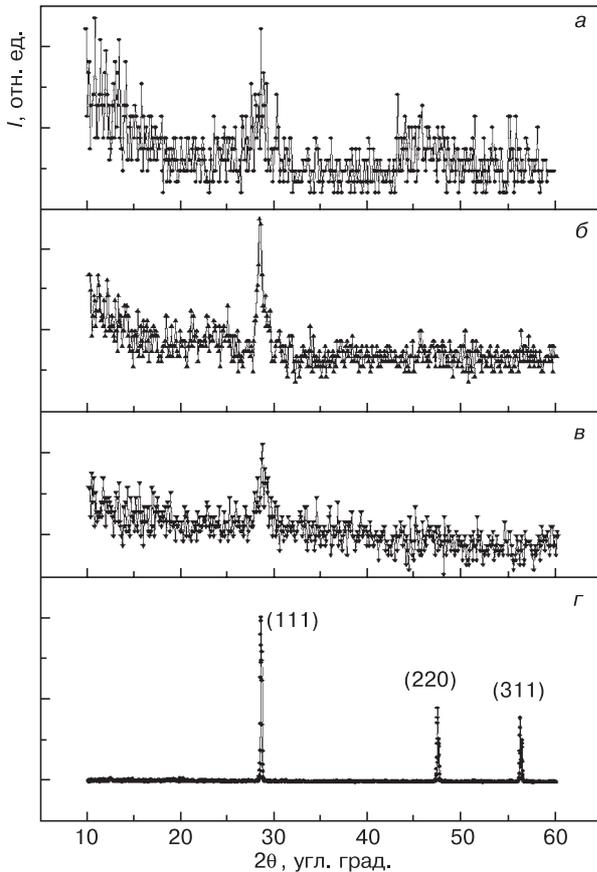


Рис. 1. Рентгеновские дифрактограммы образцов  $\text{SiO}_x/\text{Si}$ : а — исходная структура  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (111) (б/о); б — после отжига при  $T = 1100^\circ\text{C}$ ; в — после имплантации углерода с дозой  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и отжига при  $T = 1100^\circ\text{C}$ ; а–в —  $I_{\text{max}} = 6 \text{ имп./с}$ ,  $I_{\text{фон}} = 1 \text{ имп./с}$ ; г —  $I_{\text{max}} = 300 \text{ имп./с}$ ,  $I_{\text{фон}} = 3 \text{ имп./с}$

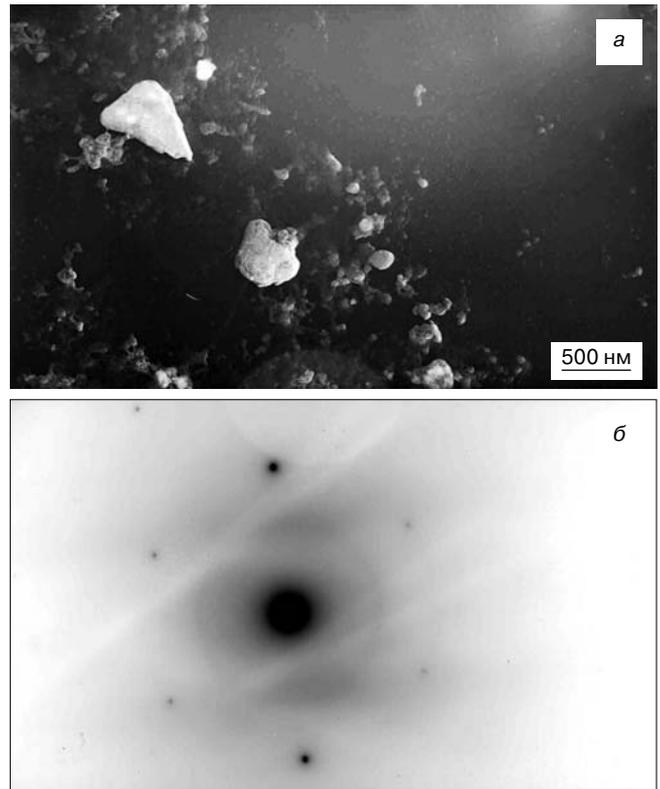


Рис. 2. ПЭМ–изображение пленки  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  после отжига (а) и микродифракция этой же пленки (б)

исходит не только формирование нанокристаллов кремния в результате распада  $2\text{SiO} = \text{Si} + \text{SiO}_2$ , но и наблюдается их преимущественная ориентация, параллельная ориентации подложки (111), как это было обнаружено в работе [6]. Кроме того, следует отметить смещение рефлексов на дифрактограммах структур  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  в сторону больших углов и их уширение. Для отожженного образца  $\text{SiO}_x/\text{Si}$ (111) без имплантации углерода удалось провести электронно–микроскопические исследования образования нанокристаллов в матрице  $\text{SiO}_2$ . Для этого было проведено утонение образца путем шлифовки со стороны подложки и ионного травления, вплоть до образования небольшого сквозного окна в структуре. Вблизи края этого окна для исследования с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) был доступен клин с толщиной не более 100 нм от поверхности. Поскольку ранее авторами было показано, что в структуре  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (111) нанокристаллы кремния формируются не на поверхности, а в глубине слоя  $\text{SiO}_x$  на расстоянии  $\sim 60 \text{ нм}$  от поверхности [6], то их наличие должно было проявиться при ПЭМ–исследовании.

На рис. 2, а хорошо видны различные по размерам частицы: от десятков до сотен нанометров в матрице  $\text{SiO}_2$ . Учитывая, что съемка на просвет возможна при толщине пленки в области клина меньше 100 нм, наличие крупных нанокристаллов на изображении свидетельствует о том, что возможно образование нанокристаллов кремния с латеральными размерами больше 100 нм, а толщиной существенно

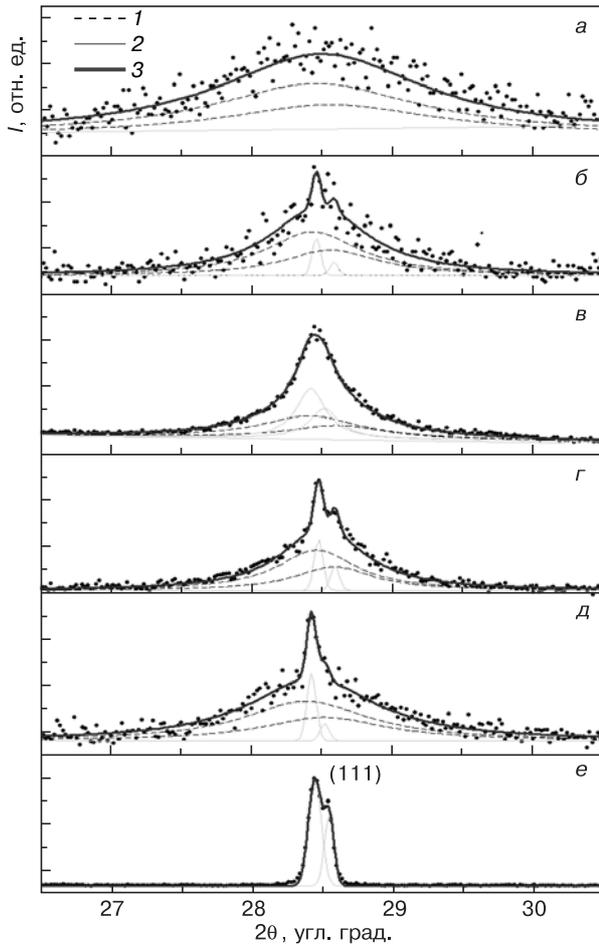


Рис. 3. Рентгеновские дифрактограммы структуры  $\text{SiO}_x/\text{c-Si}$  (111) в области рефлекса (111): а — исходная структура  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (111) без отжига; б — после отжига при  $T = 1100$  °С; в—д — после имплантации углерода с дозами  $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ( $I_{\text{max}} = 44$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 6$  имп./с),  $9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ( $I_{\text{max}} = 26$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 5$  имп./с) и  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  ( $I_{\text{max}} = 15$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 5$  имп./с) соответственно и последующего отжига при 1100 °С; е — поликристаллический кремний ( $I_{\text{max}} = 300$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 3$  имп./с); 1 — аппроксимация лоренцианом; 2 — аппроксимация гауссианом; 3 — результирующая сумма аппроксимирующих кривых

меньше. Это предположение было сделано в работе [6]. Съемка этого участка в режиме микродифракции выявила четкие точечные рефлексы (рис. 2, б), свидетельствующие о монокристалличности наночастицы кремния. Наличие оси третьего порядка на микродифракции указывает на ориентацию нанокристалла кремния [111], параллельную ориентации подложки.

Результаты более детального исследования формы и положения рефлексов (111) для структур  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (КДБ–0,005) приведены на рис. 3. Из рис. 3 видно, что во всех структурах наблюдается достаточно широкий максимум в области рефлекса (111), свидетельствующий о наличии в пленках  $\text{SiO}_x$  нанокристаллов. При этом следует отметить, что если в исходной пленке наблюдается один широкий максимум, положение которого примерно соответствует его положению в поликристалле (табл. 1), то во всех

пленках, подвергнутых отжигу, на фоне широкого рефлекса наблюдается более или менее выраженный  $\text{CuK}\alpha$ -дублет примерно с тем же положением максимума (рис. 3).

Таким образом, только в исходной неотожженной пленке сформировались наиболее мелкие нанокристаллы кремния, хаотически ориентированные один относительно другого, а также по отношению к подложке, поскольку от этого образца получили не один, а два рефлекса в исследуемой области брэгговских углов. Этот образец можно назвать однофазным. Тем не менее, авторы провели разложение отражения (111) от этого образца на компоненты  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$ , используя расстояние  $\Delta K_{\alpha 1,2}$  между компонентами  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$  отражения (111) поликремния,  $\Delta 2\theta = 0,1^\circ$ . Разложение профиля на компоненты  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$  дублета  $\text{CuK}\alpha_{1,2}$  однофазного нанокристаллического образца проводили с использованием аппроксимирующих функций Лоренца (широкие компоненты) [8]. Во всех остальных образцах также выделили эту нанокристаллическую компоненту (см. рис. 3, кривые 1). Разложение дублета от второй фазы с более крупными кристаллами кремния на компоненты  $K_{\alpha 1}$  и  $K_{\alpha 2}$  осуществляли с использованием аппроксимирующих функций Гаусса [8]. Оценку размеров нанокристаллов кремния проводили по формуле Дебая—Шеррера

$$L = \frac{\lambda}{\beta \cos \theta},$$

где  $\beta = \sqrt{B^2 - b^2}$ ;  $B$  — полуширина линии образца;  $b$  — полуширина линии эталона (в данном случае поликристаллического кремния).

Таблица 1

**Размеры нанокристаллов кремния и их межплоскостные расстояния в структурах  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (111), по данным рентгеновской дифракции**

Образец	Положение рефлекса ( $2\theta$ ), угл. град.	$d$ , нм	Полуширина рефлекса, угл. град.	Размер кристаллов, нм	
$\text{SiO}_x/\text{Si}$ (б/о)	28,45	0,3134	1,75	5	
Отжиг при 1100 °С	28,42	0,3137	0,95	11	
	28,45	0,3134	0,09	>100	
Имплантация и отжиг при 1100 °С:	Д = $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$	28,43	0,3136	0,85	12
		28,41	0,3138	0,25	45
	Д = $9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$	28,45	0,3134	0,68	14
		28,47	0,3131	0,09	>100
Д = $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$	28,39	0,3140	1,06	9	
	28,42	0,3137	0,09	>100	
Поликремний	28,44	0,3135	0,09	~ 1 мкм	

Результаты полученных оценок, приведенные в табл. 1, показывают, что в образцах с дозами  $D = 0,9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  и  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  более узкий дублет  $K_{\alpha 1,2}$  имеет полуширину, совпадающую с соответствующей величиной поликристаллического образца (см. табл. 1), и обусловлен наличием в матрице  $\text{SiO}_2$  крупных (~100 нм) кристаллов кремния, как и в отожженном образце без имплантации ( $D = 0$ ) (см. рис. 2). В образце с минимальной дозой имплантации  $D = 6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  полуширина выделенного рефлекса соответствует преобладающей нанокристаллической фазе, но с большим средним размером (~45 нм) по сравнению с размерами более мелких кристаллов другой нанокристаллической фазы (~12 нм).

Образование различных по размеру нанокристаллических массивов при высокотемпературном отжиге можно объяснить коалесценцией мелких нанокристаллов в крупные, как это происходит в тонких металлических пленках [9]. Однако наличие диэлектрической матрицы препятствует коалесценции всех нанокристаллов в крупные, в результате чего наблюдаем два массива. Тем не менее, имплантация углерода с дозой  $D = 6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  оказывает выравнивающее действие на размеры двух массивов нанокристаллов, среди которых преобладает массив нанокристаллов со средним размером ~45 нм.

Для проверки ориентирующего действия подложки исследовали аналогичные структуры  $\text{SiO}_2$  : nc-Si/Si на подложках Si(100), полученные одновременно со структурами на подложках Si(111). На рис. 4 представлены обзорные рентгеновские дифрактограммы в диапазоне углов  $2\theta = 10 \div 90^\circ$  для двух структур: исходной без имплантации и отжига и образца с максимальной дозой имплантации  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и последующим отжигом в азоте при

температуре  $1100^\circ\text{C}$ . В этом диапазоне в поликристаллическом кремнии наблюдаются 6 рефлексов, три из которых представлены на рис. 1. Однако в исследованных структурах обнаружили только один слабый рефлекс (400). При этом, как и в предыдущем случае, для устранения более сильного почти на 2 порядка отражения (400) от подложки, пластину небольшим поворотом выводили из отражающего положения. Так как отражение (400) в анализируемом диапазоне углов одно из самых слабых, то отсутствие других более интенсивных рефлексов свидетельствует о преимущественной ориентации нанокристаллов параллельно плоскости подложки (100). Более детальный анализ этого рефлекса, приведенного во врезке на рис. 4, показывает наличие узкого отражения от крупных кристаллов на фоне сильно размытого отражения от нанокристаллов в образце с максимальной дозой имплантации. Поэтому для получения информации о средних размерах нанокристаллов во всех образцах область этого рефлекса (400) была снята более подробно. Шаг уменьшили в 5 раз, а время накопления увеличили в 10 раз. Эти результаты приведены на рис. 5. вместе с результатами разложения отражений (400) на аппроксимирующие функции Лоренца (кривые 3) и Гаусса (кривые 2).

Как видно из рис. 5, рефлекс (400) от исходной пленки достаточно широкий и является суперпозицией двух разных по ширине рефлексов. Наличие этих рефлексов свидетельствует, что в исходной пленке имеется 2 массива нанокристаллов, один из которых соответствует меньшему размеру частиц (~7 нм) с межплоскостным расстоянием, близким к объемному кристаллу ( $d_{\text{нк}} \approx 0,1358 \text{ нм}$ ,  $d_{\text{крист}} = 0,1358 \text{ нм}$ ), а второй — нанокристаллам со средним размером ~40 нм (табл. 2) и увеличенным межплоскостным расстоянием  $d = 0,1361 \text{ нм}$ . Столь малая разница в межплоскостных расстояниях ( $\approx 0,003 \text{ нм}$ ) хорошо проявляется в асимметрии общего контура рефлекса (400) и наблюдается только благодаря четвертому порядку отражения от плоскости (100). В случае рефлекса (111) для предыдущей серии такие изменения не могли зарегистрировать ввиду меньшей дисперсии  $K_{\alpha 1,2}$ -линий на меньших углах. Увеличение межплоскостного расстояния в нанокристаллах кремния, образующихся в глубине пленок  $\text{SiO}_x$ , отмечалось ранее в работе [6]. Такое увеличение параметра решетки нанокристаллов Si можно связать с тем, что при распаде  $\text{SiO}_x$  на элементарный кремний и диоксид в результате самоорганизации нанокристаллов при высоких температурах в наиболее крупные из них могут быть захвачены кластеры  $\text{SiO}_x$ , которые и растягивают решетку нанокристалла. Образование крупных нанокристаллов, наряду с мелкими, отмечали выше при обсуждении результатов просвечивающей электронной микроскопии (см. рис. 2, а).

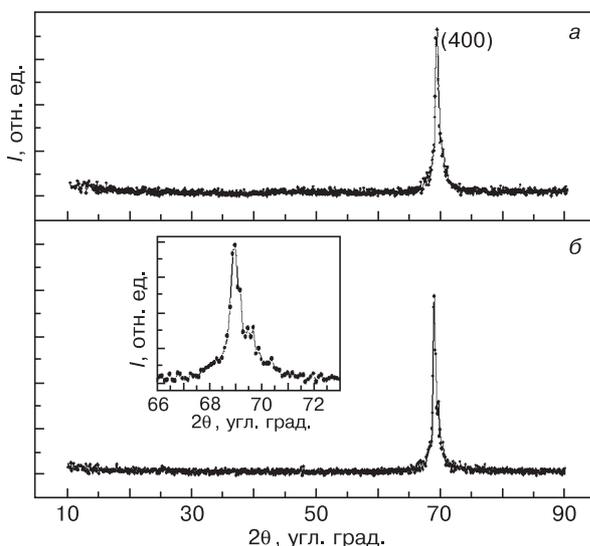


Рис. 4. Рентгеновские дифрактограммы структур  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (100) в диапазоне  $2\theta = 10 \div 90^\circ$ : а — исходная структура  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (100) (б/о); б — после имплантации углерода дозой  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  и последующего отжига при  $1100^\circ\text{C}$ . Вставка — масштаб по оси абсцисс увеличен в 2,5 раза,  $I_{\text{max}} = 70 \text{ имп./с}$ ,  $I_{\text{фон}} = 2-3 \text{ имп./с}$

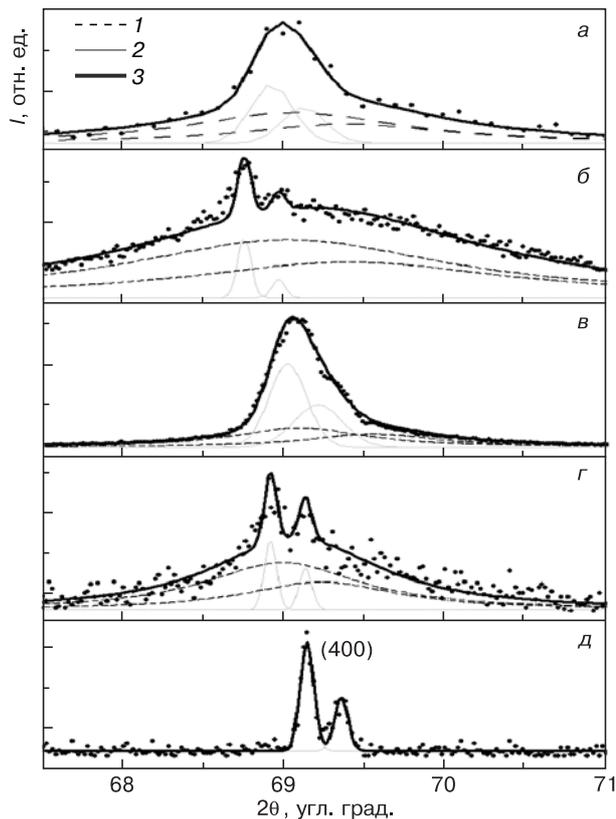


Рис. 5. Рентгеновские дифрактограммы структуры  $\text{SiO}_x/\text{c-Si}$  (100) в области рефлекса (400): а — исходная структура  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (100) ( $I_{\text{max}} = 60$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 2$  имп./с.); б—г — после имплантации углерода с дозами  $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ( $I_{\text{max}} = 17$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 1$  имп./с),  $9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  ( $I_{\text{max}} = 127$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 2$  имп./с) и  $1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$  ( $I_{\text{max}} = 35$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 6$  имп./с) и последующего отжига при  $1100^\circ\text{C}$  соответственно; д — поликристаллический кремний ( $I_{\text{max}} = 30$  имп./с,  $I_{\text{фон}} = 3$  имп./с); 1 — аппроксимация лоренцианом; 2 — аппроксимация гауссианом; 3 — результирующая сумма аппроксимирующих кривых

Таблица 2

**Размеры нанокристаллов кремния и их межплоскостные расстояния в структурах  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (100), по данным рентгеновской дифракции**

Образец	Положение рефлекса ( $2\theta$ ), угл. град.	$d$ , нм	Полуширина рефлекса, угл. град.	Размер кристаллов, нм
$\text{SiO}_x/\text{Si}$ б/о	69,10	0,1358	1,62	6,5
	68,90	0,1361	0,30	38
Имплантация и отжиг при $1100^\circ\text{C}$ : $D = 6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$	69,00	0,1359	2,40	4
	68,70	0,1365	0,10	>100
$D = 9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$	69,12	0,1357	1,00	11
	69,00	0,1359	0,28	40
$D = 1,2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$	68,98	0,1360	1,16	9
	68,91	0,1361	0,10	>100
Поликремний	69,14	0,1357	0,10	~1 мкм

Результаты оценки размеров нанокристаллов кремния по уширению линий  $K_{\alpha 1,2}$ -дублета двух массивов кристаллов и их межплоскостных расстояний приведены в табл. 2. Они показывают, что имплантация углерода в структуры  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (100) с дозой  $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  и последующим отжигом при  $1100^\circ\text{C}$  приводит к тому, что в них образуется массив мелких нанокристаллов со средним размером  $\sim 4$  нм и межплоскостным расстоянием  $d = 0,1357$  нм, соответствующим кристаллу кремния. В то же время крупные кристаллы увеличиваются в размерах настолько, что ширина их рефлекса становится такой же, как в поликристалле, а межплоскостные расстояния увеличиваются до  $d = 0,1365$  нм. При этом уменьшается относительное содержание более крупных кристаллов. С увеличением дозы углерода до  $9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$  происходит заметное уменьшение ширины отражения от массива мелких нанокристаллов ( $\sim 10$  нм), и наибольший вклад в интенсивность рефлекса дают нанокристаллы примерно в 4 раза большего размера ( $\sim 40$  нм) (см. табл. 2 и рис. 5). Аналогичный результат наблюдали в структурах  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (111) при наименьшей дозе имплантации  $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ .

После максимальной дозы имплантации углерода и последующего отжига в структурах  $\text{SiO}_x/\text{Si}$  (100) в массиве нанокристаллов со средним размером  $\sim 10$  нм появляется второй массив, но уже от более крупных кристаллов и увеличенным межплоскостным расстоянием ( $d \approx 0,1361$  нм).

### Заключение

С помощью дифракционных исследований структур  $\text{SiO}_x/\text{Si}$ , сформированных на подложках с ориентацией (111) и (100), подтверждено появление преимущественной ориентации нанокристаллов в процессе высокотемпературного термического отжига, обусловленной ориентацией подложки. Обнаружено существование, по крайней мере, двух массивов нанокристаллов: одного — с малым средним размером  $\sim 5$ — $10$  нм и параметром решетки, близким к параметрам кристаллического кремния, и второго массива — с большими размерами кристаллов  $50$ — $100$  нм и увеличенным параметром решетки до  $0,546$  нм, что на  $0,003$  нм превышает параметр решетки в монокристалле. Выявлены дозы имплантации углерода, при которых не образуются нанокристаллы крупных размеров ( $>50$  нм). В случае подложки с ориентацией (111) такая доза составляет  $6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , а для подложки (100) эта доза немного выше  $9 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ .

### Библиографический список

- Inokuma, T. Optical properties of Si clusters and Si nanocrystallites in high-temperature annealed  $\text{SiO}_x$  films / T. Inokuma, Y. Wakayama, T. Muramoto, R. Aoki, Y. Kurata, S. Hasegawa // J. Appl. Phys. — 1998. — V. 83. — P. 2228.
- Yi, L. X. Si rings, Si clusters, and Si nanocrystals — different states of ultrathin  $\text{SiO}_x$  layers / L. X. Yi, J. Heitmann, R. Scholz, M. Zacharias // Ibid. — 2002. — V. 81. — P. 4248.

3. Sato, K. Nucleation and growth of nanocrystalline silicon studied by TEM, XPS and ESR / K. Sato, T. Izumi, M. Iwase, Y. Show, H. Morisaki, T. Yaguchi, T. Kamino // Appl. Surf. Sci. – 2003. – V. 216. – P. 376.

4. Белов, А.И. Влияние легирования фосфором и водородом на фотолюминесценцию нанокристаллов кремния в диэлектрической матрице / А. И. Белов, А. В. Ершов, Д. М. Гапонова, А. Н. Михайлов, А. А. Трухин, Д. А. Лаптев, Д. И. Тетельбаум // Вестн. ННГУ. Сер. ФТТ. – 2007. – № 1. – С. 33.

5. Ledoux, G. Photoluminescence of size-separated silicon nanocrystals: confirmation of quantum confinement / G. Ledoux, J. Gong, F. Huisken, O. Guillois, C. Reynaud // Appl. Phys. Lett. – 2002. – V. 80. – P. 4834.

6. Терехов, В. А. Синхротронные исследования особенностей электронной и атомной структуры поверхностных слоев пленок оксида кремния, содержащих нанокристаллы кремния / В. А. Те-

рехов, С. Ю. Турищев, К. Н. Панков, И. Е. Занин, Э. П. Домашевская, Д. И. Тетельбаум, А. Н. Михайлов, А. И. Белов, Д. Е. Николичев // Поверхность. – 2011. – № 10. – С. 46–55.

7. Белов, А. И. Формирование и белая фотолюминесценция нанокластеров в пленках SiO<sub>2</sub>, имплантированных ионами углерода / А. И. Белов, А. Н. Михайлов, Д. Е. Николичев, А. В. Боряков, А. П. Сидорин, А. П. Грачев, А. В. Ершов, Д. И. Тетельбаум // ФТП. – 2010. – Т. 44. – Вып. 11.

8. Курлов, А. С. Определение размера частиц, микронапряжений и степени неомогенности в наноструктурированных веществах методом рентгеновской дифракции / А. С. Курлов, А. И. Гусев // Физика и химия стекла. – 2007. – Т. 33, № 3. – С. 383–392.

9. Тогицкий, И. Э. Кристаллизация и термообработка тонких пленок / И. Э. Тогицкий. – Минск : Наука и техника, 1976. – С. 198–199.

УДК 621.315.592

## ПЛАНАРНЫЕ ВОЛНОВОДЫ ГРАДИЕНТНОГО ТИПА НА ОСНОВЕ НАНОРАЗМЕРНЫХ СЛОЕВ КВАРЦЕВОГО СТЕКЛА, ПОЛУЧЕННЫЕ В МИКРОВОЛНОВОЙ ПЛАЗМЕ ПОНИЖЕННОГО ДАВЛЕНИЯ

© 2012 г. И. П. Шилов, Л. Ю. Кочмарев, Н. Т. Ключник\*, М. Я. Яковлев\*  
Институт радиотехники и электроники им. В. А. Котельникова РАН, Фрязинское отделение,  
\*ЗАО ЦНИТИ «Техномаш-ВОС»

Представлены результаты разработки и исследования технологии получения планарных градиентных волноводов на основе нанослоев фторированного кварцевого стекла в плазме СВЧ-разряда пониженного давления. Исследованы оптические характеристики планарных градиентных волноводов, рассмотрены вопросы их применения в многоканальных оптических разветвителях.

**Ключевые слова:** планарные градиентные волноводы, кварцевое стекло, микроволновой СВЧ-разряд, планарные оптические волноводы, волоконно-оптические световоды.

### Введение

Планарные оптические волноводы являются базовыми структурами различных волоконно-оптических компонентов систем передачи информации: оптических разветвителей, спектральных мультиплексоров/демультиплексоров и ряда других [1, 2]. Для получения оптических компонентов с низкими вносимыми потерями такие волноводы должны быть согласованы по толщине, профилю показателя преломления (ПП) и числовой апертуре с параметрами волоконных световодов, используемых при создании волоконно-оптических систем. В современных локальных волоконно-оптических системах различного назначения широко используют многомодовые волокна с градиентным профилем ПП и диаметром сердцевины 50; 62,5 и 100 мкм. При этом выпускаются волокна как со стандартными значениями числовой апертуры ( $NA = 0,18 \div 0,20$ ), так и с повышенным значением апертуры (0,26 и выше).

Таким образом, актуальной является задача получения планарных высокоапертурных волноводных структур с градиентным профилем ПП.

В настоящее время для формирования градиентных планарных волноводных структур обычно используют методы ионообменной диффузии. Однако их применение ограничено использованием в качестве материала подложки многокомпонентных стекол, применение которых не позволяет достигать необходимых характеристик (низких потерь, высокой числовой апертуры, стойкости к ионизирующим излучениям и др.).

Другим, широко используемым методом получения планарных волноводов, является осаждение материала волноводного слоя на поверхность подложки. При этом возможно получение волноводов на основе синтетического кварцевого стекла.

Отличительной особенностью последних лет в развитии технологий получения слоев синтетическо-