

04

## Крупномасштабные флуктуации потенциала, обусловленные неоднородностью состава $\text{SiO}_x$

© Ю.Н. Новиков, В.А. Гриценко

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,  
Новосибирск, Россия

E-mail: nov@isp.nsc.ru

(Поступила в Редакцию 20 июля 2011 г.)

Методом высокоразрешающей рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии изучен ближний порядок в аморфных пленках  $\text{SiO}_x$  ( $0 \leq x \leq 2$ ). Как модель случайных связей, так и модель случайной смеси не описывают экспериментальные фотоэлектронные спектры  $\text{SiO}_x$  ( $x \leq 2$ ). Предложена промежуточная модель строения  $\text{SiO}_x$ . Измеренные фотоэлектронные спектры валентной зоны  $\text{SiO}_x$  ( $x \leq 2$ ) свидетельствуют о присутствии в них кремниевой фазы и оксида кремния.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 10-07-00531-а) и интеграционным проектом № 70 СО РАН.

### 1. Введение

Нестехиометрические слои оксида кремния  $\text{SiO}_x$  находят широкое применение в приборах микроэлектроники и оптоэлектроники. Эти пленки используются в качестве излучающей среды [1], свет-абсорбирующего покрытия экранов [2], солнечных элементов [3]. В последнее время пленки  $\text{SiO}_x$  интенсивно изучаются для использования их в качестве запоминающей среды во флэш элементах памяти [4].

Нестехиометрические оксид  $\text{SiO}_x$ , нитрид  $\text{SiN}_x$ , оксинитрид  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  кремния являются тетраэдрическими соединениями, строение которых определяется октаэдрическим правилом Мотта [5,6]. Синтез  $\text{SiO}_x$  осуществляется в термодинамически неравновесных условиях. Поэтому строение нестехиометрических слоев  $\text{SiO}_x$  зависит от режимов синтеза: температуры, давления газов, отжига.

Модели случайных связей Random Bonding (RB) и смеси фаз Random Mixture (RM) [5–10] являются двумя предельными случаями описания строения  $\text{SiO}_x$ . В модели RB предполагается, что  $\text{SiO}_x$  состоит из пяти сортов тетраэдров  $\text{SiO}_v\text{Si}_{4-v}$ , где  $v = 0, 1, 2, 3, 4$ . В модели RM предполагается, что  $\text{SiO}_x$  состоит из двух фаз: аморфного кремния ( $\alpha\text{-Si}$ ) и  $\text{SiO}_2$ , т.е. из тетраэдров  $\text{SiSi}_4$  и  $\text{SiO}_4$ . Как правило, при низких температурах синтеза  $\text{SiO}_x$  (менее  $300^\circ\text{C}$ ) его структура описывается моделью RB, более высокие температуры синтеза способствуют фазовому разделению в слоях  $\text{SiO}_x$ , т.е. такие слои должны лучше описываться моделью RM. Так, например, в работе [11] слои  $\text{SiO}_x$  выращивались методом осаждения из газовой фазы с использованием плазменного стимулирования при сравнительно низкой температуре ( $225^\circ\text{C}$ ). Инфракрасные спектры полученных образцов  $\text{SiO}_x$  ( $0 \leq x \leq 2$ ) хорошо согласовывались с рассчитанными спектрами в рамках модели RB. В работе [8] представлены спектры фотоэмиссии  $\text{SiO}_x$  ( $0 \leq x \leq 2$ ). Было обнаружено, что концентрация Si–Si

и Si–O связей в среднем согласуется с моделью RB. В работе [7] образцы  $\text{SiO}_x$  ( $0 \leq x \leq 2$ ) были получены методом нейтронного трансмутационного легирования при  $T = 660^\circ\text{C}$ , было показано, что  $\text{SiO}_x$  состоит из смеси трех фаз: Si,  $\text{SiO}_2$  и субоксидов  $\text{SiO}_{0.86}$ . Несмотря на многочисленные исследования слоев  $\text{SiO}_x$ , на сегодняшний день не существует универсальной модели для описания их строения.

Целью работы является экспериментальное и теоретическое изучение строения и ближнего порядка слоев  $\text{SiO}_x$  переменного состава с помощью высокоразрешающей рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии. Для описания экспериментальных спектров Si 2*p* уровня использовались модели: RB, RM и промежуточная модель Intermediate Model (IM). Ранее, в работе [12] модель IM использовалась для описания строения  $\text{SiN}_x$ .

### 2. Образцы и методика эксперимента

Пленки  $\text{SiO}_x$  толщиной 20–30 nm осаждались путем окисления силана  $\text{SiH}_4$  в закиси азота  $\text{N}_2\text{O}$  в кварцевом реакторе при температуре  $750^\circ\text{C}$  (plasma-Chemical Vapor Deposition (CVD)). Стехиометрия пленок (параметр  $x = [\text{O}]/\text{Si}$ ) измерялась путем варьирования парциального давления силана. В качестве подложек использовались кремний *n*-типа, ориентация [100] с сопротивлением  $\approx 10 \text{ ом} \cdot \text{см}$ . Толщина слоев  $\text{SiO}_x$  измерялась с помощью лазерного эллипсометра на длине волны гелий-неонового лазера  $\lambda = 6328 \text{ \AA}$ . Рентгеновские фотоэлектронные спектры (РФС) высокого разрешения изучались с помощью системы AXIS-HS Kratos с монохроматизированным источником излучения (Al  $K_{\alpha}$ ). Для удаления естественного оксида образцы первоначально обрабатывались 2 min в растворе HF/метанол в пропорции 1 : 30 и затем прополаскивались в метаноле. Перед измерением РФС образцы погружались в циклогексан с последующим обдуванием в сухом азоте. Все энергии

связи измерялись относительно С 1s пика циклогексана с энергией 285.0 eV. В случае обнаружения положительного заряда для его компенсации использовался пучок медленных электронов. Все РФС измерения выполнены при ориентации поверхности образца перпендикулярно направлению анализатора электронов (полярный угол = 0°).

### 3. Теоретические представления о строении SiO<sub>x</sub>

Согласно модели RB [8], вероятность найти тетраэдр (доля тетраэдров заданного сорта  $W_v^{RB}$ ) SiO<sub>v</sub>Si<sub>4-v</sub>, где  $v = 0, 1, 2, 3, 4$  в SiO<sub>x</sub> для состава  $x$ , дается выражением

$$W_v^{RB}(x) = \frac{4!}{v!(4-v)!} \left(\frac{x}{2}\right)^v \left(1 - \frac{x}{2}\right)^{4-v}. \quad (1)$$

Согласно модели RM [8], расчетный спектр состоит из тетраэдров двух сортов: SiO<sub>4</sub> и SiSi<sub>4</sub>. Доля тетраэдров SiO<sub>4</sub> и SiSi<sub>4</sub> при расчете Si 2p спектров составляет соответственно  $W_0^{RM}(x) = (1 - x/2)$  и  $W_4^{RM}(x) = x/2$ .

Для моделирования фотоэлектронного спектра  $I(E)$  пики  $W_v$ , полученные с помощью моделей RB, RM, уширялись функцией Гаусса по формуле

$$I(E) = \sum_v W_v e^{-(E-E_v)^2/(2\sigma_v^2)}, \quad (2)$$

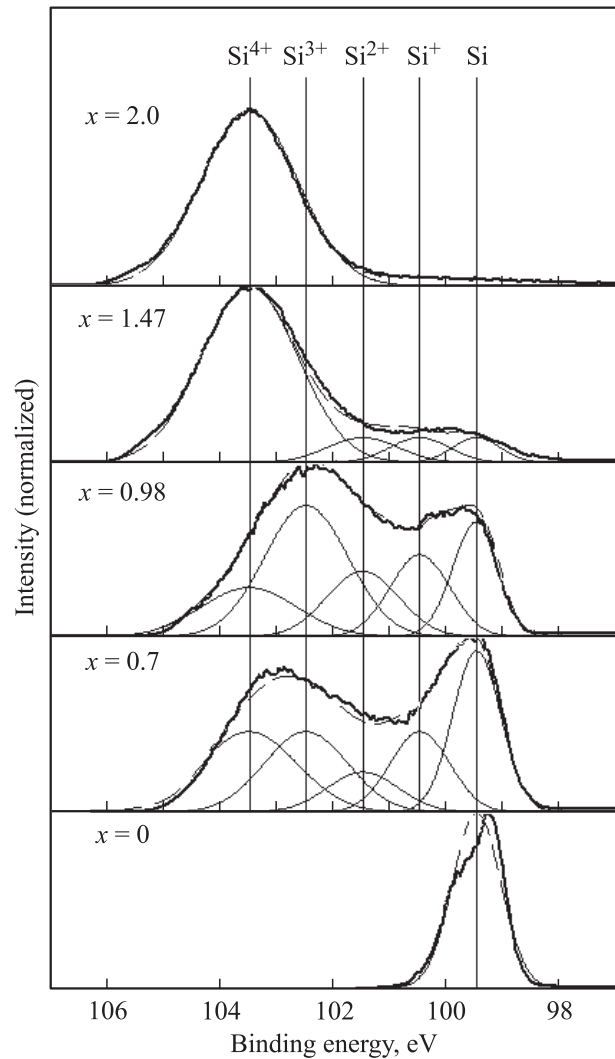
где  $E_v$  и  $\sigma_v$  — энергия пика и „полуширина“ для данного сорта тетраэдра.

В работе производился расчет состава пленок SiO<sub>x</sub>. Предполагалось, что расчетный спектр представляет собой суперпозицию пяти пиков  $W_v^{IM}$ , соответствующих пяти тетраэдрам SiO<sub>v</sub>Si<sub>4-v</sub>,  $v = 0, 1, 2, 3, 4$ . Доля тетраэдров  $W_v^{IM}$  подбиралась из наилучшего согласия экспериментального спектра с рассчитанным  $I(E)$  (по методу Ньютона) по (2). Вероятность нахождения тетраэдров  $W_v^{IM}$  в общем случае может не описываться моделью RB, а определяться условиями синтеза SiO<sub>x</sub>. Найденные величины  $W_v^{IM}$  использовались для определения состава пленок SiO<sub>x</sub> и представления модели IM. Для определения состава пленок SiO<sub>x</sub> использовалась формула [8]

$$x = \frac{1}{2} \frac{\sum_{v=1}^4 v W_v^{IM}}{\sum_{v=0}^4 W_v^{IM}}. \quad (3)$$

### 4. Сравнение эксперимента с расчетом

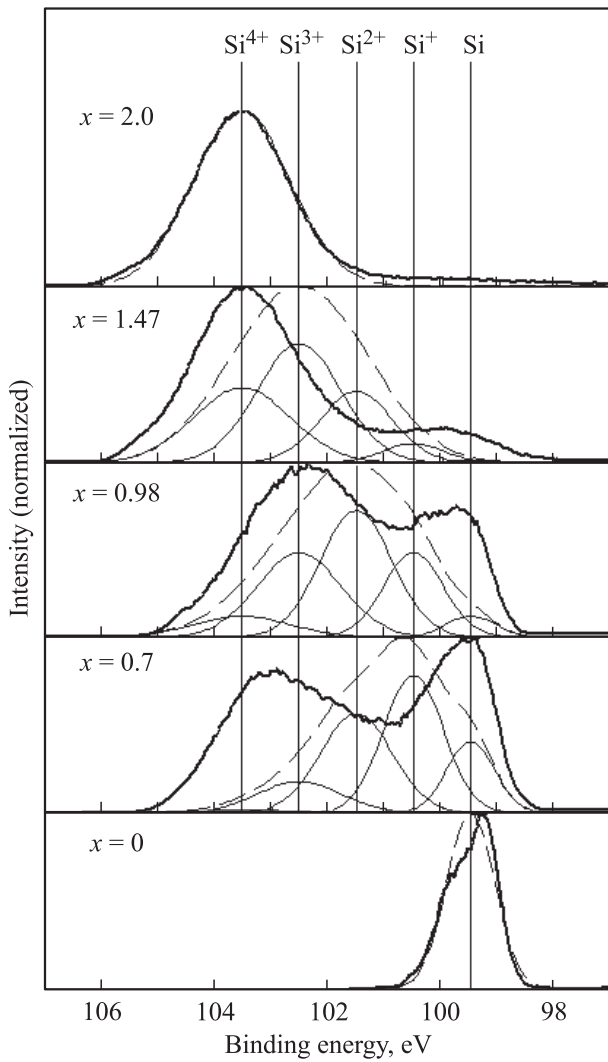
На рис. 1 приведены пять экспериментальных фотоэлектронных спектров Si 2p-уровня в SiO<sub>x</sub>. Из рисунка следует, что пик Si<sup>4+</sup>, принадлежащий фазе a-SiO<sub>2</sub> имеет энергию  $E_0 = 103.5$  eV и полуширину  $\sigma_0 = 1.2$  eV, а пик Si принадлежащий фазе a-Si имеет энергию



**Рис. 1.** Экспериментальные фотоэлектронные спектры Si 2p-уровня в SiO<sub>x</sub> (жирная линия) и результаты моделирования для определения состава пленок (штриховая линия). Символами Si<sup>4+</sup>, Si<sup>3+</sup>, Si<sup>2+</sup>, Si<sup>+</sup>, Si помечены интенсивности Si 2p-уровня для тетраэдров SiO<sub>4</sub>, SiSiO<sub>3</sub>, SiSi<sub>2</sub>O<sub>2</sub>, SiSi<sub>3</sub>O и SiSi<sub>4</sub> соответственно.

$E_4 = 99.5$  eV и полуширину  $\sigma_4 = 0.6$  eV. Положение и полуширина для пиков Si<sup>3+</sup>, Si<sup>2+</sup>, Si<sup>+</sup> (тетраэдров SiSiO<sub>3</sub>, SiSi<sub>2</sub>O<sub>2</sub> и SiSi<sub>3</sub>O) определялись с помощью линейной интерполяции величин  $E_0$ ,  $E_4$ ,  $\sigma_0$  и  $\sigma_4$  с использованием числа атомов кислорода в качестве параметра [9,10]. На рис. 1 штриховыми линиями показаны рассчитанные спектры, полученные из наилучшего согласия с экспериментальными спектрами. Также на рисунке приведены значения состава  $x$  пленок SiO<sub>x</sub>, полученных по формуле (3). Расчет для состава пленок SiO<sub>x</sub> предсказывает следующие значения  $x$ : 0, 0.7, 0.98, 1.47, 2.0.

На рис. 2 показаны экспериментальные фотоэлектронные спектры Si 2p-уровня в SiO<sub>x</sub> и результаты теоретического моделирования с использованием модели RB. Модель RB предсказывает один пик, представляющий



**Рис. 2.** Экспериментальные фотоэлектронные спектры Si  $2p$ -уровня в  $\text{SiO}_x$  (жирная линия) и результаты теоретического моделирования с использованием модели RB (штриховая линия). Символами  $\text{Si}^{4+}$ ,  $\text{Si}^{3+}$ ,  $\text{Si}^{2+}$ ,  $\text{Si}^+$ , Si помечены интенсивности Si  $2p$ -уровня для тетраэдров  $\text{SiO}_4$ ,  $\text{SiSiO}_3$ ,  $\text{SiSi}_2\text{O}_2$ ,  $\text{SiSi}_3\text{O}$  и  $\text{SiSi}_4$  соответственно.

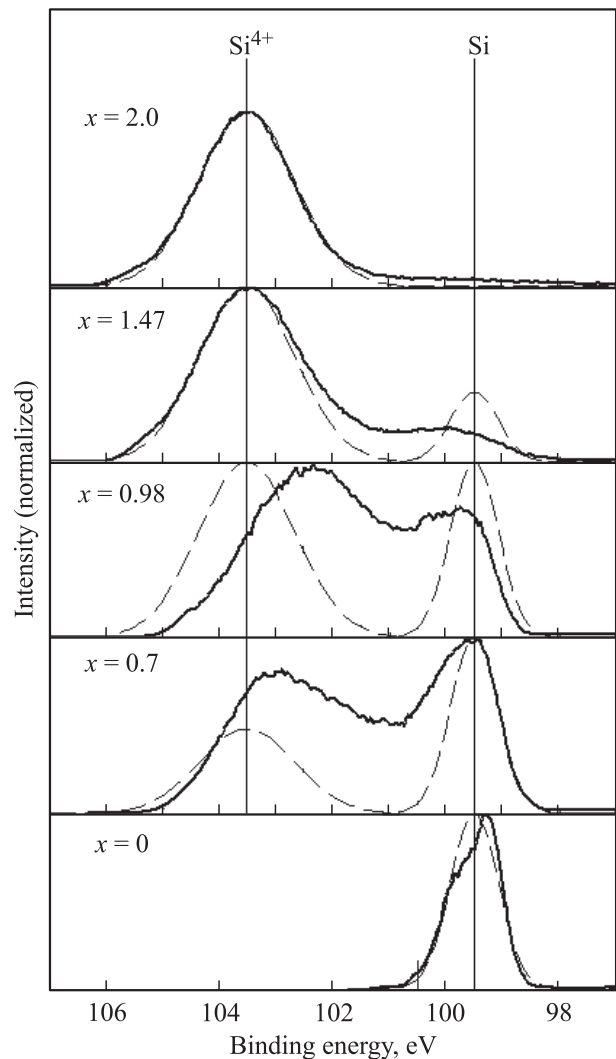
собой суперпозицию пяти пиков, соответствующих пяти тетраэдрам  $\text{SiO}_v\text{Si}_{4-v}$ ,  $v = 0, 1, 2, 3, 4$ . С уменьшением концентрации кислорода рассчитанный пик сдвигается в сторону меньших энергий связи. Положение и полуширина рассчитанного пика в  $\text{SiO}_x$  для  $x = 0.7, 0.98, 1.47$  не согласуется с экспериментальным спектром Si  $2p$  уровня. Модель RB недооценивает роль тетраэдров  $\text{SiSi}_4$ ,  $\text{SiO}_4$  при расчете промежуточного состава  $\text{SiO}_x$  ( $x = 0.7, 0.98, 1.47$ ). Таким образом, в  $\text{SiO}_x$  имеется пять сортов тетраэдров  $\text{SiO}_v\text{Si}_{4-v}$ , однако вероятность обнаружения их количественно не описывается моделью RB.

Расчет экспериментальных спектров с использованием модели RM представлен на рис. 3. Согласно модели RM расчет предсказывает существование двух пиков,

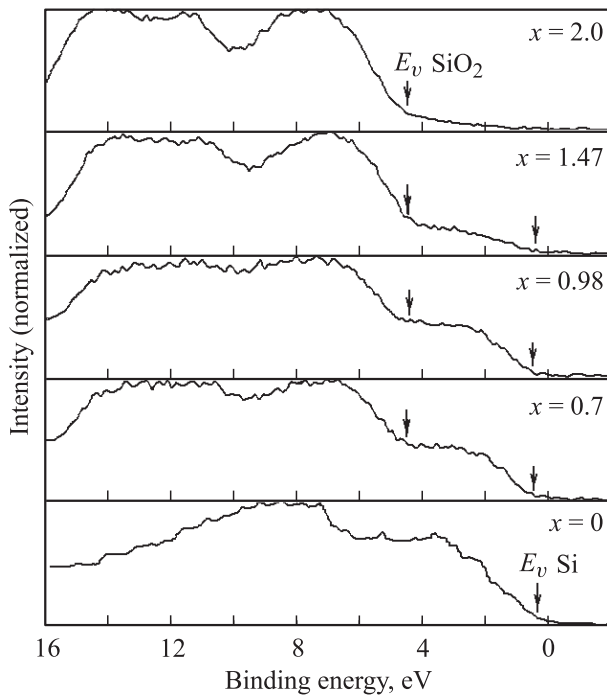
соответствующих двум тетраэдрам:  $\text{SiO}_4$  и  $\text{SiSi}_4$ . Рассчитанные пики Si  $2p$ -уровня коррелируют по энергии с экспериментальными спектрами. Рассчитанные спектры недооценивают вклад  $\text{SiSiO}_3$ ,  $\text{SiSi}_2\text{O}_2$  и  $\text{SiSi}_3\text{O}$  тетраэдров, которые присутствуют в эксперименте. Например, для  $\text{SiO}_{0.98}$  расчет предсказывает присутствие фазы  $\text{SiO}_2$ , которой не наблюдается в экспериментальных спектрах. Таким образом, модель RM также не описывает экспериментальные фотоэлектронные спектры.

Отметим, что экспериментальные спектры нельзя описать, используя суммирование спектров RB и RM в соответствующих пропорциях. Это хорошо видно в случае состава  $x = 0.7$ , для которого как модель RB, так и модель RM предсказывают значительно меньше, чем в эксперименте, присутствие фазы  $\text{SiO}_2$ .

На рис. 4 приведены фотоэлектронные спектры валентной зоны  $\text{SiO}_x$  переменного состава, измеренные



**Рис. 3.** Экспериментальные фотоэлектронные спектры Si  $2p$ -уровня в  $\text{SiO}_x$  (жирная линия) и результаты теоретического моделирования с использованием модели RM (штриховая линия). Символами  $\text{Si}^{4+}$  и Si помечены интенсивности Si  $2p$ -уровня для тетраэдров  $\text{SiO}_4$  и  $\text{SiSi}_4$  соответственно.



**Рис. 4.** Экспериментальные рентгеновские фотоэлектронные спектры валентной зоны  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{SiO}_x$  и Si. За начало отсчета принято положение верха валентной зоны кремния.

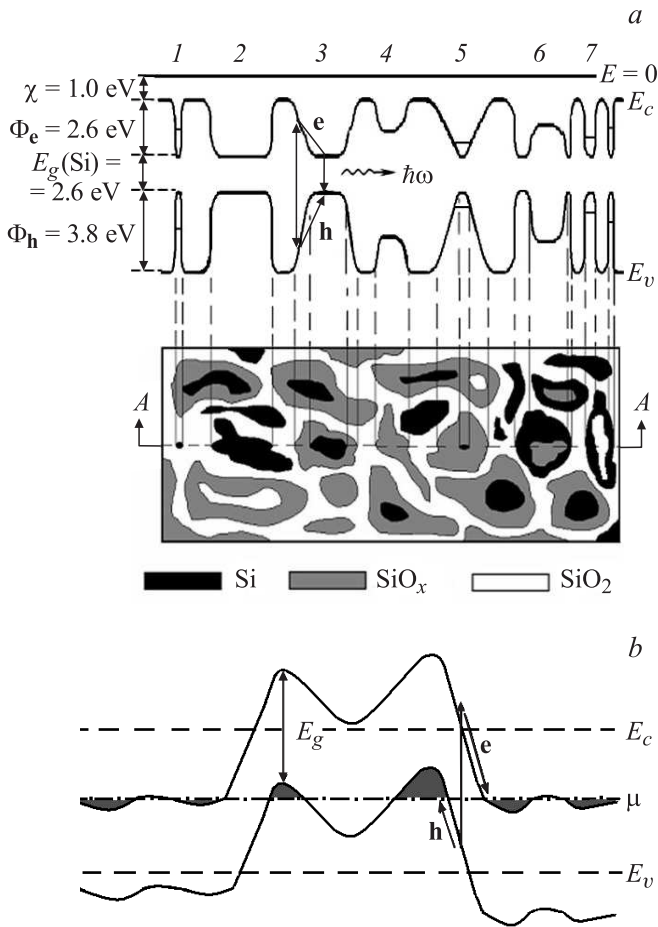
при энергии возбуждения 1486.6 eV. При такой энергии возбуждения основной вклад в спектр валентной зоны дают состояния кремния. Состояния кислорода (O 2p) при таких энергиях возбуждения дают малый вклад из-за малости сечения фотоионизации [13]. На фотоэлектронном спектре  $\text{SiO}_x$  ( $x > 0$ ) имеются три выраженных пика. При увеличении содержания кремния в  $\text{SiO}_x$  выше верха валентной зоны кремния ( $E_v \text{ Si}$ ) возникают состояния, обусловленные кремнием (рис. 4). Низкоэнергетический пик при энергии 0–4 eV обусловлен 3p орбиталями кремния в аморфном кремнии. Пики при энергиях выше 4 eV обусловлены 3s-, 3p-орбиталями кремния [14]. Эти результаты независимо указывают на то, что в  $\text{SiO}_x$  присутствуют  $\text{SiO}_2$  и Si.

## 5. Обсуждение результатов

В настоящей работе исследовались образцы  $\text{SiO}_x$ , полученные при достаточно высокой температуре. При таких температурах (750°C) возможно ожидать, что в пленках  $\text{SiO}_x$  будут присутствовать отдельные фазы:  $\text{SiO}_2$ , субокислы, a-Si. Также при таких температурах в присутствии избыточного кремния в пленках  $\text{SiO}_x$  ( $x < 2$ ) следует ожидать образования кремниевых кластеров. Так, например, в [15] методом CVD с последующим отжигом (800°C) в пленках  $\text{SiO}_2$  формировались кремниевые кластеры (2–6 nm), которые были обнаружены по спектрам фотолуминесценции. В [16] методом CVD при температуре (550°C) выращивались слои  $\text{SiO}_2$ .

В них наблюдались кремниевые кластеры размером (8–10 nm) с помощью просвечивающей электронной спектроскопии. В [17,18] образцы  $\text{SiO}_x$  получены методом радиочастотного (магнетронного) распыления. Присутствие кремниевых кластеров в  $\text{SiO}_x$  было выявлено с использованием Рамановской спектроскопии. В [19,20] пленки  $\text{SiO}_x$  получены термическим испарением. В образцах  $\text{SiO}_x$  наблюдалась люминесценция, которая связывалась с кремниевыми кластерами (2.5 nm) и интерпретировалась в терминах межзонной рекомбинации в них. В общем случае образование нанокластеров в  $\text{SiO}_x$  может происходить как в процессе синтеза, так и в уже выращенных слоях. Так, например, в работе [21] описывалось получение кремниевых кластеров в  $\text{SiO}_x$  путем имплантации избыточного кремния с последующим отжигом (1000°C). В [22] кремниевые нанокластеры (2–4 nm) были сформированы в результате обработки образцов  $\text{SiO}_x$  электронным пучком и обнаружены с использованием просвечивающей электронной спектроскопии.

Для описания строения  $\text{SiO}_x$  предложено использовать ИМ-модель. Модель ИМ предполагает локальные флуктуации химического состава  $\text{SiO}_x$ , которые ведут к флуктуации ширины запрещенной зоны. Так, например, в работе [23] было продемонстрировано, что химический состав пленок оксида кремния может быть одинаковым  $\text{SiO}_{1.94}$ , но в то же время величина запрещенной зоны может изменяться в диапазоне 5.0–7.5 eV. На рис. 5, а в верхней части представлена энергетическая диаграмма  $\text{SiO}_x$  для сечения А–А. Горизонтальная линия ( $E = 0$ ) обозначает начало отсчета энергии электрона (энергия вакуума). Символами  $E_c$  и  $E_v$  помечены соответственно дно зоны проводимости и вершина валентной зоны в  $\text{SiO}_x$ . Ширина запрещенной зоны  $\text{SiO}_2$  составляет 8 eV [6]. Уменьшение ширины запрещенной зоны свидетельствует о локальном увеличении концентрации кремния в  $\text{SiO}_x$ . Наименьшая ширина запрещенной зоны ( $E_g = 1.6 \text{ eV}$ ) соответствует кремниевой фазе. Таким образом, максимальный масштаб флуктуаций потенциала для электронов составляет 2.6 eV, а для дырок 3.8 eV. На рис. 5, а в нижней части изображены все возможные варианты пространственного строения  $\text{SiO}_x$ . Белым цветом обозначен  $\text{SiO}_2$ , черным — a-Si, серым — субокислы кремния. Если размер кремниевого кластера  $L$  мал, то в нем можно наблюдать эффекты размерного квантования  $E = \hbar^2/2m^*L^2$  ( $m^*$  — эффективная масса носителя). Такой кластер помечен на рисунке цифрой 1. Цифрой 2 обозначен макроскопический кластер кремния в оксиде кремния. В этом случае отсутствует переходный слой субоксидов кремния и на энергетической диаграмме граница Si/ $\text{SiO}_2$  является резкой. Цифрой 3 обозначен кремниевый кластер, окруженный субоксидом кремния. В этом случае на энергетической диаграмме переход от кремния к  $\text{SiO}_2$  изображен плавной линией. Здесь и далее предполагается, что размер переходной области (субоксида кремния) существенно превышает длину связи Si–O и Si–Si. Цифрой 4 обозначен кластер субоксида



**Рис. 5.** *a* — IM-модель: схематическая двумерная картина строения  $\text{SiO}_x$ , энергетическая диаграмма  $\text{SiO}_x$  для сечения А–А. Черным цветом показана кремниевая фаза, белым — стехиометрический оксид кремния, серым — субокислы.  $\Phi_e$ ,  $\Phi_h$ -барьеры для электронов и дырок на границе  $a\text{Si}/\text{SiO}_2$  соответственно. *b* — модель флуктуаций (Шкловского–Эфроса) потенциала в сильнолегированном компенсированном полупроводнике.  $\mu$  — уровень Ферми.

кремния в  $\text{SiO}_2$ . Цифрой 5 обозначен кремниевый кластер в субоксиде кремния. Цифрой 6 обозначен кластер субоксида в кремнии, цифрой 7 обозначен кластер  $\text{SiO}_2$  в кремнии.

Ранее в работе [24] была предложена модель крупномасштабных флуктуаций потенциала (модель Шкловского–Эфроса) в сильнолегированном компенсированном полупроводнике (рис. 5, *b*). В этой модели ширина запрещенной зоны постоянна, а флуктуации потенциала возникают за счет неоднородного пространственного распределения заряженных ионизированных доноров и акцепторов. Возбуждение электронно-дырочной пары приводит к пространственному разделению электронов и дырок, что не способствует их рекомбинации. Принципиальное отличие между предложенной моделью крупномасштабных флуктуаций потенциала в  $\text{SiO}_x$  и моделью Шкловского–Эфроса состоит в следующем. Крупномасштабные флуктуации потенциала в компенси-

рованных полупроводниках имеют электростатическую природу, связанную с пространственными флуктуациями зарядовой плотности доноров и акцепторов. Величина запрещенной зоны является постоянной (рис. 5, *b*), электрическое поле, обусловленное пространственными флуктуациями потенциала, способствует разделению электронов и дырок. В  $\text{SiO}_x$  флуктуации потенциала обусловлены локальными флуктуациями химического состава. В IM-модели в отличие от модели Шкловского–Эфроса отсутствует пространственный объемный заряд. Согласно модели IM, локальные флуктуации химического состава в  $\text{SiO}_x$  приводят к пространственной флуктуации потенциала. Пространственная флуктуация потенциала ведет к изменению локальных электрических полей для электронов и дырок. Локальные электрические поля для электрона и дырки в одной и той же точке образца  $\text{SiO}_x$  являются различными по величине и направлению (рис. 5, *a*). При возбуждении электронно-дырочной пары в  $\text{SiO}_x$  электрическое поле для электрона и дырки способствует, как видно из рис. 5, *a*, их рекомбинации. В случае излучательного механизма рекомбинации  $\text{SiO}_x$  является эффективной излучательной средой. Крупномасштабные флуктуации потенциала в  $\text{SiO}_x$  способствуют локализации электронов дырок в потенциальных ямах (кремниевых кластерах) [25]. Этот эффект используется для разработки быстродействующей энергонезависимой памяти, основанной на локализации заряда в  $\text{SiO}_x$  [4,16].

## 6. Заключение

В настоящей работе методом высокоразрешающей рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии изучен ближний порядок в слоях оксида кремния  $\text{SiO}_x$  переменного состава. Проведено сравнение экспериментальных фотоэлектронных спектров Si 2*p* уровня слоев  $\text{SiO}_x$  с теоретическими расчетами этих же спектров на основе двух моделей RB и RM. Ни модель RB, ни модель RM не описывает экспериментальные спектры. Для описания экспериментальных фотоэлектронных спектров предложена промежуточная модель (IM) крупномасштабных флуктуаций химического состава, которые приводят к крупномасштабным флуктуациям потенциала для электронов и дырок.

## Список литературы

- [1] M.C. Rossi, S. Salvatori, F. Scrimizzi, F. Galluzzi, R. Janssen, M. Stutzmann. *J. Lumin.* **80**, 405 (1998).
- [2] I.Z. Indutnyy, P.E. Shepeliavyy, E.V. Michailovskaya, C.W. Park, J.B. Lee, Y.R. Do. *J. Techn. Phys.* **47**, 720 (2006).
- [3] C. Banerjee, J. Sritharathikum, A. Yamada, M. Konagai. *J. Phys. D.* **41**, 1 (2008).
- [4] N.V. Duy, S. Jung, K. Kim, D.N. Son, N.T. Nga, J. Cho, B. Choi, J. Yi. *J. Phys. D.* **43**, 1 (2010).
- [5] V.A. Gripenko, J.B. Xu, R.W.M. Kwok, Y.N. Ng, I.H. Wilson. *Phys. Rev. Lett.* **81**, 1054 (1998).

- [6] В.А. Гриценко. УФН **178**, 727 (2008).
- [7] P. Bruesch, T. Stockmeier, F. Stucki, P.A. Buffat. *J. Appl. Phys.* **73**, 7677 (1993).
- [8] F.G. Bell, L. Ley. *Phys. Rev. B* **37**, 8383 (1988).
- [9] V.A. Griitsenko, Y.G. Shavalgin, P.A. Pundur, H. Wong, W.M. Kwok. *Philos. Mag. B* **80**, 1857 (2000).
- [10] S. Hasegawa, L. He, T. Inokuma, Y. Kurata. *Phys. Rev. B* **46**, 12478 (1992).
- [11] D.V. Tsu, G. Lucovsky, B.N. Davidson. *Phys. Rev. B* **40**, 1795 (1989).
- [12] В.А. Гриценко, Д.В. Гриценко, Ю.Н. Новиков, Р.В.М. Квок, И. Белло. *ЖЭТФ* **125**, 868 (2004).
- [13] J.-J. Yen. Atomic calculation of photoionization cross-section and asymmetry parameters. Gordon and Breach Science Publisher, New Jersey, USA (1993). P. 223.
- [14] E. Martinez, F. Yndurain. *Phys. Rev. B* **24**, 5718 (1981).
- [15] Y. Kanemitsu, S. Okamoto, M. Otobe, S. Oda. *Phys. Rev. B* **55**, R7375 (1997).
- [16] R.A. Puglisi, G. Nicotra, S. Lombardo, B.D. Salvo, C. Gerardi. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* **830**, D5.6.1 (2005).
- [17] Y. Kanzawa, S. Hayashi, K. Yamamoto. *J. Phys.: Cond. Matter* **8**, 4823 (1996).
- [18] W.L. Zhang, S. Zhang, M. Yang, Z. Liu, Z. Cen, T. Chen, D. Liu. *Vacuum* **84**, 1043 (2010).
- [19] D. Nesheva, C. Raptis, A. Perakis, I. Bineva, Z. Aneva, Z. Levi, S. Alexandrova, H. Hofmeister. *J. Appl. Phys.* **92**, 4678 (2002).
- [20] Y.C. Fang, W.Q. Li, L.J. Qi, L.Y. Li, Y.Y. Zhao, Z.J. Zhang, M. Lu. *Nanotechnol.* **15**, 494 (2004).
- [21] А.П. Барабан, Д.В. Егоров, Ю.В. Петров, Л.В. Милоглядова. *Письма в ЖТФ* **30**, 1 (2004).
- [22] E.V. Kolesnikova, M.V. Zamoryanskaya. *Physica B* **404**, 4653 (2009).
- [23] T.W. Hickmott, J.E. Baglin. *J. Appl. Phys.* **50**, 317 (1979).
- [24] Б.И. Шкловский, А.Л. Эфрос. *Электронные свойства легированных полупроводников*. Наука, М. (1979). С. 416.
- [25] В.А. Гриценко, К.С. Журавлев, В.А. Надолинный. *ФТТ* **53**, 803 (2011).