

# Формирование буферного слоя субоксидов кремния $\text{SiO}_x$ в низкоразмерной гетеросистеме $\text{Si}/\text{SiO}_2$ после имплантации ионами $\text{Si}^+$ : рентгеновские $\text{Si } L_{2,3}$ -эмиссионные спектры

© Д.А. Зацепин<sup>\*,\*\*</sup>, Е.А. Панин<sup>\*\*</sup>, S. Kaschieva<sup>\*\*\*</sup>, H.-J. Fitting<sup>\*\*\*\*</sup>, С.Н. Шамин<sup>\*</sup>

<sup>\*</sup> Институт физики металлов Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург, Россия

<sup>\*\*</sup> Уральский государственный технический университет (УПИ), Екатеринбург, Россия

<sup>\*\*\*</sup> Institute of Solid State Physics, Bulgarian Academy of Sciences, Sofia, Bulgaria

<sup>\*\*\*\*</sup> Department of Physics, University of Rostock, Rostock, Germany

E-mail: d\_zatsepin@ifmlrs.uran.ru

(Поступила в Редакцию 19 февраля 2009 г.)

Представлены результаты исследования методом рентгеновской  $L_{2,3}$ -эмиссионной (электронный переход  $\text{Si } 3d3s \rightarrow \text{Si } 2p_{1/2,3/2}$ ) спектроскопии низкоразмерных гетеронаноструктур  $n\text{-Si}/\text{SiO}_2$  с различной толщиной оксидной пленки (20 и 500 nm) после имплантации ионами  $\text{Si}^+$  с энергиями 12 и 150 keV. Для гетероструктуры с толщиной диоксида кремния 20 nm выявлена и изучена ионно-лучевая модификация интерфейсной границы. Анализ рентгеновских  $\text{Si } L_{2,3}$ -эмиссионных спектров показал, что имплантация ионами  $\text{Si}^+$  приводит к самоупорядочению структуры изначально аморфной 20 nm пленки  $\text{SiO}_2$  вследствие эффекта больших доз. Предложен механизм ионно-лучевой модификации границы раздела фаз диэлектрик–полупроводник. В случае гетероструктуры с толщиной диоксида кремния 500 nm существенной перестройки атомной и электронной структуры после ионной имплантации обнаружено не было.

Работа выполнена в рамках Соглашения о сотрудничестве между Российской академией наук и Болгарской академией наук, а также при поддержке гранта Исследовательского совета Президента Российской Федерации НШ 1929.2008.2.

PACS: 61.72.uf, 62.23.Eg, 73.20.At, 78.70.En

## 1. Введение

Исследование кремния и полупроводниковых материалов на его основе является актуальной задачей физики твердого тела, поскольку они на протяжении многих лет остаются исходными материалами для создания барьерных слоев полупроводник–диэлектрик и полупроводник–полупроводник, применяемых в микро- и нанoeлектронике, нанофотонике и т.п. для создания квантово-размерных электронных устройств. Дальнейшее совершенствование кремниевой технологии привело к созданию таких гетерогенных материалов, как многослойные покрытия и тонкие пленки. В кремниевой технологии наиболее подходящей средой для создания низкоразмерных структур принято считать термические оксиды  $\text{SiO}_2$ . Эффективным подходом является применение ионной имплантации (или метода ионного легирования), которая позволяет формировать в широкозонных диэлектрических матрицах типа  $\text{SiO}_2$  массивы нульмерных, дву- или трехмерных периодических и неупорядоченных низкоразмерных структур. Вместе с тем ионная имплантация наряду с модификацией электрофизических, оптических и других свойств материала-мишени, как правило, сопровождается побочными явлениями, такими как структурное самоупорядочение полупроводникового кристалла [1], эффект больших доз (ЭБД) [2,3],

радиационно-стимулированный отжиг дефектов [4], явление снятия упругих напряжений после облучения [5], эффект пирофорности [6] и т.п. В подобной ситуации наиболее эффективно применение прямых экспериментальных методов исследования, одним из которых является рентгеновская эмиссионная спектроскопия, поскольку она позволяет получать важную информацию об энергетическом распределении электронных состояний атомов-компонентов как изначально доминирующей фазы, так и фазы-примеси в самых различных химических соединениях при минимальных требованиях к подготовке поверхности образца [7]. Кроме того, данный метод зарекомендовал себя как весьма информативный при исследовании материалов, подвергнутых ионно-лучевой и электронной обработке (см., например [2,8–12]). Таким образом, изучение закономерностей формирования, распределения и стабилизации нанокластеров в аморфных диэлектрических и полупроводниковых матрицах на основе  $\text{SiO}_2$  и  $\text{Si}$  является одной из актуальных задач физики низкоразмерных структур.

В настоящей работе приводятся результаты исследования методом рентгеновской эмиссионной  $L$ -спектроскопии гетероструктур  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ , подвергнутых ионной имплантации дозами  $1 \cdot 10^{16}$  и  $5 \cdot 10^{16} \text{ Si}^+/\text{cm}^2$ . Такие объекты представляют интерес с точки зрения изучения механизма диэлектрической локализации и типа струк-

турного упорядочения полупроводниковых Si-наночастиц в SiO<sub>2</sub>, которые приводят к формированию уникальных оптических и электрических свойств у гетероструктур Si/SiO<sub>2</sub>:Si [13–15]. Основная цель нашей работы состояла в изучении принципиальной возможности ионно-лучевого синтеза Si-наночастиц в гетероструктурах Si/SiO<sub>2</sub>, а также определения характера возможных агрегаций имплантированных частиц.

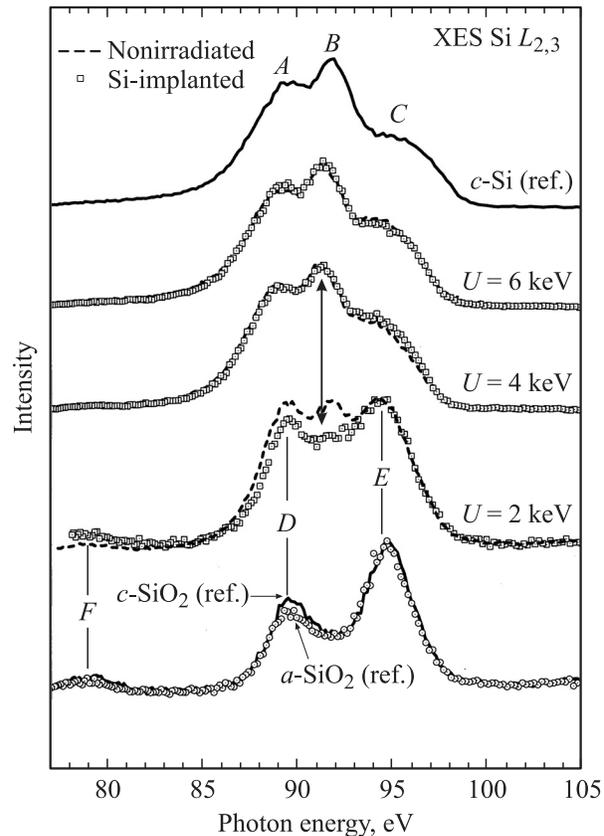
## 2. Методика приготовления образцов и описание эксперимента

Исследуемые образцы *n*-Si/SiO<sub>2</sub> представляли собой плоскопараллельные пластины 1 × 1 см с поверхностями оптического качества. Толщина аморфных пленок SiO<sub>2</sub>, сформированных на массивной кремниевой подложке, составляла 20 nm (образец № 1, низкотемпературное окисление *n*-Si в атмосфере „сухого“ кислорода) и 500 nm (образец № 2, окисление *n*-Si в парах H<sub>2</sub>O). Оба образца облучались широким пучком ионов Si<sup>+</sup> (т.е. диаметр пучка превышал размеры образца) с энергией  $E = 12$  keV (образец № 1, доза облучения  $1 \cdot 10^{16}$  Si<sup>+</sup>/cm<sup>2</sup>) и  $E = 150$  keV (образец № 2, доза облучения  $5 \cdot 10^{16}$  Si<sup>+</sup>/cm<sup>2</sup>) в Центре лучевых технологий (Дрезден–Россендорф, Германия) [16]. В обоих процессах имплантации ионный ток составлял  $\sim 2$ –7 mA/cm<sup>2</sup>, а температура образцов не превышала 300 K. После имплантации образец с толщиной пленки оксида кремния 500 nm отжигался в атмосфере „сухого“ азота при 1100 K на протяжении одного часа. Образец № 1 термическому воздействию не подвергался.

Рентгеновские эмиссионные Si L<sub>2,3</sub>-спектры (электронный переход  $3d3s \rightarrow 2p_{1/2,3/2}$ ) имплантированных образцов и эталонов измерены с помощью ультрамягкого рентгеноэмиссионного спектрометра Спектрозонд с высоким пространственным ( $4 \mu\text{m}$ ) и энергетическим ( $\Delta E = 0.3$  eV) разрешением [17]. Данный спектрометр имеет дифракционную решетку с радиусом изгиба 2 m, 600 grooves/mm и использует электронное возбуждение рентгеновской эмиссии. При измерении рентгеновских L-эмиссионных спектров использовались значения ускоряющего напряжения  $U$  от 2 до 6 keV с шагом 2 keV. Согласно работе [18], глубина анализируемого слоя в образце по Фельдману соответственно составляла  $\sim 100$  nm ( $U = 2$  keV),  $\sim 340$  nm ( $U = 4$  keV) и  $\sim 720$  nm ( $U = 6$  keV). При этом интенсивность рентгеновского излучения определяется функцией распределения генерируемого излучения (зависимостью интенсивности излучения от глубины исследуемого слоя и эффектов поглощения рентгеновского излучения материалом) [19].

## 3. Результаты и обсуждение

Применение метода рентгеновской эмиссионной спектроскопии (РЭС) как инструмента для исследования внутренних объемов материала основано на возможно-



**Рис. 1.** Рентгеновские эмиссионные Si L<sub>2,3</sub>-спектры исходной и имплантированной Si<sup>+</sup>-ионами гетероструктуры Si/SiO<sub>2</sub> с толщиной пленки оксида 20 nm (доза облучения  $1 \cdot 10^{16}$  cm<sup>-2</sup>), зарегистрированные при значениях ускоряющего напряжения  $U = 2, 4$  и 6 keV. Для сравнения приведены спектры эталонов (аморфного *a*-SiO<sub>2</sub> и кристаллического *c*-SiO<sub>2</sub>, кристаллического *c*-Si).

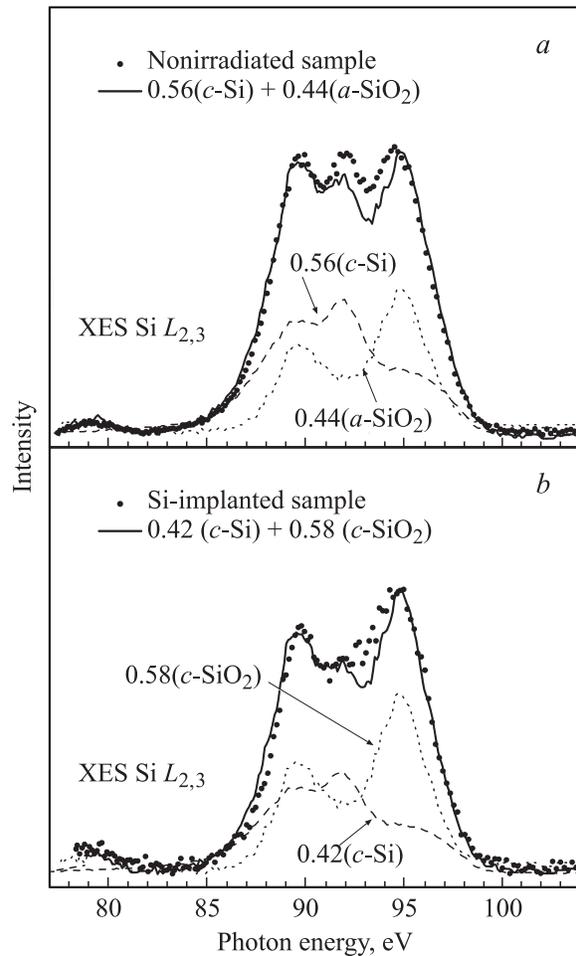
сти варьировать глубину выхода рентгеновского излучения за счет изменения кинетической энергии возбуждающих (или первичных) электронов. При этом интегральная интенсивность рентгеновских спектров будет определяться глубиной проникновения первичных электронов, количеством возбужденных атомов и эффектами поглощения [18,19]. Тогда, изменяя энергию первичных электронов, получаем возможность исследовать многофазные структуры на разной глубине от поверхности образца, в том числе и в нанометровом диапазоне. Такая особенность метода рентгеновской эмиссионной спектроскопии делает его весьма информативным при изучении электронного строения самого широкого класса материалов.

На рис. 1 показаны рентгеновские Si L<sub>2,3</sub>-эмиссионные спектры исходной (неимплантированной) гетероструктуры *n*-Si/SiO<sub>2</sub> с толщиной пленки оксида 20 nm и спектры этого же образца после Si<sup>+</sup>-имплантации дозой  $1 \cdot 10^{16}$  cm<sup>-2</sup>, зарегистрированные при значениях ускоряющего напряжения  $U = 2$  keV ( $\sim 100$  nm),  $U = 4$  keV ( $\sim 340$  nm) и  $U = 6$  keV ( $\sim 720$  keV). Для сравнения приведены Si L<sub>2,3</sub>-эмиссионные спектры эталонов —

стеклообразного (аморфного)  $a\text{-SiO}_2$  и кристаллических  $c\text{-Si}$  и  $c\text{-SiO}_2$ . Поскольку  $\text{Si } L_{2,3}$ -эмиссионный спектр отображает вследствие дипольных правил отбора парциальную плотность (PDOS)  $\text{Si } 3d3s$ -состояний, локализованных на атомах кремния, пики *A* и *B*, расположенные в спектре эталона  $c\text{-Si}$ , при энергиях рентгеновых фотонов  $\sim 89$  и  $\sim 92$  eV возникают благодаря переходам  $3s$ -электронов на вакантные состояния  $\text{Si } 2p$  и, следовательно, связаны с PDOS  $\text{Si } 3s$ -симметрии. При этом широкое низкоинтенсивное „плечо“ *C* при  $\sim 95$  eV отображает состояния  $\text{Si } 3d$  [11,20]. Что же касается эталонов кристаллического  $c\text{-SiO}_2$  и стеклообразного  $a\text{-SiO}_2$ , то главные максимумы *D* и *E* в обоих спектрах обладают соответственно  $\text{Si } 3s$ - и  $\text{Si } 3d$ -природой, в то время как низкоинтенсивный спутник *F* при  $\sim 79$  eV отображает гибридные  $\text{Si } 3s\text{-O } 2s$ -состояния [16]. Как показано на рис. 1, основное различие рентгеновских  $L_{2,3}$ -эмиссионных спектров эталонов  $c\text{-SiO}_2$  и  $a\text{-SiO}_2$  заключается в более широкой и вместе с тем менее интенсивной полосе *D* для аморфного диоксида кремния, что объясняется низкой степенью упорядоченности структуры последнего.

Из рис. 1 видно, что РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$ , зарегистрированные при  $U = 6$  keV ( $\sim 720$  nm) и 4 keV ( $\sim 340$  nm) для исходной и имплантированной гетероструктуры  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ , не проявляют каких-либо заметных трансформаций при данном энергетическом разрешении спектрометра и полностью идентичны спектру эталонного  $c\text{-Si}$ . Следовательно, данный режим имплантации не производит существенных изменений в атомной структуре и энергетическом спектре электронных состояний образца от его поверхности до указанных глубин. Совсем другая ситуация происходит с РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$  при режиме возбуждения  $U = 2$  keV ( $\sim 100$  nm) — в этом случае наблюдается значительное различие спектров исходного и  $\text{Si}^+$ -имплантированного образца как между собой, так и между спектрами эталонов. В РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$  исходного образца присутствует структура из трех пиков, т. е. точно так же, как и в случае аналогичного спектра эталона  $c\text{-Si}$ , но в противоположность спектру кристаллического эталона эти пики обладают примерно равной интенсивностью. Кроме того, еще одним важным отличием от спектра  $c\text{-Si}$  является присутствие *F*-подобного спутника, обладающего спектральными параметрами как у эталонных  $\text{SiO}_2$  (напомним, что спутник *F* отображает гибридные  $\text{Si } 3s\text{-O } 2s$ -состояния [16]). РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$  имплантированного образца близок по своим параметрам к спектру эталонов  $\text{SiO}_2$ , поскольку так же состоит из спутничной полосы *F* и двух главных максимумов *D*–*E*. Тем не менее при  $\sim 92$  eV все еще видна тонкая структура, соответствующая *B*-полосе  $c\text{-Si}$  (рис. 1).

Исходя из изложенного выше предлагается следующая интерпретация изменений формы РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$   $U = 2$  keV ( $\sim 100$  nm от поверхности образца). В случае неимплантированной гетероструктуры с 20 nm пленкой диоксида кремния мы получаем рентгеноспектральную

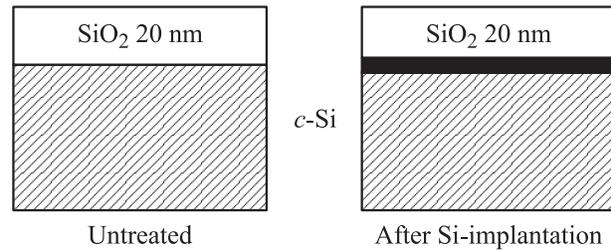


**Рис. 2.** Аппроксимация рентгеновских эмиссионных  $\text{Si } L_{2,3}$ -спектров исходной (a) и имплантированной  $\text{Si}^+$ -ионами (b) гетеросистемы  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  с толщиной пленки оксида 20 nm (доза облучения  $1 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ), зарегистрированные при значениях ускоряющего напряжения  $U = 2$  keV.

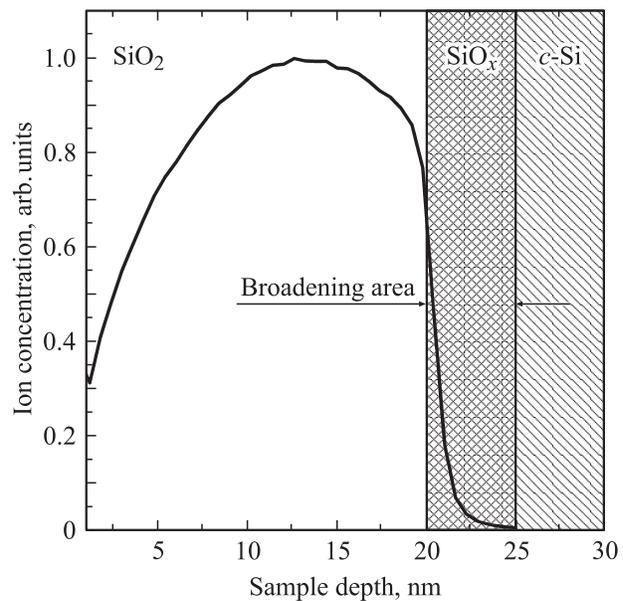
информацию из слоя, который состоит из доминирующей фазы кристаллического  $c\text{-Si}$  и примеси аморфного  $a\text{-SiO}_2$ . Хорошо известно, что диоксидные пленки кремния, нанесенные на массивную  $\text{Si}$ -подложку стандартными термохимическими методами, обычно обладают аморфной структурой, если не производилась их принудительная кристаллизация. Простая аппроксимация, показанная на рис. 2, a, позволяет с хорошей точностью воспроизвести форму спектра РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$   $U = 2$  keV для неимплантированной гетероструктуры  $n\text{-Si}/\text{SiO}_2$  суммой спектров эталонов  $c\text{-Si}$  и  $a\text{-SiO}_2$ , взятых с соответствующими весовыми коэффициентами:  $0.56(c\text{-Si}) + 0.44(a\text{-SiO}_2)$ . Данный результат подтверждает нашу точку зрения о природе РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$   $U = 2$  keV неимплантированного образца. Некоторое количество островковых включений  $a\text{-SiO}_2$  могло сформироваться в объеме образца за счет неомогенного протекания реакций „сухого“ окисления на границе интерфейса оксид–полупроводник. При этом неидеальное соответствие формы экспериментально полученного РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$

$U = 2 \text{ keV}$  и его аппроксимации (рис. 2, а) косвенно указывает на тот факт, что данные островковые включения могут изначально содержать нестехиометричные комплексы типа  $\text{SiO}_x$  наряду с обычным  $a\text{-SiO}_2$  (напомним, что для аппроксимации использовались спектры эталонных стехиометрических соединений). Как было показано Hirose с соавторами [21] с использованием метода рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, такие островковые включения действительно существуют в гетероструктурах  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  и при высокой концентрации образуют так называемый композитный переходный слой на границе оксид–полупроводник.

В случае Si-имплантированной гетероструктуры  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  наилучшую аппроксимацию формы экспериментального ПЭС  $\text{Si } L_{2,3}$   $U = 2 \text{ keV}$  дает соотношение  $0.42(c\text{-Si}) + 0.58(c\text{-SiO}_2)$ , т.е. концентрация фазы  $\text{SiO}_2$  увеличилась по сравнению с неимплантированным образом, и, кроме того, изменился тип структурного упорядочения с аморфного на кристаллический. Подобный результат легко интерпретируется в рамках ЭБД [2,3]. Вследствие ионно-лучевой обработки кремния и материалов на его основе дозами  $\sim 10^{16} - 10^{17} \text{ cm}^{-2}$  и энергиями  $E_{\text{impl}} \geq 20 \text{ keV}$  образуется каскад первично смещенных из своих кристаллографических позиций атомов. Их взаимодействие как между собой, так и с атомами материала-мишени, которые еще находятся в своих исходных положениях, приводит к частичной или даже полной структурной перестройке и может вести к рекристаллизации всего материала. Такие радиационно-стимулированные процессы, происходящие в полупроводниках вследствие ионной бомбардировки, принято относить к процессам самоорганизации структуры [1]. В нашем конкретном случае  $\text{Si}^+$ -имплантация производит разрыв связей Si–O, выбивание массива атомов кислорода из изначально аморфной пленки  $a\text{-SiO}_2$  в объем подложки  $n\text{-Si}$  и одновременно с перестройкой структуры пленки рекристаллизует  $a\text{-SiO}_2$  в  $c\text{-SiO}_2$ . Выбитый каскад атомов кислорода образует новые химические связи с атомами Si объема кристаллической подложки  $n\text{-Si}$  вблизи границы раздела фаз оксид–полупроводник или с внедряемыми ионной имплантацией частицами Si. В результате такого взаимодействия формируются как нестехиометрические кластеры  $\text{SiO}_x$ , так и кислородно-дефицитные центры ODC (oxygen deficient centers), обладающие характерной фотолюминесценцией и фотостимулированной электронной эмиссией [22,23]. Таким образом, основываясь на изложенном выше, следует сделать вывод, что данный режим ионного легирования гетеросистемы  $n\text{-Si}/\text{SiO}_2$  приводит к формированию композитного переходного (или буферного) слоя на границе интерфейса оксид–полупроводник, который состоит из кластеров  $\text{SiO}_x$  и ODC и „размывает“ четкую границу раздела фаз  $\text{SiO}_2$  и  $n\text{-Si}$ , имевшую место до имплантации (рис. 3). Другими словами, происходит ионно-лучевое „смешивание“. Аналогичная ситуация с формированием буферного слоя сложного оксида  $\text{CuAl}_2\text{O}_4$  происходит и в интерфейсе  $\text{Cu}/\text{Al}/\text{PI}$  (PI = polyimide), подвергнутого обработке ионами  $\text{Ar}^+$  [24].



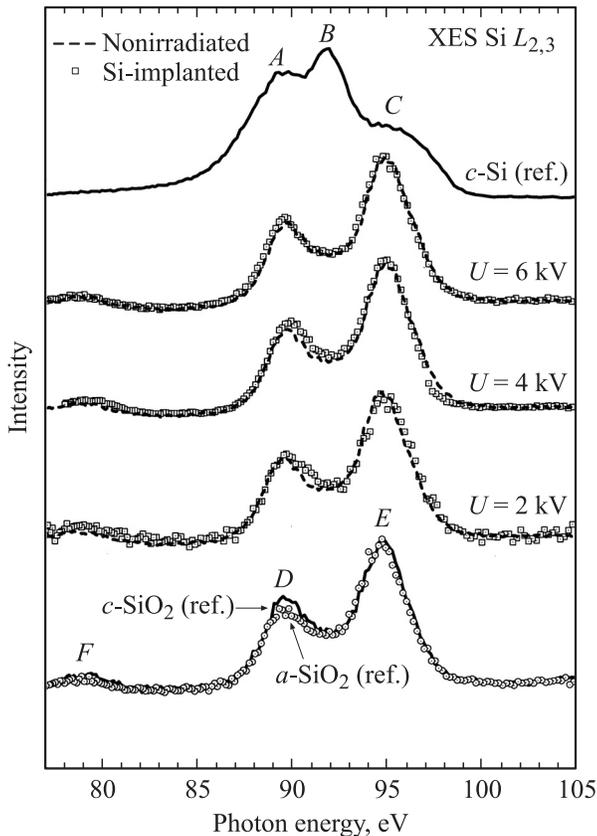
**Рис. 3.** Размытие границы раздела фаз оксид–полупроводник после ионной имплантации в гетеросистеме  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  с толщиной пленки 20 nm.



**Рис. 4.** Оценка величины уширения оксидного слоя в гетеросистеме  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  с толщиной пленки 20 nm после имплантации по данным программы SRIM-2006.

Оценим толщину уширения оксидного слоя за счет смещения массива атомов кислорода в глубь Si-подложки после ионной имплантации с помощью программы SRIM-2006 [25], основанной на методе Монте-Карло (рис. 4). Из рис. 4 видно, что имеет место перераспределение концентрации атомов кислорода в 20 nm пленке  $\text{SiO}_2$ , причем проникновение каскада первично смещенных атомов кислорода происходит вплоть до глубины 25 nm от поверхности образца. Подобный результат не противоречит приведенным выше рассуждениям и хорошо согласуется с данными, представленными в работе [16].

На рис. 5 представлены рентгеновские  $\text{Si } L_{2,3}$ -эмиссионные спектры исходной (неимплантированной) гетероструктуры  $n\text{-Si}/\text{SiO}_2$  с толщиной пленки оксида 500 nm и спектры этого образца после  $\text{Si}^+$ -имплантации дозой  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ . Исходя из сравнения спектров исходного, имплантированного образца и эталонов, можно заключить, что никаких изменений в их структуре после имплантации ионами кремния не происходит, и все спектры, полученные при  $U = 6 \text{ keV}$  ( $\sim 720 \text{ nm}$ ) и  $4 \text{ keV}$



**Рис. 5.** Рентгеновские эмиссионные  $\text{Si } L_{2,3}$ -спектры исходной и имплантированной  $\text{Si}^+$ -ионами гетеросистемы  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  с толщиной пленки оксида 500 нм (доза облучения  $5 \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ ), зарегистрированные при значениях ускоряющего напряжения  $U = 2, 4$  и  $6 \text{ keV}$ . Для сравнения приведены спектры эталонов (аморфного  $a\text{-SiO}_2$  и кристаллического  $c\text{-SiO}_2$ , кристаллического  $c\text{-Si}$ ).

( $\sim 340 \text{ nm}$ ), полностью подобны спектру аморфного  $\text{SiO}_2$ . Вновь исключение составляет РЭС  $\text{Si } L_{2,3}$ -спектр при  $U = 2 \text{ keV}$  для имплантированного образца — здесь наблюдается несколько более высокая интенсивность  $D$ -полосы и чуть большая ее ширина, т.е. аналогично эталону  $c\text{-SiO}_2$  по сравнению с эталоном  $a\text{-SiO}_2$ . Подобное изменение спектральных параметров может быть связано с частичной рекристаллизацией 500 нм образца как за счет ЭБД, так и/или за счет термического отжига (см. раздел 2).

#### 4. Заключение

После имплантации ионов  $\text{Si}^+$  в 20 нм пленку  $a\text{-SiO}_2$ , нанесенную термическим окислением на массивную подложку  $c\text{-Si}$  на границе раздела фаз диэлектрик-полупроводник, обнаружено формирование композитного переходного (буферного) слоя, состоящего из нестехиометрических кластеров  $\text{SiO}_x$  и кислородно-дефицитных центров ODC, и произведена оценка его ширины. Установлено структурное упорядочение аморфной

20 нм пленки диоксида кремния благодаря ЭБД. В случае 500 нм пленки диоксида выявлены лишь слабые изменения формы рентгеновских эмиссионных спектров, которые объяснены длительным термическим отжигом толстопленочного образца.

#### Список литературы

- [1] Н.Н. Герасименко, Ю.Н. Пархоменко. Кремний — материал нанoeлектроники. Техносфера, М. (2007). 352 с.
- [2] Д.А. Зацепин, Е.С. Яненко, Э.З. Курмаев, В.М. Черкашенко, С.Н. Шамин, С.О. Чолах. ФТТ **48**, 204 (2006).
- [3] S.V. Ovsyannikov, V.V. Shchennikov, Jr., V.V. Shchennikov, Y.S. Ponosov, I.V. Antonova, S.V. Smirnov. Physica B **403**, 3424 (2008).
- [4] B.L. Oksengendler, N.N. Turaeva. Rad. Effects Defects Solids **162**, 69 (2007).
- [5] V.I. Sugakov. Lectures in synergetics. World Scientific, Singapore (1998). 207 p.
- [6] S. Gangopadhaya, G.C. Hadjipanayis, S.I. Shan, C.M. Sorensen, K.J. Klabunde, V. Papaefthymiou, A. Kostikas. J. Appl. Phys. **70**, 5888 (1991).
- [7] Э.З. Курмаев, В.М. Черкашенко, Л.Д. Финкельштейн. Рентгеновские спектры твердых тел. Наука, М. (1988). 162 с.
- [8] D.A. Zatsepin, V.R. Galakhov, B.A. Gizhevskii, E.Z. Kurmaev, V.V. Fedorenko, A.A. Samokhvalov, S.V. Naumov. Phys. Rev. B **59**, 211 (1999).
- [9] R.G. Wilks, E.Z. Kurmaev, J.C. Pivin, A. Hunt, M.V. Yablonskikh, D.A. Zatsepin, A. Mowes, S. Shin, P. Palade, G. Principi. J. Phys.: Cond. Matter **17**, 7023 (2005).
- [10] Д.А. Зацепин, Э.З. Курмаев, И.Р. Шеин, В.М. Черкашенко, С.Н. Шамин, С.О. Чолах. ФТТ **49**, 72 (2007).
- [11] Д.А. Зацепин, И.Р. Шеин, Э.З. Курмаев, В.М. Черкашенко, С.Н. Шамин, Н.А. Скориков, А.Д. Yadav, S.K. Dubey. ФТТ **50**, 142 (2008).
- [12] Д.А. Зацепин, В.С. Кортов, Э.З. Курмаев, Н.В. Гаврилов, R. Wilks, A. Moewes. ФТТ **50**, 2225 (2008).
- [13] Y. Ishikawa, N. Shibata, S. Fukatsu. Thin Solid Films **294**, 227 (1997).
- [14] R. Salh, A. von Czarnowski, H.-J. Fitting. J. Non-Cryst. Solids. **353**, 546 (2007).
- [15] K. Kutsuki, T. Ono, K. Hirose. Sci. Technol. Adv. Mater. **8**, 204 (2007).
- [16] H.-J. Fitting, T. Barfels, A.N. Trukhin, B. Schmidt, A. Gulans, A. von Czarnowski. J. Non-Cryst. Solids **303**, 218 (2002).
- [17] E.Z. Kurmaev, V.V. Fedorenko, S.N. Shamin, A.V. Postinikov, G. Wiech, Y. Kim. Phys. Scripta **41**, 288 (1992).
- [18] E.Z. Kurmaev, V.R. Galakhov, S.N. Shamin. Critical Rev. Solid State Mater. Sci. **23**, 65 (1998).
- [19] R.S. Crisp. J. Phys. F **13**, 1325 (1983).
- [20] J. Klima. J. Phys. C **3**, 70 (1970).
- [21] K. Hirose, H. Nohira, K. Azuma, T. Hattori. Progr. Surf. Sci. **82**, 3 (2007).
- [22] А.Ф. Зацепин, С. Касчиева, Д.Ю. Бирюков, С.Н. Дмитриев, Е.А. Бунтов. ЖТФ **79**, 2, 155 (2009).
- [23] В.А. Гриценко. УФН **178**, 727 (2008).
- [24] G.S. Chang, K.H. Chae, C.N. Whang, E.Z. Kurmaev, D.A. Zatsepin, R.P. Winarski, D.L. Ederer, A. Moewes, Y.P. Lee. Appl. Phys. Lett. **74**, 522 (1999).
- [25] J.F. Ziegler, J.P. Biersack, M.D. Ziegler. The stopping and range of ions in matter. Electronic manual for SRIM-program, www.srim.org/SRIM Book.htm