

Формирование и „белая“ фотолюминесценция нанокластеров в пленках SiO_x , 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[†]

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

(Получена 8 апреля 2010 г. Принята к печати 20 апреля 2010 г.)

Приведены экспериментальные данные по ионному синтезу нанокомпозитных слоев с углеродсодержащими кластерами и нанокристаллами Si при облучении пленок нестехиометрического оксида кремния SiO_x ионами углерода с последующим высокотемпературным отжигом. Показано, что при достаточно больших дозах C^+ пленки обладают фотолюминесценцией в области спектра, охватывающей весь видимый диапазон и ближнюю инфракрасную область. Формирование указанных кластеров и нанокристаллов подтверждается методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, причем распределение углерода практически воспроизводит расчетный профиль пробега ионов, т. е. отсутствует заметное диффузионное перераспределение этого элемента. Предложена качественная модель слоистого строения ионно-синтезированных структур.

1. Введение

Одним из новых применений ионной имплантации является ионно-лучевой синтез светоизлучающих нанокристаллов в широкозонных диэлектрических матрицах. Это направление весьма актуально для опто- и нанoeлектроники, в частности, в связи с возможностью включения кремния (непрямозонного материала) в число светоизлучающих полупроводников. Большинство работ в данной области относится к формированию в слоях SiO_2 нанокристаллов Si, люминесцирующих за счет квантово-размерного эффекта в красной и ближней инфракрасной областях (1.4–1.8 эВ) [1]. Сдвиг полосы люминесценции в коротковолновую часть видимого спектра (область энергий фотонов более 2 эВ), принципиально возможный при уменьшении размеров квантовых точек Si [2], в случае поверхностно-окисленных нанокристаллов Si ограничивается захватом возбужденных носителей на поверхностные состояния, энергия которых не зависит от размера нанокристаллов [1,3]. Между тем, практический интерес представляет создание наноструктурированных систем на основе кремния и SiO_2 , люминесценция которых перекрывала бы весь видимый диапазон („белая“ люминесценция). Такой интерес связан с получением не только непосредственно люминесцирующих в этом диапазоне материалов, но и сенситизаторов других излучателей, например, оптически активных ионов.

В ряде работ [4–7] показано, что совместная ионная имплантация углерода и кремния в пленки SiO_2 с последующим отжигом позволяет формировать нанокристаллы или нанокластеры SiC (*nc*-SiC), люминесцирующие в фиолетовой, синей и зеленой областях спектра, а также нанокристаллы Si (*nc*-Si), обладающие люминесценцией в красном и ближнем инфракрасном диапазонах. Известно также [8–11], что при высокотемпературном отжиге нестехиометрического оксида кремния (SiO_x , $x < 2$) нанокристаллы Si формируются в результате разделения

фаз в условиях избытка кремния. Поэтому следовало ожидать, что внедрение атомов углерода в слои SiO_x и последующий отжиг при соответствующих условиях приведут к образованию совокупности углеродсодержащих и кремниевых нанокластеров (нанокристаллов), обеспечивающих фотолюминесценцию (ФЛ) в широком диапазоне видимой области спектра.

В данной работе исследованы ФЛ, распределение элементов и их химические связи в слоях SiO_2 с нанокластерами Si_xC_y , синтезированных путем ионной имплантации углерода в исходно нестехиометрические слои SiO_x на кремнии. Основная цель работы — расширение спектрального диапазона ФЛ по сравнению с методами создания нанокомпозиций путем ионной имплантации Si^+ в стехиометрические слои SiO_2 , а также путем разделения фаз в исходно нестехиометрическом оксиде SiO_x .

2. Методика эксперимента

Исходная пленка нестехиометрического оксида SiO_x наносилась на подложки Si КДБ-0.005 путем термического испарения в вакууме порошка SiO с использованием серийной вакуумной установки ВУ-1А. Подложка при осаждении нагревалась до температуры 250°C. Остаточное давление в камере перед напылением составляло $8 \cdot 10^{-4}$ Па. По данным спектроскопической эллипсометрии, толщина пленки составила ~ 300 нм, а показатель преломления 1.85, что близко к показателю преломления пленок монооксида SiO.

Имплантация ионов C^+ с энергией 40 кэВ проводилась на ионно-лучевой установке ИЛУ-3 с дозами $6 \cdot 10^{16}$, $9 \cdot 10^{16}$ и $1.2 \cdot 10^{17}$ см⁻². При данной энергии распределение пробега ионов углерода локализовано в пределах толщины пленки SiO (в соответствии с расчетами по программе TRIM [12]). При этом в приповерхностной и прилегающей к подложке частях пленки концентрация внедренного углерода существенно ниже,

[†] E-mail: tetelbaum@phys.unn.ru

чем в максимуме профиля, и в этих областях ожидается формирование нанокристаллов Si. Последующий отжиг в атмосфере азота проводился в течение 2 ч при температуре 1100°C. Режим отжига был выбран из следующих соображений. В соответствии с [9–11] данный термический бюджет обеспечивает разделение фаз и кристаллизацию нановключений Si при отжиге нестехиометрических слоев SiO_x (формирование системы SiO₂:nc-Si), что важно для получения ФЛ в красном и ближнем ИК диапазонах спектра. В то же время он достаточен для формирования фазы SiC при совместной имплантации Si⁺ + C⁺ в стехиометрический оксид SiO₂ [5]. Сказанное, конечно, не гарантировало оптимальности режима отжига для нашего случая, так что об удачности его выбора можно судить лишь по конечному результату (см. далее).

ФЛ измерялась при комнатной температуре в диапазоне длин волн 350–800 нм. Измерения проводились при возбуждении импульсным азотным лазером на длине волны 337 нм (период возбуждения импульсов ~ 26 Гц, длительность импульсов ~ 10 нс, энергия в импульсе ~ 30 мкДж, мощность в импульсе ~ 3 кВт). Оптическая схема включала длиннофокусную линзу, фокусирующую лазерный пучок на образце (диаметр пятна ~ 1 мм), конденсор, собирающий излучение ФЛ на входной щели монохроматора SP-150 (Acton Research Corp.), и фотоумножитель R928 (Hamamatsu). Истинная форма спектров ФЛ была восстановлена с учетом спектральной чувствительности оптической схемы.

Для изучения химического состава и состояния элементов в наноструктурированных слоях применялся метод рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Измерения выполнялись на сверхвысоковакуумной (давление 10⁻¹¹ Торр) установке Omicron Multiprobe S с использованием источника характеристического излучения MgK_α (1254 эВ). Площадь сбора электронов с поверхности образца составляла 3 × 3 мм². Регистрация спектра производилась в электронно-счетном режиме с помощью вторично-электронных умножителей. Анализатор энергий работал в режиме постоянной энергии пропускания для получения электронного спектра с постоянным абсолютным разрешением 0.3 эВ. Для очистки поверхности и получения информации для разных глубин проводилось ионное травление Ag⁺ с энергией до 5 кэВ.

3. Экспериментальные результаты

Данные по ФЛ до и после отжига пленок SiO_x, подвергнутых ионной имплантации C⁺ с различными дозами, приведены на рис. 1. Исходная пленка SiO_x характеризуется наличием широкой полосы ФЛ с максимумами при 450 и 650 нм (рис. 1, *a*, кривая 1). В соответствии с литературными данными [13–18] эта ФЛ связана с излучением одновременно нескольких типов дефектных центров в пленке нестехиометрического ок-

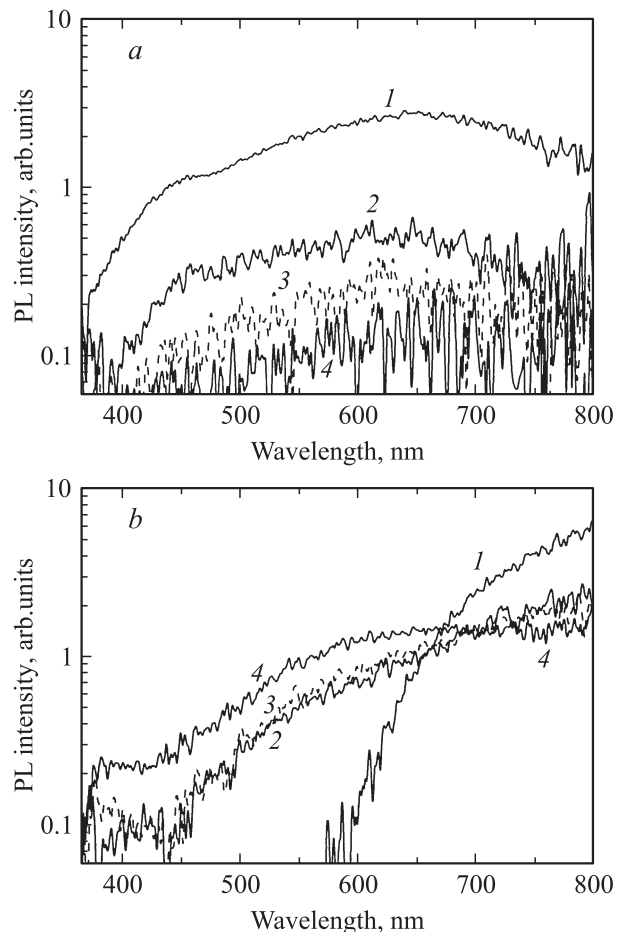


Рис. 1. Спектры ФЛ необлученной пленки SiO_x (кривая 1) и пленок SiO_x, облученных C⁺ с дозами $6 \cdot 10^{16}$ (кривая 2), $9 \cdot 10^{16}$ (кривая 3) и $1.2 \cdot 10^{17}$ см⁻² (кривая 4), до отжига (*a*) и после отжига (*b*) при температуре 1100°C.

сида — нейтральных кислородных вакансий и парамагнитных центров типа немостикового атома кислорода (non-bridging oxygen hole center). Высокотемпературный отжиг приводит к полному гашению „дефектной“ ФЛ в коротковолновой области и появлению полосы в области 600–800 нм (рис. 1, *b*, кривая 1), характерной для межзонных излучательных переходов между уровнями размерного квантования в нанокристаллах (квантовых точках) Si с размерами 3–6 нм [1,2,19]. Это свидетельствует о том, что при отжиге происходит фазовое разделение SiO_x на стехиометрический оксид SiO₂ и элементарный Si (в соответствии с известной реакцией: $2\text{SiO}_x \rightarrow x\text{SiO}_2 + (2-x)\text{Si}$), при этом по крайней мере часть Si выделяется в виде нанокристаллов Si с указанными размерами. Большая ширина полосы ФЛ свидетельствует о значительной дисперсии нанокристаллов по размерам, что можно объяснить пространственными флуктуациями состава исходного слоя SiO_x (в нанометровом масштабе) [20].

Облучение пленок SiO_x ионами C⁺ (без отжига) вызывает последовательное (с ростом дозы) ослабление

„дефектной“ ФЛ (рис. 1, *a*), очевидно, за счет накопления в слое безызлучательных дефектов радиационного происхождения. При последующем отжиге (рис. 1, *b*) ФЛ в области 600–800 нм, связанная с нанокристаллами Si, в облученных C⁺ пленках сохраняется, хотя и в ослабленном по сравнению с необлученными пленками виде. Наряду с этим возникает также ФЛ в остальной части видимого диапазона и, кроме того, выделяется самостоятельный пик на границе ультрафиолетовой области с максимумом 390–410 нм. Максимальная интегральная интенсивность ФЛ достигается при наибольшей дозе углерода ($1.2 \cdot 10^{17}$ см⁻²).

В нашем случае ФЛ при длинах волн менее 700 нм может быть обусловлена несколькими источниками: мелкими нанокристаллами Si (с размерами менее 3 нм) или некристаллическими кластерами Si (см., например, [8,9,20–22]); углеродсодержащими дефектными комплексами [4,23]; нанокластерами (фазовыми преципитатами), в состав которых входят кремний и углерод [4–7,24]. Обсудим каждую из этих возможностей.

Уменьшение среднего размера нанокристаллов Si в пленках SiO₂ при внедрении углерода (в хвостах профиля его распределения) было экспериментально обнаружено ранее [6]. Объяснить этот факт можно, например, тем, что атомы углерода, расположенные по границам нанокристаллов с матрицей, затрудняют присоединение к ним новых атомов кремния, т.е. стабилизируют мелкие кластеры. Кроме того, малые по размеру углеродные атомы создают в матрице области локальных напряжений — центры преципитации кремния, а увеличение концентрации таких центров может также приводить к уменьшению средних размеров преципитатов. Растворение атомов углерода в нановключениях Si тормозит их кристаллизацию (ранее этот эффект наблюдался для ионно-аморфизованного объемного кремния [25]), что вызывает увеличение доли аморфных кластеров Si, также ответственных за более коротковолновую ФЛ (по сравнению с ФЛ нанокристаллов Si) [8,9,20]. Таким образом, возрастание разброса нанокристаллов кремния по размеру (со стороны малых размеров) и наличие аморфных нанокластеров Si в облученных углеродом и затем отожженных образцах могут давать вклад в появление плеча ФЛ при ~ 600 нм (рис. 1, *b*, кривые 2–4). Однако ни то ни другое не объясняет ФЛ при меньших длинах волн.

Одними из „кандидатов“ на роль источника коротковолнового излучения являются дефекты в матрице SiO_x. Как видно из рис. 1, в пленках SiO_x без углерода люминесцирующие дефектные центры, описанные выше, полностью отжигаются. Однако для облученных углеродом пленок, вообще говоря, нельзя исключать наличия более сложных дефектных комплексов, в состав которых входят атомы Si, C и O, даже после высокотемпературного отжига. Подобная интерпретация „белой“ ФЛ пленок SiO₂, имплантированных кремнием и углеродом, была представлена в ранних работах [4,23],

но не подкреплена прямыми экспериментальными свидетельствами. Данные [4] позволяют сделать вывод, что этот случай скорее всего реализуется при низкой концентрации избыточного кремния (в частности, при имплантации углерода в стехиометрические пленки SiO₂) и при относительно низких температурах отжига (800°C и ниже). Формирование комплексов из атомов Si, C, O фактически есть начальная стадия образования фазы оксикарида, стабильность которой маловероятна в наших условиях, а именно в условиях больших и примерно равных концентраций избыточного кремния и внедренного углерода, поскольку энергия связи атомов в оксикариде всегда меньше, чем для фаз SiC и SiO₂ [24]. В качестве косвенного подтверждения можно привести наши данные по спектроскопии электронного парамагнитного резонанса [7], которые показали, что отжиг при 1100°C одинаково эффективно „залечивает“ известные парамагнитные дефекты как в пленках SiO₂:Si⁺, так и в пленках SiO₂:Si⁺:C⁺ и не приводит к появлению новых дефектных центров, связанных с углеродом.

Третья возможность заключается в том, что при отжиге обогащенных кремнием и углеродом оксидных слоев, полученных методом совместной имплантации Si⁺ и C⁺ в SiO₂ [4–7] или методом осаждения [24], атомы углерода и кремния не только связаны в атомные комплексы, но образуют фазовые включения (кластеры), люминесцирующие в широкой области длин волн (300–700 нм) в зависимости от конкретного состава и размера кластеров. Просвечивающая электронная микроскопия высокого разрешения подтверждает наличие после отжига в имплантированном C⁺ слое аморфных углеродсодержащих нанокластеров с размерами до 5 нм [6,7] и даже нанокристаллов 6H-SiC [5]. При этом часть имплантированного углерода формирует аморфные кластеры элементарного углерода с характером связей, свойственным графиту [6] или алмазу [7], обладающие оптической щелью в интересующем нас диапазоне энергий фотонов [26]. Основываясь на этих данных и на обнаружении связей C–C и C–Si в наших пленках (см. далее), можно утверждать, что по крайней мере часть люминесцентных центров, светящихся при длинах волн менее 700 нм, также представляют собой фазовые включения, близкие по составу к SiC и C.

Поскольку кластеры Si_xC_y формируются вследствие реакции между внедряемым углеродом и избыточным кремнием, можно было ожидать, что с ростом дозы C⁺ интенсивность ФЛ от нанокристаллов Si (в области длин волн более 700 нм) будет снижаться за счет формирования Si_xC_y. Однако эксперимент показывает, что интенсивность ФЛ в длинноволновой области спектра мало изменяется в рассмотренном интервале доз, в то время как интенсивность в коротковолновой области существенно возрастает (обратим внимание на логарифмический масштаб по оси ординат на рис. 1). Это объясняется тем, что, во-первых, часть внедренного C входит в состав кластеров элементарного углерода, во-вторых, распределение пробегов C⁺ имеет колоколообразную

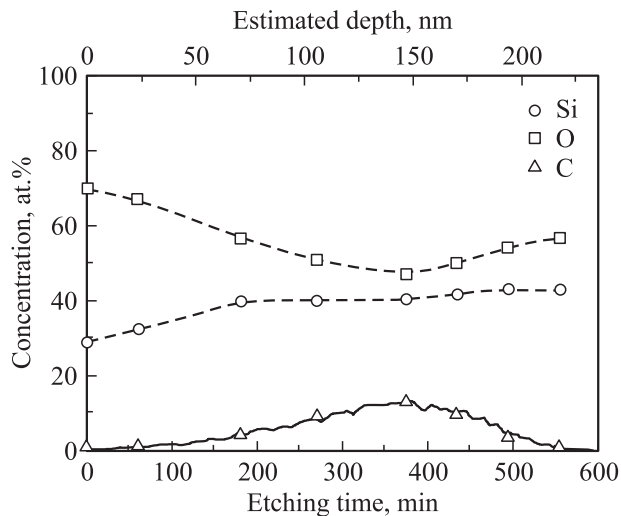


Рис. 2. Распределения атомов Si, O и C в пленке SiO_x, облученной C⁺ с дозой $1.2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, после отжига при 1100°C по данным РФЭС. Сплошной линией показано расчетное распределение пробегов ионов C⁺. Штриховые линии приведены для удобства восприятия.

форму, так что на глубинах, где концентрация углерода низка, формирование кластеров Si_xC_y и, следовательно, обеднение кремнием при имплантации практически не происходит. Последнее свидетельствует в пользу слабого диффузионного размытия распределения имплантированного углерода при использованных режимах отжига и согласуется с данными [5] для случая совместной имплантации Si⁺ и C⁺ в SiO₂.

Для получения информации о химическом и фазовом составе, а также о распределении компонентов в имплантированных пленках применен метод РФЭС с послойным ионным травлением. Спектры РФЭС записывались и анализировались в трех диапазонах энергий связи атомов кремния (Si 2*p*), углерода (C 1*s*) и кислорода (O 1*s*) (90–115, 275–295 и 520–545 эВ соответственно).

Прежде чем представить данные о фотоэлектронных спектрах (см. далее), целесообразно сначала обсудить результаты исследования распределений полных концентраций указанных элементов по глубине. Зависимости концентраций Si, C и O от времени ионного травления на примере отожженной пленки, предварительно облученной C⁺ с дозой $1.2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, приведены на рис. 2. Видно, что углерод распределен неоднородно, а совмещение его распределения с профилем распределения пробегов C⁺, рассчитанным по программе TRIM [12], демонстрирует удовлетворительное согласие для формы профиля. Это позволяет оценить глубины (см. значения на верхней оси абсцисс рис. 2), соответствующие значениям времени травления, и перейти от времен травления к шкале глубин. Соответствие экспериментальных и расчетных распределений имплантированного углерода было найдено и для меньших доз. Это подтверждает

отмеченный выше факт отсутствия (в пределах погрешностей) диффузионного расплывания профилей, а также заметного расплывания пленок ионами углерода при использованных дозах.

Обращает на себя внимание (рис. 2) существенное отличие соотношений концентраций кремния и кислорода в поверхностном слое и в глубине пленки. Концентрации O и Si вблизи поверхности пленок составляют ~70 ат.% (O) и ~30 ат.% (Si), что соответствует стехиометрическому диоксиду кремния (SiO₂) и свидетельствует об окислении поверхностного слоя до глубин ~70 нм в остаточном кислороде, присутствующем в атмосфере отжига. Для максимального времени травления (глубина — 220 нм) концентрации кислорода и кремния близки к 60 и 40 ат.%, что дает стехиометрию оксида SiO_{1.5}, несколько отличную от номинальной стехиометрии использованного при осаждении порошка монооксида SiO. В общем случае при внедрении в бинарное соединение примеси (в данном случае углерода) естественно ожидать антикорреляции между профилем концентрации примеси и профилями, отражающими процентное содержание атомов основного вещества, а именно, в области, где локализован углерод, должно быть снижение относительной концентрации как кислорода, так и кремния. Если для кислорода это, по крайней мере приближенно, действительно наблюдается, то для кремния относительная концентрация на данных глубинах постоянна. По-видимому, данное обстоятельство обусловлено связыванием кремния с углеродом, что препятствует снижению его относительной концентрации и служит косвенным подтверждением формирования фазы Si_xC_y. Детальный анализ данных по профилям РФЭС будет являться предметом отдельного рассмотрения.

На рис. 3 приведены спектры РФЭС в диапазонах энергий, включающих энергии связи различных состояний для атомов кремния (Si 2*p*) и углерода (C 1*s*). Для наглядности штриховыми линиями отмечены литературные данные по энергиям связей [27–29]. Для образцов, имплантированных разными дозами C⁺, выявляются общие качественные закономерности изменения спектров по глубине.

На глубинах до ~70 нм в спектре кремния (Si 2*p*, рис. 3, *a*) обнаруживается только линия, обусловленная кремнием в составе SiO₂ (Si–O). Ее смещение относительно табличного значения (103.5 эВ) вызвано эффектом зарядки поверхности. По мере стравливания поверхностного оксидного слоя наряду с этой линией начинает проявляться линия, обусловленная связями атомов кремния в элементарном состоянии (Si–Si, табличное значение 99.4 эВ). При глубинах (107 и 147 нм) она сохраняется лишь в виде плеча в области 100–102 эВ. Это можно объяснить тем, что на таких глубинах кремний находится в частично окисленном состоянии (характерном для SiO_x), либо образованием связей Si–C (табличная энергия связи — 100.6 эВ). Свидетельство наличия связи Si–C присутствует также для спектра углерода C 1*s* (рис. 3, *b*): по мере травления появляется

линия 283–287 эВ. Последняя может быть обусловлена как связями C–C (284.7), так и связями C–Si (282.9 эВ). На глубинах более 147 нм линия C 1s ослабевает и затем сходит на нет. Положения линий Si 2p (рис. 3, а) для глубин свыше 171 нм характерны для двухфазной системы SiO₂:nc-Si [27]. Такое поведение спектров обусловлено тем, что на эти глубины проникает мало атомов углерода, и фазовое разделение приводит к формированию нанокристаллов (или нанокластеров) Si, погруженных в матрицу оксида кремния.

Анализ данных РФЭС позволяет построить следующую качественную модель (рис. 4) фазового состава пленки SiO_x (300 нм), имплантированной углеродом и отожженной при 1100°С. Внедренный при имплантации углерод распределяется в соответствии с профилем пробега ионов C⁺. В результате высокотемпературного отжига поверхностный слой пленки SiO_x доокисляется

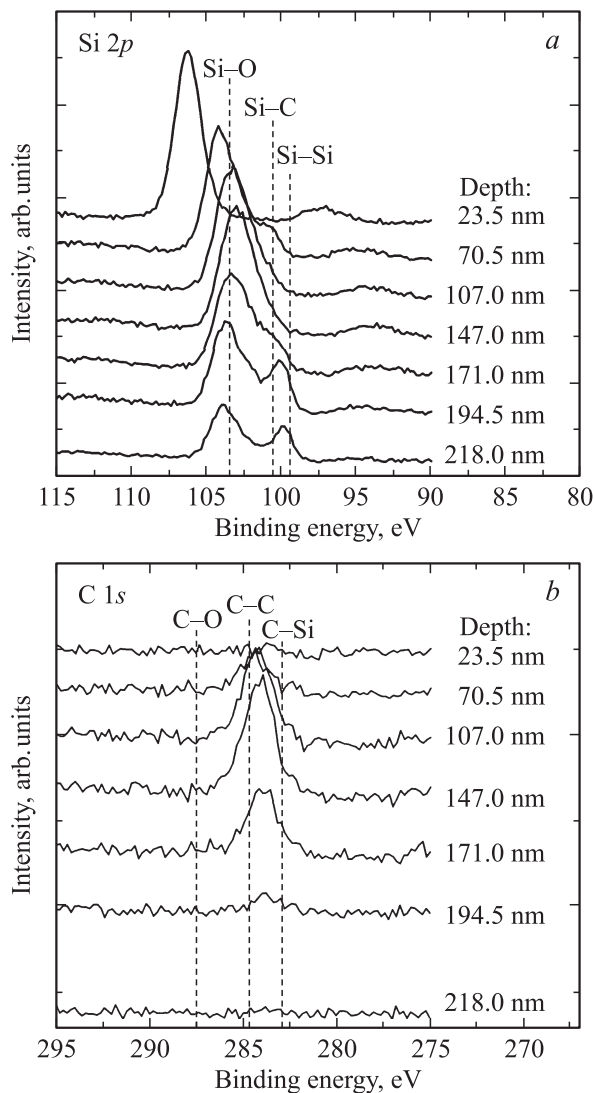


Рис. 3. Спектры РФЭС в диапазонах энергий связи Si 2p (а) и C 1s (б) на разных глубинах пленки SiO_x, облученной C⁺ с дозой $1.2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$, после отжига при 1100°С.

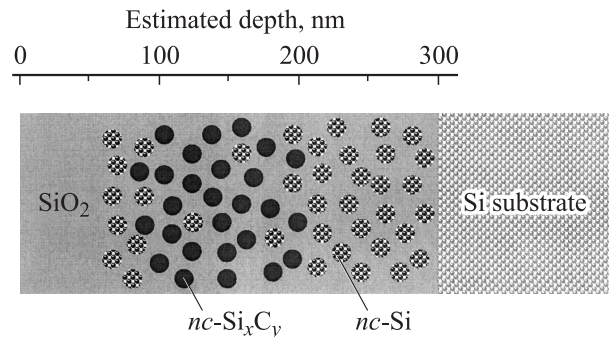


Рис. 4. Модельное изображение поперечного сечения пленки SiO_x, облученной C⁺, после отжига.

в остаточном кислороде, образуя диоксид кремния SiO₂. В областях с низкой концентрацией углерода (в хвостах профиля распределения) формируются лишь нанокристаллы или нанокластеры Si, окруженные оксидом кремния, который, вообще говоря, может иметь состав, отличный от стехиометрического, и содержать комплексы атомов Si–C, упомянутые выше. В области вблизи максимумов профиля ионов (100–170 нм) атомы углерода входят в состав фазовых включений Si_xC_y, близких по стехиометрии к SiC и C, которые дают основной вклад в ФЛ при длинах волн, меньших 700 нм. В частности, самостоятельный пик при 390–410 нм, скорее всего, относится к наноразмерным включениям стехиометрической фазы карбида кремния — либо гексагонального, либо кубического. Тогда сдвиг пика в синюю область по отношению к объемному материалу может являться следствием квантово-размерного эффекта [30,31].

Таким образом, имплантация углерода в пленку исходно нестехиометрического оксида кремния с последующим отжигом приводит к формированию слоистой структуры, обладающей ФЛ в широком диапазоне длин волн 350–800 нм. Источниками ФЛ служат центры Si_xC_y с различным составом и структурным состоянием: нанокристаллы Si типичного размера (3–5 нм), формирующиеся за пределами профиля распределения углерода; наноразмерные включения элементарных и смешанных фаз углерода и карбида кремния, расположенные вблизи максимума профиля; мелкие нанокристаллы или аморфные кластеры Si, а также комплексы из атомов Si, C, O, которые содержатся преимущественно в хвостах профиля углерода.

4. Заключение

Приведенные результаты демонстрируют возможность ионного синтеза углеродсодержащих нанокластеров и нанокристаллов Si при имплантации углерода в пленку нестехиометрического оксида кремния для получения ФЛ в широком спектральном диапазоне („белой“ ФЛ). Такой способ облегчает задачу ионного синтеза подобных наноконкомпозитных слоев, так как при

этом отпадает необходимость в имплантации ионов кремния. Оптимизация соотношения между пробегом ионов и толщиной пленки, а также выбора дозы позволяют регулировать форму спектра в желаемом направлении.

Работа выполнена частично в рамках АВЦП „Развитие научного потенциала высшей школы“, ФЦП „Научные и научно-педагогические кадры инновационной России“, гранта РФФИ (№ 08-03-00105) и гранта президента РФ (МК-185.2009.2).

Список литературы

- [1] B. Garrido, M. Lopez, A. Perez-Rodriguez, C. Garcia, P. Pellegrino, R. Ferre, J.A. Moreno, J.R. Morante, C. Bonafos, M. Carrada, A. Claverie, J. de la Torre, A. Souifi. Nucl. Instr. Meth. Phys. Res. B, **216**, 213 (2004).
- [2] В.А. Бурдов. ФТП, **36**, 1233 (2002).
- [3] M.V. Wolkin, J. Jorne, P.M. Fauchet, G. Allan, C. Delerue. Phys. Rev. Lett., **82**, 197 (1999).
- [4] J. Zhao, D.S. Mao, Z.X. Lin, B.Y. Jiang, Y.H. Yu, X.H. Liu, H.Z. Wang, G.Q. Yang. Appl. Phys. Lett., **73**, 1838 (1998).
- [5] O. Gonzalez-Varona, A. Perez-Rodriguez, B. Garrido, C. Bonafos, M. Lopez, J.R. Morante, J. Montserrat, R. Rodriguez. Nucl. Instr. Meth. Res. B, **161–163**, 904 (2000).
- [6] A. Perez-Rodriguez, O. Gonzalez-Varona, B. Garrido, P. Pellegrino, J.R. Morante, C. Bonafos, M. Carrada, A. Claverie. J. Appl. Phys., **94**, 254 (2003).
- [7] D.I. Tetelbaum, A.N. Mikhaylov, V.K. Vasiliev, A.I. Belov, A.I. Kovalev, D.L. Wainstein, Yu.A. Mendeleva, T.G. Finstad, S. Foss, Y. Golan, A. Osherov. Surf. Coat. Tech., **203**, 2658 (2009).
- [8] T. Inokuma, Y. Wakayama, T. Muramoto, R. Aoki, Y. Kurata, S. Hasegawa. J. Appl. Phys., **83**, 2228 (1998).
- [9] L.X. Yi, J. Heitmann, R. Scholz, M. Zacharias. Appl. Phys. Lett., **81**, 661 (2002).
- [10] K. Sato, T. Izumi, M. Iwase, Y. Show, H. Morisaki, T. Yaguchi, T. Kamino. Appl. Surf. Sci., **216**, 376 (2003).
- [11] 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, **1**, 33 (2007).
- [12] J.F. Ziegler. J. Appl. Phys., **85**, 1249 (1999).
- [13] L. Skuja. J. Non-Cryst. Sol., **149**, 77 (1992).
- [14] V.B. Sulimov, V.O. Sokolov. J. Non-Cryst. Sol., **191**, 260 (1995).
- [15] T. Bakos, S.N. Rashkeev, S.T. Pantelides. Phys. Rev. B, **70**, 075 203 (2004).
- [16] F. Meinardi, A. Paleari. Phys. Rev. B, **58**, 3511 (1998).
- [17] A. Zatsépin, V.S. Kortov, H.-J. Fitting. J. Non-Cryst. Sol., **351**, 869 (2005).
- [18] A.F. Zatsépin, V.S. Kortov, D.Yu. Biryukov. Phys. Status Solidi C, **4**, 789 (2007).
- [19] Д.И. Тетельбаум, А.Н. Михайлов, О.Н. Горшков, А.П. Касаткин, В.А. Бурдов, А.В. Ершов, А.И. Белов, Д.А. Камбаров, В.К. Васильев, А.И. Ковалев, Д.Л. Вайнштейн, Д.М. Гапонова, R. Turan, S. Yerci, L. Pavesi, L. Ferraioli, T.G. Finstad, S. Foss. Нанотехника, **3**, 36 (2006).
- [20] H. Rinnert, M. Vergnat, A. Burneau. J. Appl. Phys., **89**, 237 (2001).
- [21] U. Serincan, M. Kulakci, R. Turan, S. Foss, T.G. Finstad. Nucl. Instr. Meth. B, **254**, 87 (2007).
- [22] Г.А. Качурин, А.Ф. Лейер, К.С. Журавлев, И.Е. Тыщенко, А.К. Гутаковский, В.А. Володин, В. Скорупа, Р.А. Янков. ФТП, **32**, 1371 (1998).
- [23] L. Rebohle, T. Gebel, H. Frob, H. Reuther, W. Skorupa. Appl. Surf. Sci., **184**, 156 (2001).
- [24] S.-Y. Seo, K.-S. Cho, J.H. Shin. Appl. Phys. Lett., **84**, 717 (2004).
- [25] S.S. Lau. J. Vac. Sci. Technol., **15**, 165 (1978).
- [26] L.J. Mitchell, F. Naab, O.W. Holland, J.L. Duggan, F.D. McDaniel. J. Non-Cryst. Sol., **352**, 2562 (2006).
- [27] Г.А. Качурин, С.Г. Яновская, В.А. Володин, В.Г. Кеслер, А.Ф. Лейер, М.-О. Ruault. ФТП, **36**, 685 (2002).
- [28] X.L. Wu, Y. Gu, S.J. Xiong, J.M. Zhu, G.S. Huang, X.M. Bao, G.G. Siu. J. Appl. Phys., **94**, 5247 (2003).
- [29] M. Wang, D. Yang, D. Li, Zh. Yuan, D. Que. J. Appl. Phys., **101**, 103 504 (2007).
- [30] J.S. Shor, L. Bemis, A.D. Kuttz, I. Grimberg, B.Z. Weiss, M.F. MacMillian, W.J. Choyke. J. Appl. Phys., **76**, 4045 (1994).
- [31] D.H. Feng, Z.Z. Xu, T.Q. Jia, X.X. Li, S.Q. Gong. Phys. Rev. B, **68**, 035 334 (2003).

Редактор Л.В. Беляков

Formation and „white“ photoluminescence of nanoclusters in carbon-ion-implanted SiO_x films

A.I. Belov, A.N. Mikhaylov, D.E. Nikolitchev, A.V. Boryakov, A.P. Sidorin, A.P. Gratchev, A.V. Ershov, D.I. Tetelbaum

Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, 603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract Experimental data on ion synthesis of nanocomposite layers containing carbon-rich clusters and Si nanocrystals at carbon ion implantation into silicon suboxide SiO_x films followed by high-temperature annealing are reported. It is shown that, at relatively high C⁺ doses, the films reveal photoluminescence covering the whole visible and near infrared spectral ranges. Formation of the clusters and nanocrystals is confirmed by the X-ray photoelectron spectroscopy. The carbon distribution is found to almost reproduce the calculated ion profile, i.e. the noticeable diffusion redistribution of the implanted specie is absent. The qualitative model of the layered composition of the ion-synthesized nanostructures is proposed.