

03,13

## Особенности и механизмы фотолюминесценции наноструктурированных пленок карбида кремния, выращиваемых на кремнии в вакууме

© Л.К. Орлов<sup>1</sup>, Э.А. Штейнман<sup>2</sup>, Н.Л. Ивина<sup>3</sup>, В.И. Вдовин<sup>4</sup><sup>1</sup> Институт физики микроструктур РАН,  
Нижний Новгород, Россия<sup>2</sup> Институт физики твердого тела РАН,  
Черноголовка, Московская обл., Россия<sup>3</sup> Волго-Вятская государственная академия госслужбы,  
Нижний Новгород, Россия<sup>4</sup> Междисциплинарный региональный центр „Нанотехнологии“  
Санкт-Петербургского государственного университета,  
Санкт-Петербург, Россия

E-mail: orlov@ipm.sci-nnov.ru

(Поступила в Редакцию в окончательном виде 19 января 2011 г.)

Обсуждаются светоизлучающие свойства пленок кубического карбида кремния, полученных методом вакуумной газофазной эпитаксии на подложках кремния (100) и (111) в условиях пониженных ростовых температур ( $T_{gr} \sim 900-700^\circ\text{C}$ ). Структурные исследования показывают нанокристаллическую структуру и одновременно однородность фазового состава выращенных пленок 3C-SiC. Спектры фотолюминесценции данных структур при возбуждении электронной подсистемы гелий-кадмиевым лазером ( $\lambda_{exc} = 325\text{ nm}$ ) характеризовались достаточно интенсивной полосой излучения с максимумом, сдвинутым в ультрафиолетовую ( $\sim 3\text{ eV}$ ) область спектрального диапазона. Обнаружено, что интегральная кривая фотолюминесценции при низких температурах измерения расщепляется на совокупность лоренцевых компонент. Обсуждается их взаимосвязь с особенностями кристаллической структуры выращиваемых слоев карбида кремния.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 08-02-00893, 08-02-00065 и 08-02-97017р-„поволжье“.

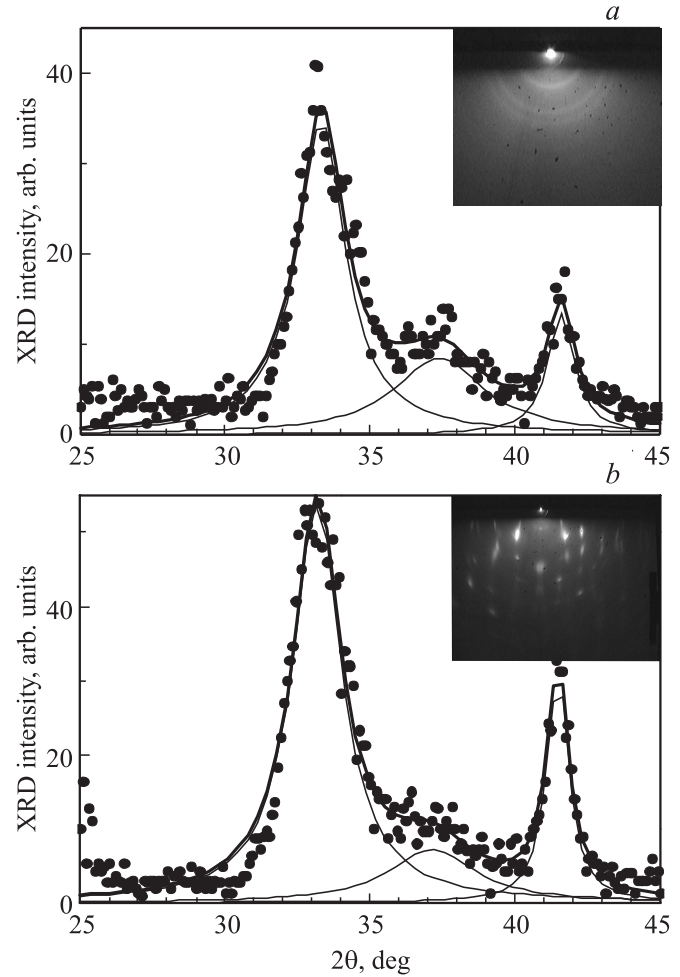
В связи с задачами оптоэлектроники, нацеленными на создание светоизлучающих источников широкого диапазона частот на базе материалов группы  $A^4B^4$ , в последние годы повысился интерес к люминесцентным свойствам пленок карбида кремния [1–9], получаемых в процессе как гомо-, так и гетероэпитаксии. В литературе одновременно предлагаются разнообразные пути модификации кристаллической структуры слоев карбида кремния с целью получения наноструктурированных композиций, в которых для сдвига линии люминесценции в синюю область оптического диапазона могли бы быть использованы квантово-размерные эффекты. К таким системам, в частности, можно отнести нанопористый карбид кремния, получаемый методами электрохимии [4–7]. Обсуждаются перспективы создания разнообразных композитных материалов, включающих в себя массивы квантовых точек (нанокристаллитов) [7,8] и квантовых проволок [9]. Повышение эффективности излучательной рекомбинации и расширение спектрального диапазона светоизлучающих элементов в область глубокого ультрафиолета с использованием наиболее распространенных гетерокомпозиций поликристаллический карбид кремния–кремний [3] могут быть достигнуты также за счет уменьшения размеров зерна поликристаллической пленки и явного проявления в нанокристаллитах структуры эффектов пространственного ограничения.

В настоящей работе с учетом представленной выше информации нами проанализировано влияние температурного фактора и технологических условий роста пленок на вид фотолюминесцентных спектров поликристаллических слоев кубического карбида кремния (3C-SiC), выращиваемых на подложках кремния Si(100) из смеси гидридов кремния и углеводородов методом вакуумной газофазной эпитаксии [10,11]. Уменьшение размера зерен поликристаллической пленки до нанометрового масштаба осуществлялось снижением температуры роста пленки от 1000 до 650°C. Из рассматриваемых далее структур образец № 810 выращивался при температуре  $T_{gr} \approx 660^\circ\text{C}$  в течение 210 min, образец № 803 при температуре  $T_{gr} \approx 700^\circ\text{C}$  в течение 150 min, образец № 802 при  $T_{gr} \approx 900^\circ\text{C}$  в течение 60 min. Уровень молекулярных потоков в вакуумной камере соответствовал парциальному давлению газов в реакторе установки в интервале от 0.003 до 1 mTorr. Низкие температуры гетероэпитаксии, с одной стороны, использовались для определения минимально возможной температуры карбидообразования в пленках кремния, с другой — для получения минимального (нанометрового масштаба) размера зерна в сращиваемых островках, формирующих сплошную карбидную пленку. Высокая степень рассогласованности кристаллических решеток кремния и карбида кремния в значительной степени облегчала

получение гетерокомпозиций с приемлемой толщиной (в несколько десятых долей микрометра) нанокристаллических пленок кубического карбида кремния даже в случае использования только одного источника углеродородов.

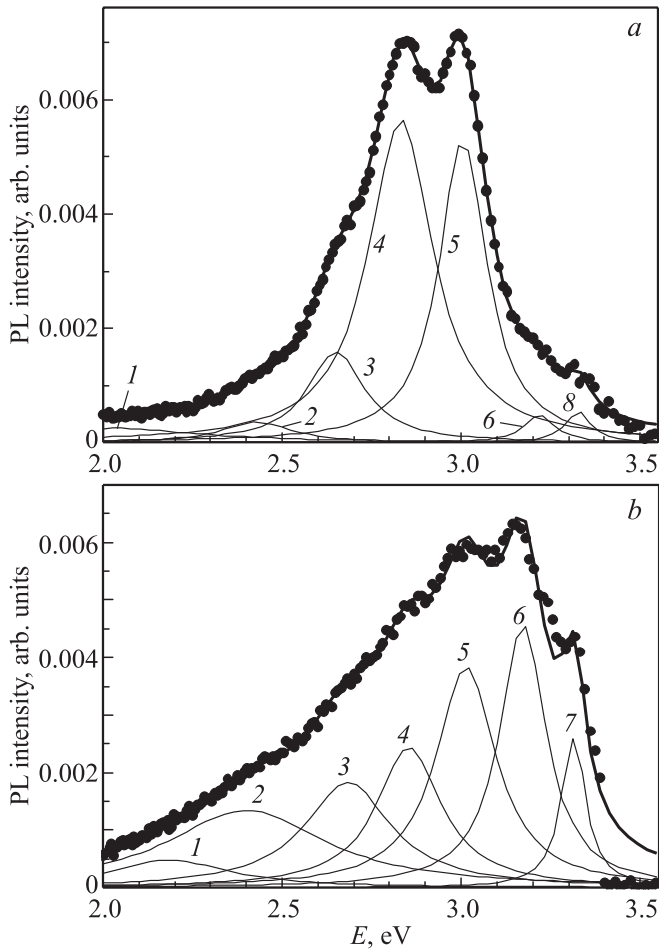
Светоизлучающие свойства полученных на кремнии поликристаллических текстурированных пленок кубического карбида кремния изучались нами в диапазоне температур от комнатной до гелиевой. Для возбуждения электронной подсистемы 3C-SiC-слоя использовалось излучение гелий-кадмиевого лазера с длиной волны 325 nm (3.81 eV). Применение стеклянного фильтра BC7 позволяло отсеять линию возбуждения и изучать наблюдаемые особенности в спектре фотолюминесценции в диапазоне длин волн выше 350 nm. Использование в эксперименте широкого диапазона температур измерений дало возможность выявить тонкую структуру спектральной полосы фотолюминесценции и проследить влияние температурного фактора на положение и ширину радиационных линий. Это, наряду с измерениями структурных и фазовых характеристик исследуемых пленок, позволило сделать определенные заключения о возможной природе и механизмах светоизлучающей комбинации в поликристаллических слоях кубического карбида кремния.

Особенностью проводимых нами низкотемпературных экспериментов являлась гетероэпитаксия слоев кубической фазы карбида кремния на кремнии с использованием в реакторе установки довольно больших потоков углеродсодержащих соединений, соответствующих в ряде случаев давлению порядка 1 mTorr. Традиционно формирование на первом этапе роста пленки газофазным методом монокристаллической карбидной фазы кремния ведется в диапазоне температур от 1000 [12] до 1400°C [13]. Более низкие температуры роста (порядка и менее 700°C) различными исследователями привлекаются в основном для выращивания структур со слоями тройного твердого раствора  $Si_{1-x-y}Ge_xC_y$  с использованием в качестве углеродсодержащих рабочих газов преимущественно элементоорганических соединений [14]. При этом, однако, не исключается и возможность формирования на поверхности кремния карбидного слоя [15]. Выращенные нами углеродсодержащие пленки кремния имели толщину от 18 nm для образца № 803 до 0.3 μm для образца № 810, что подтверждается данными вторичной ионной масс-спектрометрии. Последняя дает информацию и о характере распределения кремниевой и углеродной компонент в составе пленки по толщине структуры [11,16,17], а также о содержании в слое основных легирующих элементов, таких как азот, кислород и др. Согласно данным электронографических измерений (вставки на рис. 1), пленки карбида кремния толщиной несколько сотен нанометров, выращенные при высокой (выше 900°C) температуре, имели в большинстве случаев поликристаллическую (рис. 1, *a*) структуру. Пленки, полученные при пониженной (около 700°C) температуре, являлись в большинстве случаев



**Рис. 1.** Рентгенодифракционные спектры структур 3C-SiC/Si(100): образцы № 802 (*a*) и 803 (*b*). Точки — эксперимент, жирная линия — аппроксимация полученной дифрактограммы суммой лоренцианов, тонкие линии — аппроксимации отдельных экспериментальных пиков лоренцианами. На вставках показаны электронограммы приповерхностных слоев карбида кремния в соответствующих структурах.

текстурированными (рис. 1, *b*). Спектры рентгеновской дифракции практически для всех выращенных пленок, в том числе и полученных при низкой (около 700°C) температуре роста, показывали линии, соответствующие кубической фазе карбида кремния (рис. 1). Пики на углах  $2\theta$  в окрестности  $33.2^\circ$  соответствуют отражению рентгеновского излучения от плоскостей (200) подложечного кремния, пики на углах  $2\theta$  порядка  $41.5^\circ$  соответствуют отражению от плоскостей (200) кубического карбида кремния. Наблюдаемые в ряде случаев дополнительные слабо выраженные пики на кривых качания соответствуют, вероятнее всего, появлению в пленках микровключений более широкозонных фаз карбида кремния. Возможность формирования при пониженных температурах роста в пленках карбида кремния кроме кубической и других фаз подтверждается также данными электронографии. Измерения, проведенные на большом



**Рис. 2.** Спектры фотолюминесценции гетероструктур 3C-SiC/Si(100), полученных при пониженных температурах роста. *a* — образец № 810, *b* — образец № 803. Точки — эксперимент, жирная линия — аппроксимация наблюдаемой спектральной зависимости суммой лоренцианов, тонкие линии — лоренцианы, аппроксимирующие отдельные спектральные пики. Спектры получены при 10 (*a*) и 80 К (*b*) с использованием для накачки гелий-кадмиевого лазера ( $\lambda_{\text{exit}} = 325$  nm).

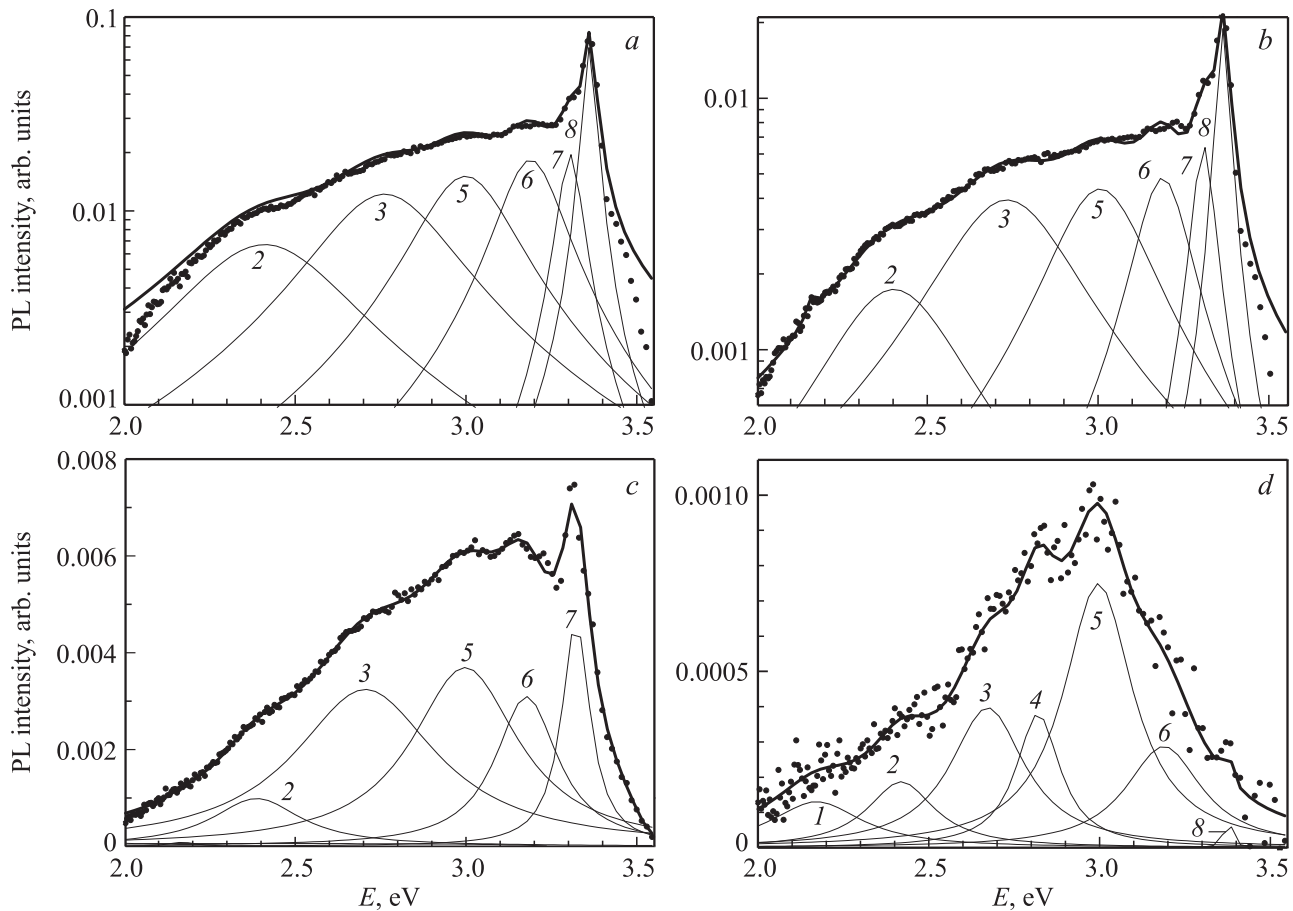
количестве образцов, выявили на электронограммах кроме рефлексов, отвечающих кубической фазе 3C-SiC, присутствие дополнительных колец, соответствующих отражению от плоскостей карбида кремния, находящегося в одной из ромбоэдрических (вероятнее всего 21R) фаз. Однако вклад этих фаз в общую кристаллическую структуру пленки относительно невелик.

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) двух представленных выше структур, полученные при 10 и 80 К с использованием гелий-кадмиевого лазера мощностью 5 mW, приведены на рис. 2. Наблюдаемая относительно широкая полоса излучения характеризуется максимумом, сдвинутым относительно края полосы поглощения кубической фазы карбида кремния в ультрафиолетовую область оптического диапазона частот. Фотолюминесценция в слоях карбида кремния в диапазоне длин волн 400–500 nm изучалась и ранее

(см. например, [2–9]), но измерения в подавляющем большинстве работ акцентировались на наблюдении излучательной рекомбинации в пленках при комнатной температуре. В настоящей работе с целью выявления тонких особенностей в спектре фотолюминесценции карбидных слоев и лучшего понимания механизмов излучательной рекомбинации основной упор делается на изучение их низкотемпературных светоизлучающих характеристик, так как интенсивность излучательных переходов в пленках заметно возрастала с понижением температуры. Анализ спектральных кривых показал, что наблюдаемая в эксперименте относительно широкая полоса излучения в диапазоне энергий от 2.4 до 3.5 eV распадается на совокупность лоренцевых компонент, описываемых зависимостями с максимумами при следующих значениях энергий (eV):  $E_1 = 2.03$  (2.19),  $E_2 = 2.43$  (2.44),  $E_3 = 2.65$  (2.68),  $E_4 = 2.83$  (2.85),  $E_5 = 3.00$  (3.01),  $E_6 = 3.22$  (3.17),  $E_7 = (3.31)$ ,  $E_8 = 3.33$  для образцов № 810 (№ 803). Линия с энергией 2.4 eV, близкой к ширине запрещенной зоны кубической фазы карбида кремния, соответствует непрямым оптическим переходам  $X_1^c - \Gamma_{15}^v$  и выражена в рассматриваемых образцах слабее других входящих в состав спектра линий.

Наибольший интерес в литературе проявляется к исследованию ультрафиолетовой фотолюминесценции пленок карбида кремния в интервале энергий  $\hbar\nu \approx 2.8 - 3.0$  eV. Фотолюминесценция, наблюдаемая в слоях карбида кремния, содержащих наноструктурированные элементы [2–9], в данном спектральном диапазоне имеет заметную интенсивность и при комнатной температуре, что представляет практический интерес. В нашем случае, показанном на рис. 2, отчетливо видно, что при низкой температуре спектральная полоса в указанном интервале частот дополнительно расщепляется на несколько лоренцевых компонент, доминирующими из которых для образцов № 810 (№ 803) являются линии с энергиями  $E_{4,5}$  ( $E_{5,6}$ ), характеризуемые шириной на полувысоте  $W_4 = 0.22$  (0.217) eV,  $W_5 = 0.162$  (0.208) eV,  $W_6 = 0.106$  (0.17) eV и силой осциллятора  $A_4 = 0.00195$  (0.00085),  $A_5 = 0.00135$  (0.00125),  $A_6 = 0.00008$  (0.00123).

Естественно связать наблюдаемую структуру линий в спектре ультрафиолетовой фотолюминесценции с фазовым составом слоев, в частности с ромбоэдрическими фазами, слабо проявляющимися в измерениях структурных параметров (рис. 1) пленок. Ширина запрещенной зоны различных фаз карбида кремния лежит в диапазоне от 2.4 eV для кубической 3C-фазы до 3.2 eV в гексагональной 4H-фазе [18]. Вклад в состав пленок микрокристаллических включений иной некубической фазы, однако, по данным рентгеноструктурного анализа (рис. 1) достаточно мал вследствие проведения технологических экспериментов в условиях довольно низких ростовых температур. Благодаря этому вполне можно было ожидать более низких значений для интенсивности



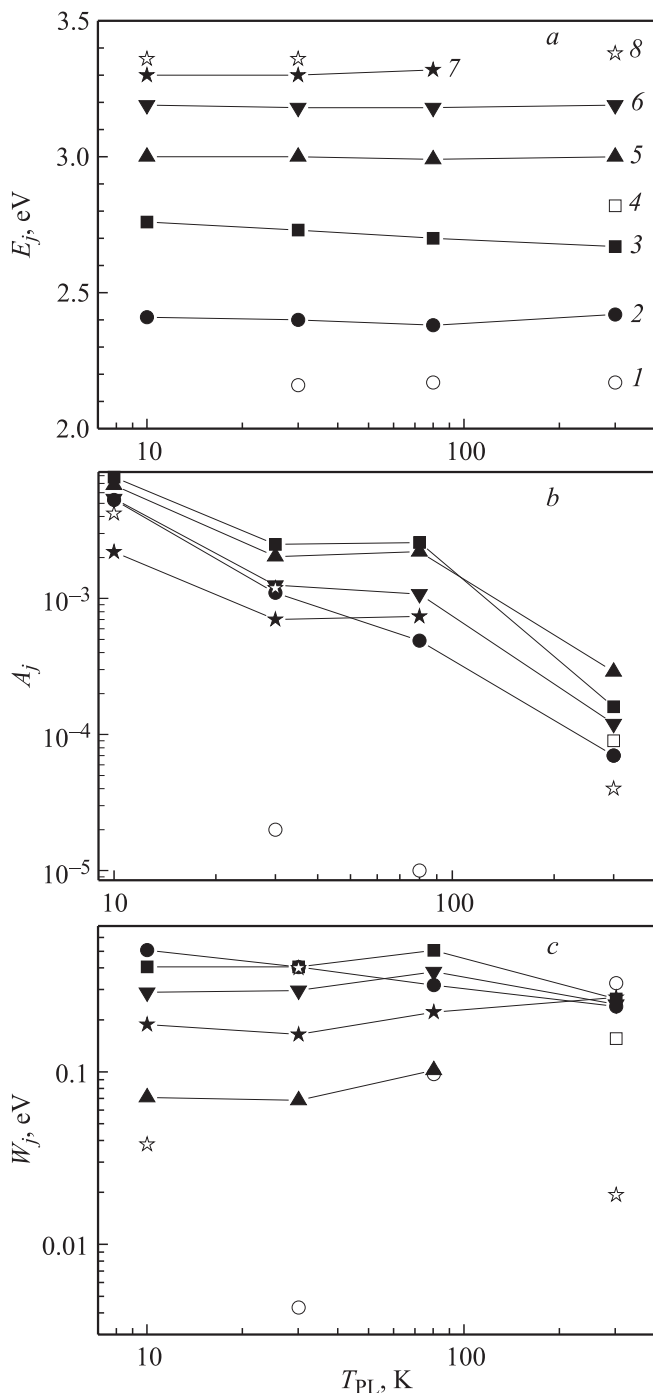
**Рис. 3.** Спектры фотолюминесценции образца 3C-SiC/Si(100) (№ 802), полученные при температурах  $T = 10$  (a), 30 (b), 80 (c), 300 К (d) с использованием в качестве накачки гелий-кадмиевого лазера. Точки — эксперимент, жирная линия — аппроксимация наблюдаемой спектральной зависимости суммой лоренцианов, тонкие линии — лоренцианы, аппроксимирующие отдельные спектральные пики.

(силы осцилляторов) высокоэнергетических ( $E_{4-6}$ ) линий по сравнению с интенсивностью линии  $E_2$ , соответствующей непрямым оптическим переходам на ширине запрещенной зоны микрокристаллитов кубической фазы карбида кремния. На практике, однако, наблюдается совершенно иная ситуация. Линия с энергией  $E_2$  из совокупности всех линий, образующих спектральную полосу фотолюминесценции рассматриваемых структур, характеризуется наименьшей силой осциллятора, что, в частности, следует из вида представленных на рис. 2 кривых.

В подавляющем большинстве вышеупомянутых работ [6–9] появление линии ФЛ в окрестности 3 eV предположительно связывалось со сдвигом линии  $E_2$  в ультрафиолетовую область спектра вследствие проявления эффекта размерного квантования в энергетическом спектре нанокристаллов, входящих в состав гетерокомпозиций 3C-SiC/Si. Уменьшение размера кристаллических частиц карбида кремния, входящих в состав пленки, вполне может сдвинуть максимум спектра излучения в сторону коротких волн за счет эффектов пространственного ограничения. Однако до последнего времени

надежные экспериментальные данные, подтверждающие проявление квантово-размерных эффектов в нанокристаллитах системы, насколько нам известно, отсутствовали. Ни в одной из известных работ (см., например, обзор [7]) не были представлены явные зависимости сдвига линии фотолюминесценции от размеров нанокристаллитов, входящих в состав образца. Поэтому нам представлялось достаточно важным провести более детальные исследования фотолюминесценции в выращенных нами структурах с целью выявления специфических особенностей в поведении исследуемых спектральных кривых, которые можно было бы связать с конкретными переходами электронов в энергетическом спектре системы.

Информацию о возможных механизмах излучательной рекомбинации в системе можно получить, анализируя температурные зависимости спектров фотолюминесценции. Анализ интенсивности (силы осцилляторов) отдельных линий, входящих в состав спектра излучения образца, показывает, что при низкой температуре их вклад может быть примерно одного порядка, обуславливая значительную ширину наблюдаемой полосы



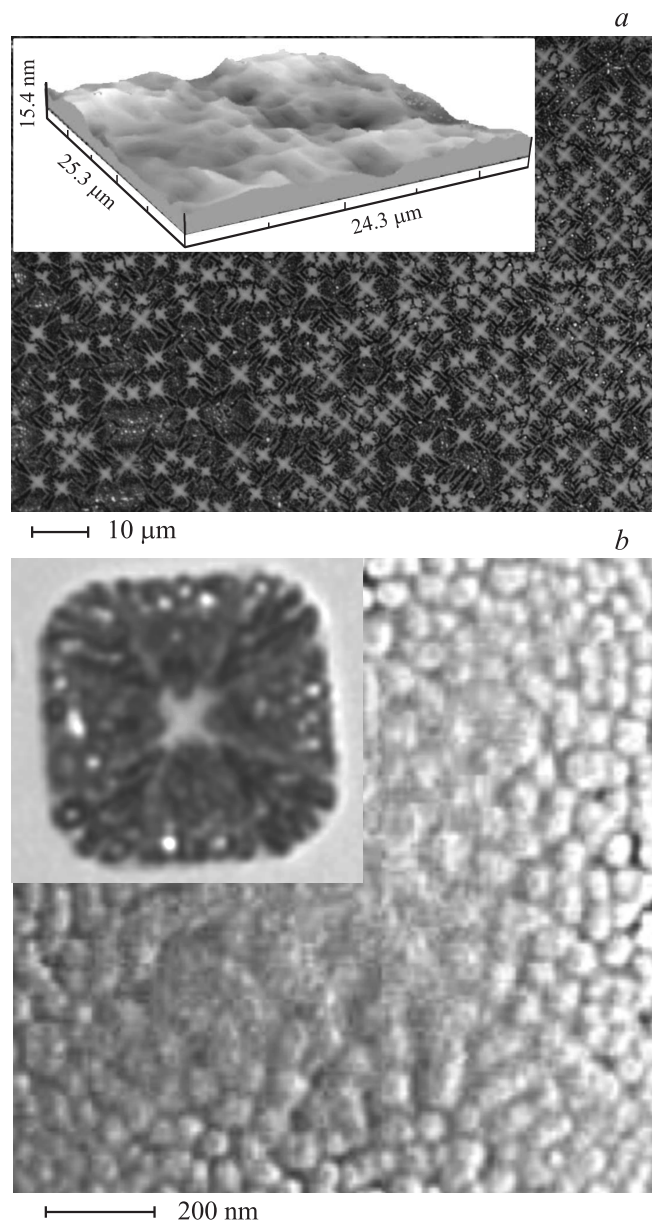
**Рис. 4.** Температурные зависимости положения  $E_j$  (a), мощности  $A_j$ , определяемой площадью под лоренцианом (b), и ширины  $W_j$  (на полувысоте соответствующего пика) (c) отдельных спектральных линий в спектре фотолюминесценции образца № 802 карбида кремния. Номера символов соответствуют номерам спектральных линий.

излучения (рис. 3, a, b). С повышением температуры общая интенсивность спектра, а соответственно и интенсивности каждой отдельной лоренцевой составляющей падали, но различными темпами (рис. 3, 4). Для всех исследованных структур 3C-SiC/Si(100), а также и для

гетерокомпозиций 3C-SiC/Si(111) [3,17] в спектре ФЛ доминировали линии с энергиями  $E_{4-6}$ , обуславливая сдвиг максимума полосы излучения в сторону высоких частот. Линия с энергией  $E_8$  на рис. 2, 3 соответствует левому крылу реально существующей линии фотолюминесценции с максимумом в области глубокого ультрафиолета (порядка 3.66 eV), обнаруженной нами ранее в [3] с использованием более высокочастотного источника возбуждения. В рассматриваемом в настоящей работе случае основная часть этой линии, как следует из сравнения кривых на рис. 2, 3 со спектральной кривой, представленной в [3], обрезается дисперсионными характеристиками применяемого фильтра, отсекающего на длине волны 350 nm линию излучения возбуждающего лазера, а соответственно и спектральную линию  $E_8$ , лежащую в области глубокого ультрафиолета. Влияние высокоиндексных линий на общую картину спектра, получаемую с использованием гелий-кадмиевого лазера, уменьшается с повышением температуры (рис. 3).

Так как постоянная решетки, а следовательно, и ширина запрещенной зоны кристаллического материала явно зависят от температуры, можно было ожидать появления какой-либо зависимости положения и ширины отдельных лоренцевых линий в спектрах фотолюминесценции образцов от температуры измерений. Температурные зависимости положения линий, а также значений их полуширин и сил осцилляторов для образца № 802 показаны на рис. 4. Из рис. 4, a видно, что положение спектральных линий с энергиями  $E_{2-6}$  практически не зависит от температуры измерений, что указывает на слабую связь этих линий фотолюминесценции с непрямыми излучательными переходами зона-зона в объеме микрокристаллитов карбида кремния. Интегральная интенсивность наиболее важных линий (рис. 4, b) монотонно падает с ростом температуры. В то же время их ширина на полувысоте (рис. 4, c) меняется весьма незначительно. Данный факт указывает на то, что температурное уширение не является главным фактором, определяющим ширину спектральных линий, входящих в состав спектра фотолюминесценции.

Размер кристаллитов, входящих в состав поликристаллической пленки, определяется как температурой роста, так и длительностью эпитаксиального процесса. С целью получения карбидных слоев с различными размерами зерен эпитаксиальный процесс, включающий и начальную стадию карбидизации поверхности кремниевой пластины, проводился нами в широком (от 650 до 1000°C) диапазоне температур. Длительность процесса роста пленки варьировалась от 60 до 210 min. Морфология поверхности полученных пленок зависела при этом только от выбора ориентации кремниевой подложки [16]. Наиболее развитую поверхность имели пленки карбида кремния, выращиваемые на плоскости Si(111) [10,11], что сильно отличало их от пленок 3C-SiC, выращенных на подложках кремния (100) и (110) [16]. Последние имели достаточно совершенную поверхность, характеризующуюся на площади  $50 \times 50 \mu\text{m}$  значением параметра



**Рис. 5.** Данные сканирующей электронной микроскопии. *a* — снимок поверхности сплошной текстурированной пленки 3C-SiC/Si(100) (№ 810), образованной сросшимися островками. На вставке — трехмерное изображение поверхности пленки № 810, полученное в оптическом интерференционном микроскопе. *b* — электронно-микроскопическое изображение структуры зерен в вершине отдельного островка, входящего в состав карбидной пленки. На вставке — общий вид этого же островка.

шероховатости поверхности  $S_q = 1.56 \text{ nm}$  для образца № 802,  $S_q = 1.65 \text{ nm}$  для образца № 803 и  $S_q = 2.17 \text{ nm}$  для образца № 810.

В связи со сказанным выше значительный интерес представляет микроскопическая структура пленок. Нанокристаллическая структура выращиваемых пленок обнаруживается при анализе методом сканирующей электронной микроскопии снимков отдельных островков,

образующих структуру сплошной пленки (рис. 5). Для образца № 810 островки (рис. 5, *b*), формирующие сплошную карбидную пленку, имеют нанодисперсную структуру зерен с характерным размером порядка 30 нм. Повышение температуры и времени роста очевидно должно приводить к увеличению размера зерен поликристалла. Максимальный наблюдаемый нами размер микрокристаллитов в пленках карбида кремния составлял несколько десятых долей микрометра, что продемонстрировано на примере гетероструктур 3C-SiC/Si(111) в работах [3,10,11]. Уменьшению размера зерен в поликристаллической пленке способствует и используемый высокий уровень потока углеводорода к поверхности. Данный факт на примере роста карбидных пленок из метил- и диметилсилана продемонстрирован также в работе [15].

Наноразмерный масштаб микрокристаллитов в пленке и относительно высокие значения подвижностей носителей заряда в карбидных слоях являются факторами, стимулирующими поиск в структурах явлений, связанных с проявлением эффектов пространственного ограничения. Анализ положения отдельных линий, составляющий структуру спектра ФЛ образцов, полученных при совершенно различных технологических условиях, показывает, однако, стабильное постоянство положения их максимумов (рис. 2–4) от структуры к структуре. Отсутствие сдвига положения линий от образца к образцу, связанного с возможным проявлением квантово-размерных эффектов в нанокристаллитах пленок карбида кремния, указывает на низкую вероятность проявления механизма излучательной рекомбинации (особенно при высоких температурах), связанного с межзонными переходами в электронном энергетическом спектре микрокристаллитов карбида кремния различного фазового состава.

Другой особенностью наноструктурированных поликристаллических пленок кроме возможности проявления в них эффектов пространственного ограничения является наличие сильно развитой поверхности микрокристаллитов. В подобных системах (примерами последних являются нанопористые слои кремния [19], наноструктурированные образцы металлов [20]) именно поверхностные состояния на границах зерен и нанокластеров в большинстве случаев обуславливают проявление многообразных новых явлений. Поэтому в изучаемых нами структурах более вероятным механизмом излучательной рекомбинации, обуславливающим наблюдение излучательных переходов в широком диапазоне частот и температур, представляется механизм переходов между локализованными состояниями центров излучательной рекомбинации, расположенных в окрестности межзеренных границ пленки. Это могут быть локальные состояния как и в окрестности критических точек  $X_1$  и  $L_1$  зоны проводимости, так и в окрестности минимума  $L_1$  валентной зоны [21,22]. Состояния, соответствующие глубоким уровням в окрестности минимумов на оси (111) (критические точки  $L_1$ ), образуют гибридные

со сплошным энергетическим спектром резонансные состояния, которые вполне могут приводить к переходам  $X_1^c - L_1^v$  и  $L_1^c - \Gamma_{15}^v$  и появлению особенностей в оптических спектрах как отражения [23], так и излучения с характерными значениями энергий ниже 4 eV. Возбужденные носители захватываются на верхние состояния локальных центров. Часть захваченных носителей рекомбинирует, излучая на высоких частотах. Часть переходит на более низкие состояния. Повышение температуры способствует эффективности безызлучательной рекомбинации, понижая интенсивность более низкочастотных пиков. Наименьшая эффективность излучательной рекомбинации, как и следовало ожидать, наблюдается на переходах в окрестности непрямого перехода зона-зона в кубическом карбиде кремния. Следует отметить, что глубокие центры, возможно связанные с присутствием азота в пленках (в нашем случае это подтверждается данными масс-спектрометрии), зачастую играют определяющую роль в формировании спектров излучения. Данный факт, как известно [2,24], проявляется и в хорошо изученных гомозипитаксиальных пленках гексагональной фазы карбида кремния.

Авторы выражают глубокую признательность М.Н. Дроздову (ИФМ РАН), Е.А. Питиримовой и Н.А. Алябиной (ННГУ им. Н.И. Лобачевского), студентам НГТУ им. Р.Е. Алексеева М.С. Жирковой и О.А. Подъячевой за помощь в проведении технологических экспериментов и при анализе структурных характеристик образцов, а также сотрудникам МРЦ „Нанотехнологии“ СПбГУ О.Ф. Вывенко, А.С. Бондаренко и др. за оказанное содействие в получении электронно-микроскопических изображений поверхности исследуемых структур.

## Список литературы

- [1] W.J. Choyke, R.P. Devaty, L.L. Clemen, M. Yoganathan, G. Pensl, Ch. Hässler. *Appl. Phys. Lett.* **65**, 1668 (1994).
- [2] А.А. Лебедев, А.М. Стрельчук, С.Ю. Давыдов, А.Е. Черенков, А.Н. Кузнецов, А.С. Трегубова, Л.М. Сорокин, М.П. Щеглов, А.В. Садохин, С. Ионедра, Ш. Нишино. *ФТП* **40**, 1432 (2006).
- [3] Л.К. Орлов, Ю.Н. Дроздов, Н.А. Алябина, Н.Л. Ивина, В.И. Вдовин, И.Н. Дмитрук. *ФТТ* **51**, 446 (2009).
- [4] А.М. Данишевский, В.Б. Шуман, Е.Г. Гук, А.Ю. Рогачев. *ФТП* **31**, 420 (1997).
- [5] В.Ф. Агекян, А.А. Лебедев, А.А. Лебедев, Ю.В. Рудь, Ю.А. Степанов. *ФТП* **31**, 251 (1997).
- [6] J.N. Wang, Z.M. Chen, P.W. Woo, W.K. Ge, Y.Q. Wang, M.B. Yu. *Appl. Phys. Lett.* **74**, 923 (1999).
- [7] J.Y. Fan, X.L. Wu, P.K. Chu. *Prog. Mater. Sci.* **51**, 983 (2006).
- [8] J. Zhu, Z. Liu, X.L. Wu, L.L. Xu, W.S. Zhang, P.K. Chu. *Nanotechnology* **18**, 365 603 (2007).
- [9] L. Zhang, W. Yang, H. Jin, Z. Zheng, Z. Xie, H. Miao, L. An. *Appl. Phys. Lett.* **89**, 143 101 (2006).
- [10] Л.К. Орлов, Ю.Н. Дроздов, В.И. Вдовин, Ю.И. Тарасова, Т.Н. Смыслова. *ФТТ* **51**, 1018 (2009).
- [11] Л.К. Орлов, Ю.Н. Дроздов, М.Н. Дроздов, Ю.И. Тарасова, Т.Н. Смыслова, Н.А. Алябина, Е.А. Питиримова, В.И. Вдовин. *Изв. РАН Сер. физ.* **73**, 1034 (2009).
- [12] P. Zanola, E. Bontempi, C. Ricciardi, G. Barucca, L.E. Depero. *Mater. Sci. Eng. B* **114–115**, 279 (2004).
- [13] A. Severino, C. Bongiorno, N. Piluso, M. Italia, M. Camarda, M. Mauceri, G. Condorelli, M.A. Di Stefano, B. Cafra, A. La Magna, F. La Via. *Thin Solid Films* **518**, S 165 (2010).
- [14] H. Nakazawa, M. Suemitsu. *Appl. Phys. Lett.* **79**, 755 (2001).
- [15] Yu. Narita, T. Inubushi, M. Harashima, K. Yasui, T. Akahane. *Appl. Surf. Sci.* **216**, 575 (2003).
- [16] Л.К. Орлов, Ю.Н. Дроздов, М.Н. Дроздов, О.А. Подъячева, В.И. Вдовин. *ЖСХ* **51**, S 148 (2010).
- [17] Л.К. Орлов, Э.А. Штейнман, В.И. Вдовин. *Изв. РАН. Сер. физ.* **75**, 738 (2011).
- [18] T.L. Rittenhouse, P.W. Bohn, T.K. Hossain, I. Adesida, J. Lindsay, A. Marcus. *J. Appl. Phys.* **95**, 490 (2004).
- [19] Е.С. Демидов, Н.Е. Демидова, В.В. Карзанов, К.А. Марков, В.В. Сдобняков. *ФТТ* **51**, 1894 (2009).
- [20] Б.Г. Сухов, Г.П. Александрова, Л.А. Грищенко, Л.П. Феоктистова, А.Н. Сапожников, О.А. Пройдакова, А.В. Тьяков, С.А. Медведева, Б.А. Трофимов. *ЖСХ* **48**, 979 (2007).
- [21] L.A. Hemstreet, C.Y. Fong. *Phys. Rev. B* **6**, 1464 (1972).
- [22] G.L. Zhao, D. Bagayoko. *New J. Phys.* **2**, 16 (2000).
- [23] В.В. Соболев, А.Н. Шестаков. *ФТП* **34**, 447 (2000).
- [24] А.А. Лебедев. *ФТП* **33**, 129 (1999).