

УДК 621.315.592:539.216:548.4

**СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОПЕРЕХОДА
3С-SiC/SiGeC/Si(100), ФОРМИРУЕМОГО МЕТОДАМИ
ВАКУУМНОЙ ХИМИЧЕСКОЙ ЭПИТАКСИИ****Л.К. Орлов^{1,2}, В.И. Вдовин⁵, Н.Л. Ивина^{1,3}, Э.А. Штейнман⁴, М.Л. Орлов^{1,2},
Ю.Н. Дроздов², В.Ф. Петрова¹**¹*Нижегородский государственный технический университет, Нижний Новгород, Россия*
E-mail: orlov@ipm.sci-nnov.ru²*Институт физики микроструктур РАН, Нижний Новгород, Россия*³*КИИТ Национальный исследовательский университет, Нижний Новгород, Россия*⁴*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*⁵*Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск, Россия**Статья поступила 6 мая 2014 г.*

В работе обсуждаются свойства нанотекстурированных слоев кубической фазы карбида кремния и формируемой под ними на внутренней границе 3С-SiC/SiGeC/Si(100) гетероперехода нанометровой базовой области SiGeC. Структуры получены в процессе низкотемпературной (менее 1000 °С) карбидизации поверхности кремния в вакууме с использованием молекулярных пучков гидридов и углеводородов. Основное внимание сосредоточено на обсуждении состава, микроструктуры и морфологии поверхности слоев. Изучены светоизлучающие свойства структур в области краевой фотолюминесценции кремния. Проведены исследования диодных характеристик гетероперехода. Методами математического моделирования изучена зонная структура гетероперехода в условиях разного уровня инжекции неравновесных носителей заряда в базовую область системы.

Ключевые слова: кремний, карбиды кремния, германий, гетероструктуры, химическая вакуумная эпитаксия, кристаллографическая структура пленок, морфология поверхности, структура гетероперехода, инфракрасная фотолюминесценция, вольт-амперные характеристики.

ВВЕДЕНИЕ

На структуры, содержащие слои кубической фазы карбида кремния и тройного твердого раствора SiGeC, выращиваемые на подложках кремния, в последние годы обращено повышенное внимание в связи с наметившейся перспективой их использования в качестве составного элемента высокоскоростных устройств кремниевой электроники. Углерод в кремниевой электронике чаще всего рассматривается как нежелательная примесь, как дефект структуры кристалла. Поэтому основное направление работ по поверхностному углероду, который в большинстве случаев рассматривался как загрязняющий элемент структуры, в предыдущие годы было нацелено на его удаление с поверхности кремниевой пластины в процессе роста. Целенаправленные исследования свойств углеродсодержащих поверхностных структур на кремнии, получаемых в условиях пониженных ростовых температур, в последние годы проводились только для двумерных электронных систем со структурой полевого транзистора, содержащего слои тройного твердого раствора SiGeC с незначительным (от 1 до 8 ат.%) содержанием в них углерода [1]. В последние годы, несмотря на многочисленные трудности, стоящие на пути

реализации совершенной структуры рассматриваемых гетерокомпозиций, данные структуры привлекают к себе повышенное внимание также вследствие перспективы реализации на их основе быстродействующих устройств быстро развивающейся оптоэлектроники. Возможно интерес к гетерокомпозициям с углеродсодержащими слоями в ближайшее время усилится также в связи с открывающейся перспективой их применения в высокочастотной и высокотемпературной электронике, а также в связи с открывающейся перспективой получения и использования на поверхности кремния слоев графена [2].

С другой стороны, в последние годы в литературе повышенное внимание направлено на изучение механизмов роста, способствующих формированию на базе материалов с сильно различающимися постоянными кристаллических решеток поверхностных островковых текстурированных структур нанометрового масштаба. Интерес связан с общей проблемой создания в объеме и на поверхности кристаллов упорядоченных двумерных массивов квантовых наноразмерных объектов (квантовых точек), представляющих интерес для различных приложений микро- и нанoeлектроники [3]. В этом плане гетероэпитаксиальные структуры на основе кристаллических материалов с сильно различающимися постоянными решеток, какими, в частности, являются кремний и различные его карбидные фазы, представляются достаточно интересными, так как на их основе можно формировать самые разнообразные, зачастую весьма специфические слоистые и островковые моно- и поликристаллические композиции, включающие элементы наноразмерного масштаба и проявляющие далеко не тривиальные свойства [4, 5].

ТЕХНОЛОГИЯ ВЫРАЩИВАНИЯ ГЕТЕРОСТРУКТУР И ХАРАКТЕР РАСПРЕДЕЛЕНИЯ КОМПОНЕНТ В ГЛУБЬ СТРУКТУРЫ

Традиционно рост слоев кубической фазы карбида кремния на кремнии проводится в диапазоне температур 1000—1400 °С с использованием смеси силана и углеводорода в проточном газофазном методе с предварительной карбидизацией поверхности кремния [6]. В предыдущих работах гетероэпитаксиальные структуры SiC/Si выращивались методом химической конверсии с использованием только одного потока углеводородов, обеспечивающего эффективную карбидизацию поверхности кремния [7]. Здесь мы рассматриваем особенности роста пленок кубического карбида кремния из смеси паров гексана с гидридами при пониженных (800—600 °С) температурах роста. При этом при росте слоев наряду с газовыми потоками SiH₄ и C₆H₁₂ в ростовую камеру подавали также молекулярный поток германа (GeH₄). Рост пленок на подложках кремния осуществляли как из молекулярных, так и атомарных потоков. Для формирования последних в реакторе с газовыми источниками был использован метод "горячей проволоки". При введении в камеру молекулярного потока германа, как и следовало ожидать, растворения германия в формируемом слое карбида кремния в процессе поверхностного пиролиза не происходило. Не было замечено и его сегрегационного накопления на внешней поверхности растущего слоя, как это имеет место, например, при выращивании слоев твердого раствора SiGe. В условиях применяемого ростового процесса, наоборот, нами впервые наблюдался эффект мембранного проникновения атомов германия, адсорбируемых на поверхности роста в процессе пиролиза германа, через растущий слой карбида кремния к его внутренней гетерогранице и формирование в окрестности гетероперехода SiC/Si тонкого слоя тройного твердого раствора SiGeC переменного состава. Вероятным механизмом наблюдаемого мембранного эффекта является направленная к внутренней границе слоя SiC ускоренная диффузия атомов германия по границам зерен. Заметного накопления атомов германия внутри поликристаллической пленки карбида кремния при этом не наблюдалось.

Если ранее при исследовании указанных выше систем главными объектами исследования являлись механизмы низкотемпературного роста карбидных пленок [8] и структура выращиваемых на кремнии текстурированных слоев кубической фазы карбида кремния [9], то в настоящей работе основное внимание сосредоточено на характеристиках внешней и внутренней 3С-SiC/Si(100) границ карбидного слоя. Последняя представляется особенно важной, так как

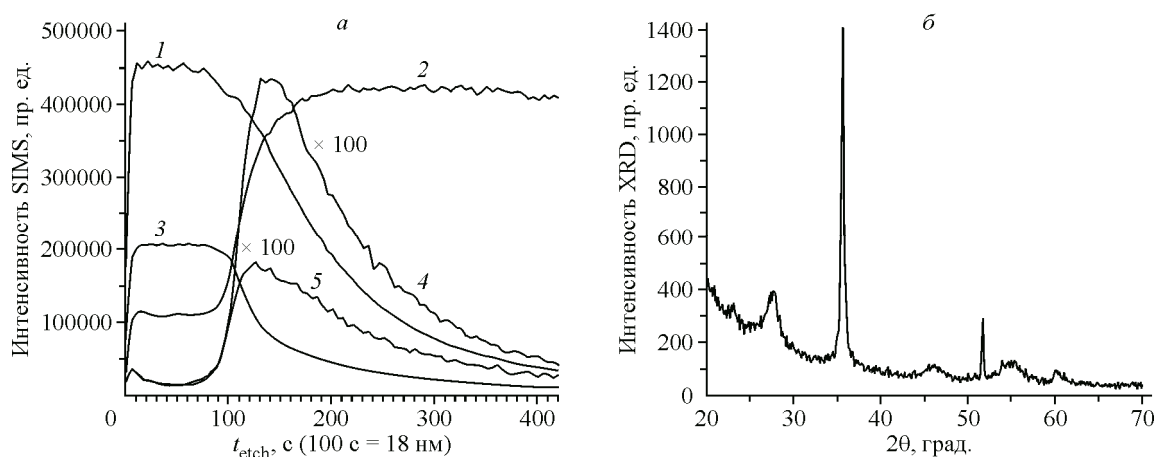


Рис. 1. Распределение основных элементов, входящих в состав газовой смеси (^{12}C (1), $^{28}Si_2$ (2), SiC (3), Ge (4), SiGe (5)) в растущем карбидном слое и в области формируемого гетероперехода по данным ВИМС для образца 803 (а) и состав структуры по данным рентгенодифракционного анализа для образца 802 (б)

в ее окрестности между карбидным слоем и Si подложкой формируется анизотипный гетеропереход, обладающий особенностями, выгодно отличающими его от гетероперехода между Si и SiGe. Распределение углерода и других компонент пленки поперек плоскости слоев структуры изучали методами вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС) и рентгено-дифракционного анализа. Морфологию, а в ряде случаев и состав поверхностных структур, формируемых на краю пластин за счет геттерирования поверхностного углерода к центрам зарождения островков, изучали методами растровой электронной микроскопии (SEM) и методом оптической интерференционной микроскопии (WLI).

Характер распределения углеродной, кремниевой и германиевой компонент по глубине структуры на примере образца № 803 показан на рис. 1, а. Образец был выращен на подложке Si(100) при температуре 650—700 °С путем последовательного напуска в ростовую камеру паров гексана и гидридов. Толщину выращенных карбидных слоев оценивали по спаду (нарастанию) углеродной (кремниевой) компоненты в спектрах вторичной масс-спектрометрии. Весьма интересным является характер распределения германиевой компоненты в рассматриваемой структуре. Несмотря на то что герман в камеру роста напускали в течение всего времени роста карбидной пленки, его содержание в слое 3C-SiC было весьма незначительным, что соответствует общепринятому положению о плохой растворимости германия в карбиде кремния. Сегрегационное накопление германия на поверхности хотя и имело место, но оно было весьма незначительным по сравнению с общим количеством германия, продифундировавшего в глубь структуры в область гетероперехода. Основное количество атомов германия, встраиваемых в решетку структуры, локализуется вследствие эффекта геттерирования, как видно из рис. 1 — кривая 4, в окрестности гетерограницы со стороны подложки Si, образуя между слоем 3C-SiC и Si подслоем твердого раствора, обеспечивающего, с одной стороны, повышенную резкость формируемого гетероперехода [10], с другой — возможность образования проводящего электронно-дырочного транспортного канала SiGeC под широкозонным слоем карбида кремния.

Диагностику как непосредственно пленки карбида кремния, так и тонкого слоя тройного твердого раствора, формируемого под карбидной пленкой, осуществляли методом малоугловой отражательной рентгеновской дифрактометрии. На рис. 1, б внешнюю пленку кубической фазы карбида кремния идентифицировали пиками на углах 2θ , равных 35,6° (3C-SiC — 111), 41,4° (3C-SiC — 200), 60,3° (3C-SiC — 220). Пленка твердого раствора под слоем карбида кремния, содержащая германиевую компоненту, идентифицируется пиками на углах 2θ , равных, 27,3° (SiGe — 111), 45,3° (SiGe — 022) и 53,7° (SiGe — 113).

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА И МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ КАРБИДНЫХ ПЛЕНОК

Если раньше дефекты структуры, включая морфологические дефекты поверхности, рассматривались в основном как нежелательные элементы полупроводникового материала, то в последнее время в рамках нового развиваемого направления, связанного с осознанным введением дефектов в решетку кристалла (инженерия дефектов), активно стали обсуждаться различные аспекты их использования в качестве самостоятельных элементов электронных схем. В связи с этим исследование возможных кристаллических образований на поверхности роста может оказаться не только интересным, но и полезным. Рассмотрим, прежде всего, отличительные особенности морфологии поверхности карбидных пленок, выращенных на Si(100) при пониженных ростовых температурах из смеси газов и по условиям роста приближенных к начальной стадии роста выращиваемого карбидного слоя. Морфология поверхности толстых пленок, выращенных из молекулярных потоков на идеально подготовленной поверхности и полученных в результате срачивания формируемых на поверхности в процессе роста островков, отличается низким уровнем шероховатости, что отмечалось в работе [11]. Если ранее отдельные островки и микрокристаллиты удавалось наблюдать на всей поверхности пластины [12] только для пленок 3C-SiC, выращиваемых на Si(111), то на ростовых плоскостях (100) и (110) это удастся сделать только на краях пластины, где рост слоя вследствие пониженной температуры отжига при предэпитаксиальной подготовке поверхности идет с существенно меньшей скоростью, и структура отдельных морфологических дефектов, в том числе в виде островков, проявляется в более явном виде.

На рис. 2 с использованием принципиально разных способов анализа проведено исследование возможных типов морфологических дефектов структуры поверхности для нескольких структур. Структуру 810 выращивали при низкой температуре роста (650 °С) из молекулярных потоков гидридов и углеводорода, что обеспечивало высокое совершенство структуры поверхности пленки с параметром шероховатости $S_q \approx 2,2$ нм. Структуру 903 получали путем последовательного напуска германа и силана при непрерывном малом потоке паров гексана. В моменты напуска силана периодически включали горячую проволоку, вследствие чего температуру роста слоя повышали до 800 °С. Таким образом, в момент напуска германа рост пленки с очень низкой скоростью шел из молекулярных потоков, в момент напуска силана наряду с молекулярными потоками в камере роста присутствовали атомарные потоки кремния и углевода. Присутствие атомарных потоков приводит к сильному увеличению скорости роста слоя, нарушая квазиравновесность системы, а соответственно, и морфологическое упорядочение структуры поверхности (см. рис. 2, *а—з*). По всей поверхности выращенного слоя рост шел, как это видно из рис. 2, *б*, по островковому механизму, обеспечивая высокую степень шероховатости $S_q \approx 150$ нм поверхности пленки карбида кремния. Изображения структуры поверхностных дефектов, наблюдаемых по всей поверхности образца 903 методом WLI и только на краю пластины 810 по данным сканирующей электронной микроскопии, приведены для структуры 810 на рис. 2, *з* и для структуры 903 на рис. 2, *а—г*. На рис. 2, *д, е* показаны профили сечения поверхностных структур для образца 903. Из рисунка видно, что на поверхности в обоих случаях могут формироваться как островки роста, так и дефекты типа ямок травления с размером в диаметре у основания фигуры роста в несколько микрон и высотой (глубиной) в несколько сотен нанометров.

Факт формирования кубической фазы карбида кремния в островках, лежащих на тонком подстилающем слое карбида кремния, подтверждается идентичностью спектров катодолюминесценции, снятых от разных участков поверхности слоя (см. рис. 2, *ж, и*). Сильно уширенная (FWHM = 416 нм) низкочастотная линия катодолюминесценции с максимумом в окрестности $\lambda_{\max} = 568$ нм (2,18 эВ) соответствует краю фундаментальной полосы поглощения кубической фазы карбида кремния. Большая ширина полосы излучения возможно связана с тем, что в спектре катодолюминесценции не удается разрешить структуру составляющих ее линий, выявляемую в спектре низкотемпературной фотолюминесценции [9]. Кроме основной линии в спектре катодолюминесценции появляется дополнительная узкая линия на длине волны $\lambda_{\max} = 338$ нм

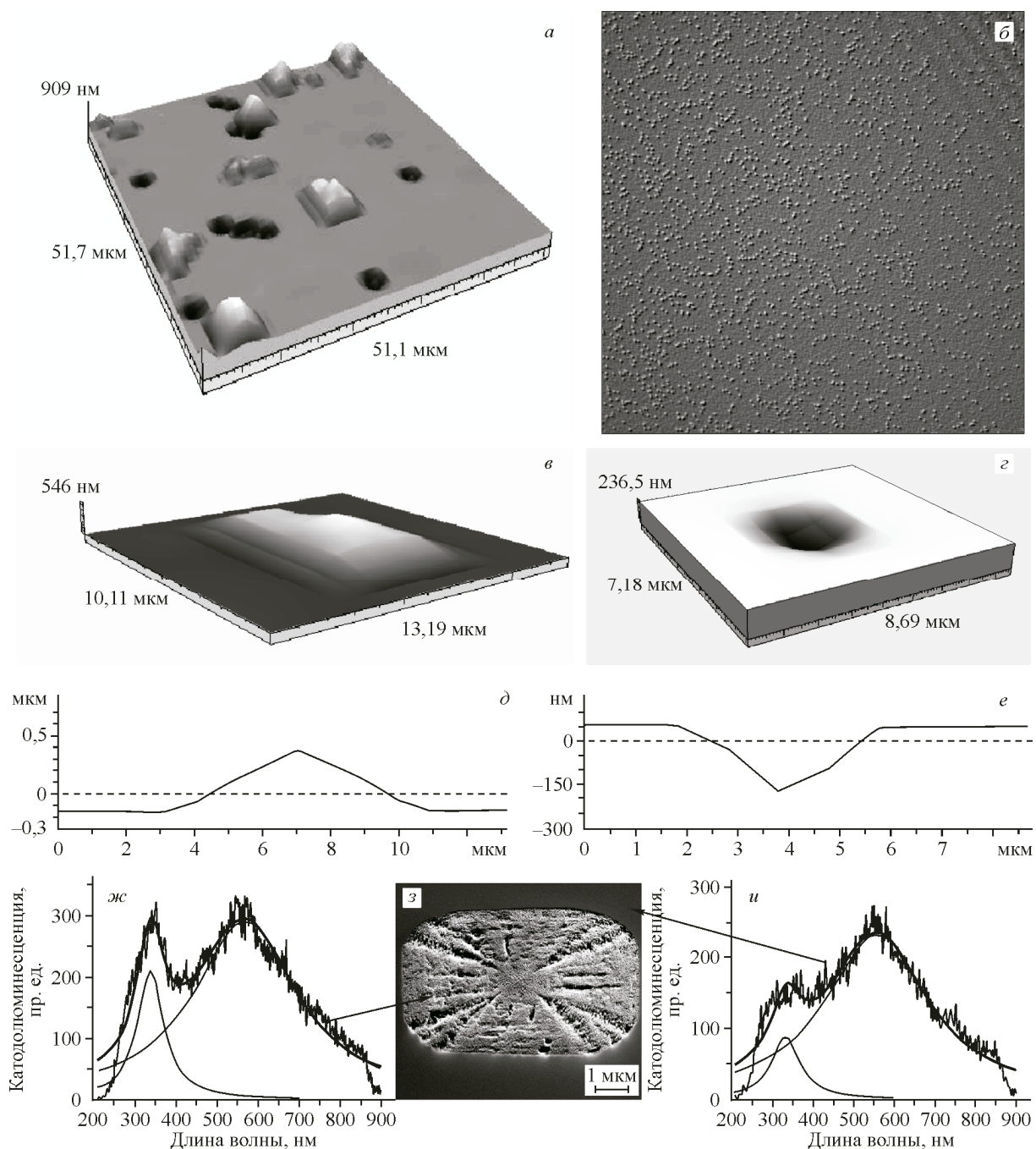


Рис. 2. Двумерное (б) и трехмерное (а, в, з) изображения поверхности карбидной пленки (образец 903), выращенной из смеси гидридов кремния (германия) с гексаном при температуре $T_{gr} \approx 650\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$ с использованием метода "горячей проволоки" по данным оптической интерференционной микроскопии (WLI) (а—е); кристаллическая структура отдельного островка (з — образец 810) и спектры катодолуминесценции (ж, и), снятые с различных областей поверхности слоя

(3,67 эВ). Впервые данную линию наблюдали в спектрах фотолуминесценции в нанокристаллических карбидных структурах в работах [14, 15]. Природа этой линии остается до конца не понятой, так как в различных работах связывается либо с эффектами пространственного ограничения в нанокристаллитах структуры, либо с междузонными переходами с участием локальных уровней, гибридных состояний с состояниями L — долин зоны проводимости. Нужно отме-

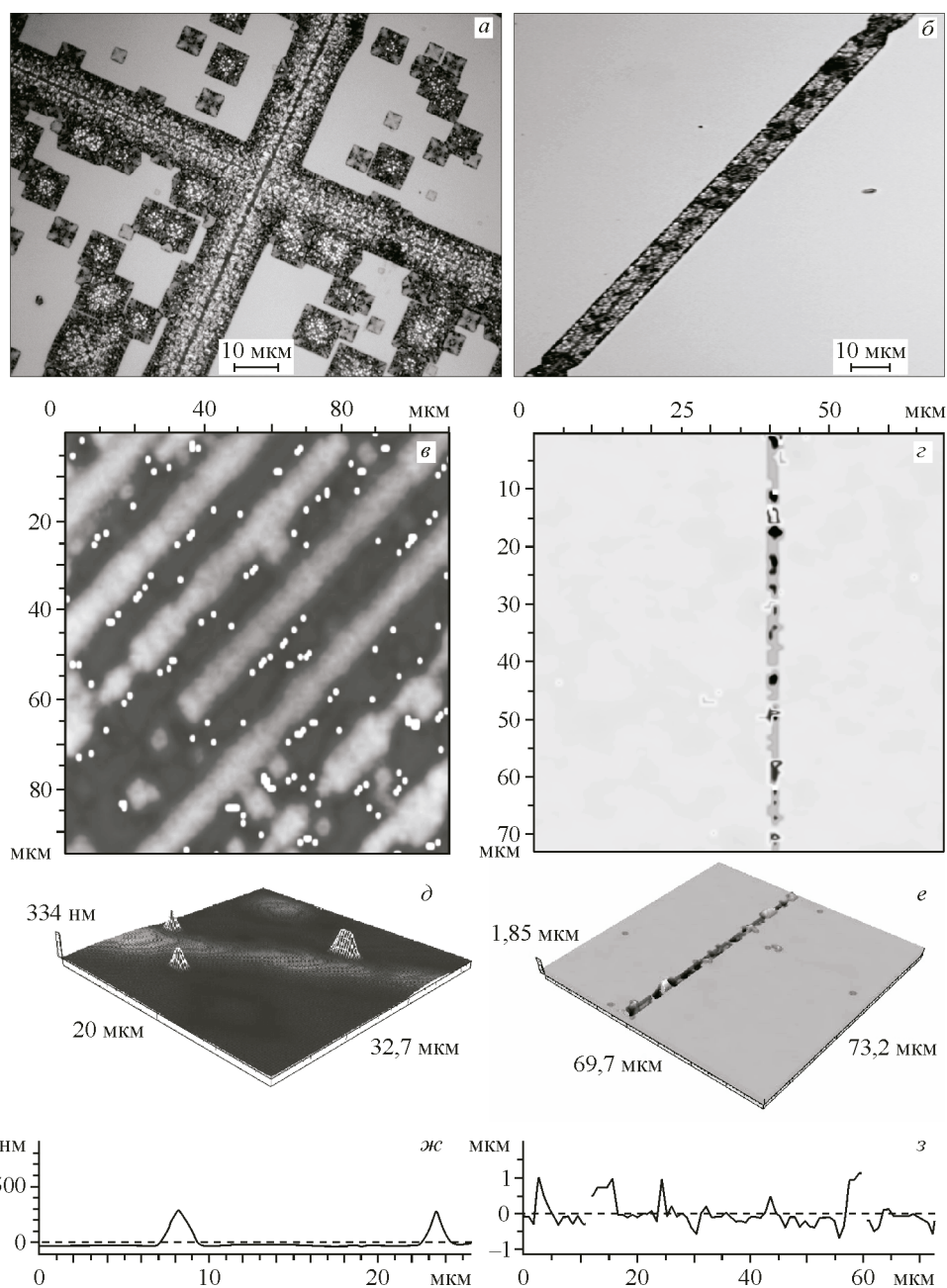


Рис. 3. Электронно-микроскопическое (а, б) изображение поверхностных структур для образца № 902; двумерные (в, г) и трехмерные (д, е) изображения поверхностных структур и профили уровня поверхности (ж, з) для образцов № 901 (в, д, ж) и № 902 (г, е, з) по данным оптической интерференционной микроскопии

тить, что обе линии в спектре катодолуминесценции наших образцов наблюдались и при возбуждении подстилающего слоя, хотя интенсивность второй линии с $\lambda_{\max} = 333$ нм (2,72 эВ) несколько уменьшалась по отношению к первой с $\lambda_{\max} = 557$ нм (2,23 эВ).

Рассмотрим особенности формирования линейных дефектов структуры вдоль естественных направляющих, какими являются плоскости проскальзывания в решетке кристалла подложки, часто возникающие в результате проводимых термообработок. Поверхностные адатомы углерода вследствие эффекта геттерирования могут накапливаться вдоль линий выхода дислокаций, образуя своеобразные нитевидные фигуры роста, лежащие в плоскости пленки, пока-

занные на рис. 3 для образца 3C-SiC/Si(100) (№ 902). Изображения фигур на поверхности роста, полученные методом растровой электронной микроскопии, демонстрируют не только разнообразие форм островков, к чему приводит их зарождение на участках пленки с разной структурой поверхности, но и возможность формирования проводящих игл, лежащих в плоскости слоя, а также проводящих одномерных нитей и формирование на их основе проводящих, в идеале при уменьшении поперечных размеров, квантовых двумерных сеток [13]. Более детальный анализ линейных дефектов структуры поверхности, проведенный методом WLI, однако показал довольно сложную их трехмерную структуру. Профиль линейного дефекта поверхности, возникающего вдоль линии проскальзывания кристаллических плоскостей, показан на рис. 3, в—з. Линейный дефект представляет довольно глубокую канавку от нескольких десятков до нескольких сотен нанометров, которая по мере ее заполнения атомами углерода имеет довольно сложный профиль с отдельными островками, формируемыми вдоль направляющей линейного дефекта. В конечном итоге отдельные канавки в ряде случаев полностью зарастают карбидом кремния, образуя серию параллельных нитевидных кристаллических структур на поверхности (см. рис. 3, а, б). Как видно из рис. 3, а, возникающие поверхностные структуры в принципе могут сформировать естественную поверхностную периодическую сверхструктуру с довольно большим (свыше десятка микрон) периодом.

СТРУКТУРА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ЗОН И ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА ГЕТЕРОПЕРЕХОДА 3C-SiC/SiGeC/Si

Рассматриваемые гетероэпитаксиальные структуры представляются весьма привлекательными для различных приложений электроники. Короткобазовые диодные устройства широко применяются в быстропереключающих устройствах пикосекундного диапазона в качестве формирователей фронтов импульсов и умножителей СВЧ сигналов субмиллиметрового диапазона длин волн [16]. Характерная длина базы современных кремниевых диодов, обеспечивающая минимальное время пролета носителей через активную область структуры, ограничивается, однако, длинами порядка нескольких десятых микрона вследствие возрастания доли накапливаемого заряда в приконтактных областях вне области поля $p-n$ -перехода. Повышение быстродействия приборов за счет уменьшения длины пролетной области при одновременном повышении концентрации неравновесных электронов в активной части устройства возможно лишь при использовании гетероэпитаксиальных структур. В последние годы наиболее широкое развитие получили гетерокомпозиции, содержащие в своем составе слои сплавов на основе кремния, германия и их твердых растворов. Использование последних, как известно, дало мощный толчок развитию кремниевой биполярной транзисторной электроники, сделавший ее вполне конкурентоспособной с устройствами на основе соединений A^3B^5 . Другое активно развиваемое направление использования короткобазовых диодных Si(Ge)/SiGe гетеросистем связано с развитием скоростной оптоэлектроники и направлено на продвижение систем на основе кремния в ближнюю инфракрасную область спектра, охватывающую диапазон от 1,3 до 1,6 мкм [17].

Несмотря на привлекательность использования углеродсодержащих слоев кремния в гетероэпитаксиальных структурах решение соответствующей ростовой проблемы не является простой задачей вследствие плохой растворимости углерода в кремнии и германии, с одной стороны, и из-за легкости образования карбидных фаз в кремнии даже в условиях пониженных ростовых температур — с другой. Множество возникающих проблем при одновременной возможности использования в конструкции диодов разнообразных вариантов расположения слоев различной толщины и состава требует проведения предварительного тщательного теоретического анализа рассматриваемых композиций с целью нахождения особенностей распределения, накопления и рассасывания заряда в них и выявления оптимальных условий протекания неравновесных процессов в структурах. Поэтому в данной работе нами прежде всего в рамках квазигидродинамического приближения проведен анализ стационарных характеристик диодных гетероструктур n^+-n-p^+ на основе Si/SiGeC/Si(3C-SiC) гетерокомпозиций с короткой гетеробазой толщиной порядка 20 нм и менее. При этом структура с верхним прозрачным для излуче-

ния слоем 3C-SiC является максимально привлекательной, так как позволяет с наибольшей эффективностью собирать электроны и дырки в области анизотипного гетероперехода, обеспечивая более высокую по сравнению с другими используемыми диодными структурами эффективность светоизлучающих характеристик.

Структуру потенциала, поля, а также характер распределения концентраций равновесных и неравновесных носителей заряда в слоях гетероструктуры мы изучали путем точного решения системы дифференциальных уравнений, включающих уравнение Пуассона и уравнения непрерывности зарядов и токов. Используемая система уравнений является стандартной для описания электрических и фотоэлектрических характеристик короткобазовых диодных структур. Соответствующие расчеты с учетом необходимых граничных условий и вполне вероятного для реальных структур расплывания параметров системы в окрестности гетерограниц проводили методом конечных разностей по схеме Гумбольда. При проведении численного анализа для различного типа гетерокомпозиций проведен сопоставительный анализ распределения неравновесных электронов и дырок по различным слоям соответствующей системы с целью выявления оптимального типа структур, обеспечивающих максимальное накопление неравновесных электронов при минимальном времени их рассасывания за счет пролетных эффектов через узкую базу гетеродиода. Модель позволяет изучать также влияние на характеристики потенциала структуры высокой концентрации неравновесных носителей, часто возникающей, например, при засветке структур мощными лазерными импульсами фемтосекундной длительности. Ее нестационарный вариант, в свою очередь, позволяет анализировать особенности накопления неравновесных носителей заряда и характер их рассасывания в базе диода.

Выполненные ранее эксперименты [18] на гетероструктурах SiGeC/Si даже с невысоким процентным содержанием углерода в эмиттерных слоях $n-i-p$ диодной гетероструктуры показали явные преимущества данной системы по всем электрическим параметрам по сравнению с чисто кремниевыми и гетероструктурами SiGe/Si. Проведенные нами для данного типа диодных гетерокомпозиций расчеты распределения неравновесного заряда по слоям структуры показали, что эффекты, наблюдаемые в [18] при переключении токов, исключительно обязаны формированию в зоне проводимости на границе SiGeC и Si слоев потенциального барьера, обеспечивающего накопление заряда электронов в слое SiGeC в окрестности пространственного заряда $p-n$ -перехода. Более привлекательными диодными системами, обеспечивающими максимально быстрое переключение сигнала, особенно для оптоэлектронных приближений, являются, на наш взгляд, диодные углеродсодержащие композиции Si/Si_{1-x-y}Ge_xC_y/Si(SiC). Аналогичная система на основе слоев Si, Ge и SiGe в настоящее время активно обсуждается многими авторами для различных оптоэлектронных приложений. Использование, однако, в базе гетеродиода только упругонапряженных слоев двойного твердого раствора Si_{1-x}Ge_x (в пределе массивов квантовых точек германия) не может привести к желаемому эффекту вследствие специфики зонной структуры системы (рис. 4, а, б). В системе с $y = 0$ в окрестности нижнего слоя твердого раствора, прилегающего к базовому слою кремния, накапливаются только дырки, обеспечивая дырочный и, как следствие, неэффективный по отношению к скорости рассасывания тип проводимости.

Максимально эффективное накопление в базе диода неравновесных электронов достигается лишь в структурах Si/Si_{1-x-y}Ge_xC_y/Si с упруго ненапряженными базовыми слоями Si_{1-y}C_y и Si_{1-x-y}Ge_xC_y. В структурах Si/SiGeC/Si с базовыми слоями Si_{1-y}C_y и Si_{1-x-y}Ge_xC_y [19] в зоне проводимости за счет введения в твердый раствор повышенного содержания углерода, компенсирующего возникающие в системе упругие напряжения, может быть сформирована квантовая потенциальная яма без образования потенциальных барьеров на границах валентной зоны (см. рис. 4, в, г). Альтернативой данной системе является система, выполненная на широкозонном буферном карбидном подслое (см. рис. 4, д, е) [20]. Достоинством широкозонного 3C-SiC буфера является значительная высота барьера для дырок и, как следствие, исключение их из транспорта, аналогично диодам Шоттки, что дает существенный выигрыш в величине накапливаемого в базе заряда электронов по сравнению со структурой Si/GeSiC/Si, показанной на рис. 4, в, г.

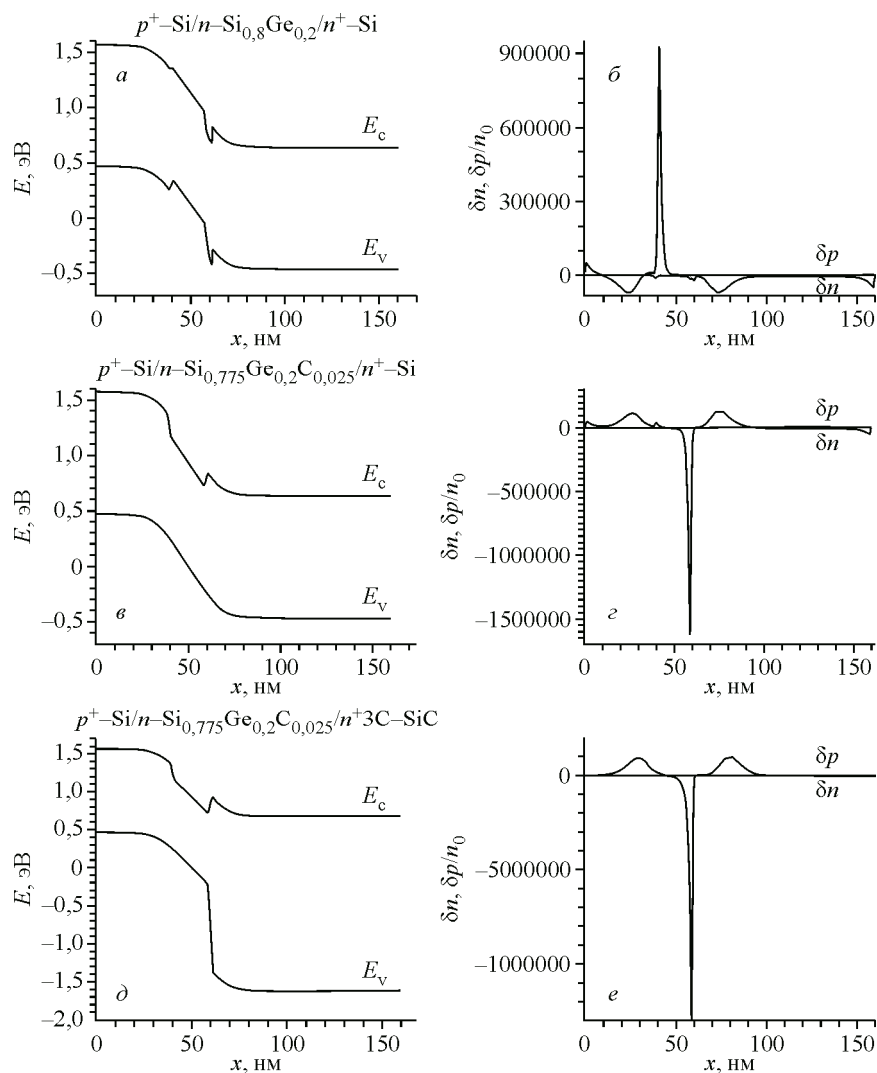


Рис. 4. Структура энергетических зон (а, в, д) и распределение инжектируемых неравновесных носителей заряда (б, з, е) по слоям n^+ -Si/n-Si_{0,8}Ge_{0,2}/p⁺-Si (а, б); n^+ -Si/n-Si_{0,775}Ge_{0,2}C_{0,025}/p⁺-Si (в, з); n^+ -Si/n-Si_{0,775}Ge_{0,2}C_{0,025}/p⁺-3C-SiC гетеродиодов (д, е)

Ниже обсуждается структура реальных гетерокомпозиций 3C-SiC/GeSiC/3C-SiC, изготовленных нами, а также рассмотрены особенности их фотолюминесцентных и электрических характеристик. Как уже было показано выше в рассматриваемых нами структурах, тонкий слой тройного твердого раствора GeSiC, формируемый под пленкой текстурированной фазы кубического карбида кремния, надежно выявляется методами малоугловой отражательной рентгеновской дифрактометрии и методом вторичной ионной масс-спектрометрии (см. рис. 1). Совершенство кристаллической структуры данного слоя из-за чрезвычайно сильного рассогласования решеток кремния и его карбидной фазы вызывает, однако, множество сомнений несмотря на значительное число снимков, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии, подтверждающих факт отсутствия линейных дислокаций в окрестности гетероперехода [21, 22]. Отсутствие дислокаций в базовом слое подтверждается и методом фотолюминесцентного анализа в ближней инфракрасной области, который нами впервые наряду с методами отражательной и просвечивающей электронной микроскопии начал использоваться для изучения природы и структуры дефектов, возникающих на границе карбидного 3C-SiC слоя с Si-подложкой [8]. Согласно наблюдаемым в ближней инфракрасной (ИК) области спектрам фотолюми-

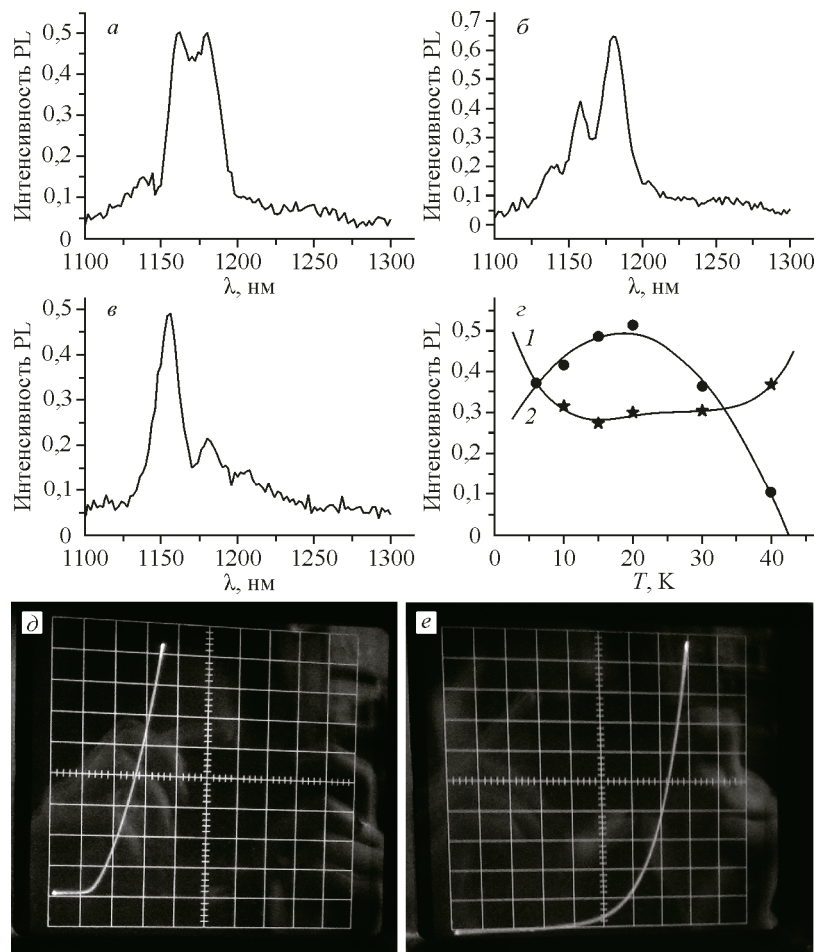


Рис. 5. Спектр краевой фотолюминесценции образца 3C-SiC/SiGeC/Si(100) 809, снятый при температурах 5 (а), 20 (б) и 40 (в) К, и температурная зависимость положения пиков 1 и 2 на длинах волн 1162 и 1180 нм соответственно при $T = 6$ К; прямая (д) и обратная (е) ветви вольт-амперной характеристики образца 3C-SiC/SiGeC/Si(100) (№ 810), снятые при температуре 300 К

несценции [8], формируемая между нанокристаллической кубической фазой карбида кремния и монокристаллической подложкой кремния Si(100) переходная область является практически полностью свободной от дислокаций несоответствия. В то же время структура линий спектров краевой фотолюминесценции кремния в рассматриваемых нами структурах существенно отличается от вида спектров исходного монокристаллического кремния, указывая на формирование в окрестности гетероперехода не только тонкой пленки тройного твердого раствора, но и одновременно системы локальных центров достаточно высокой плотности.

Характерный вид спектральных зависимостей, наблюдаемый в ближней области инфракрасного диапазона для ряда выращенных структур 3C-SiC/SiGeC/Si(100), представлен на рис. 5, а—в. Зависимости получены при температурах от 6 до 40 К с использованием для возбуждения электронно-дырочной подсистемы в кремнии арсенид-галлиевого лазера. Зависимость положения наблюдаемых линий от температуры показаны на рис. 5, з. Кривые, представленные на рис. 5, прежде всего демонстрируют явное изменение спектра краевой фотолюминесценции кремния. Все исследованные структуры показывали резкое уменьшение интенсивности экситонной линии, связанной с переходами зона—зона в кремнии. В то же время интенсивность линий с меньшей энергией, связанной с экситонными переходами зона—зона в базовом слое твердого раствора (линия 2) и через промежуточное состояние локальных дефектов (линия 1), резко нарастала. Разная природа линий фотолюминесценции подтверждается разным

характером поведения их положения с ростом температуры (см. рис. 5, *з*). Можно предположить, что в нашем случае такими дефектами, вероятнее всего, являются дефекты вакансионного типа, появление которых связано с реиспарением кремния в процессе роста слоя SiC [8]. Скопление этого типа дефектов на границе слоя кремния является причиной зарождения пустот в окрестности гетерограницы, довольно часто наблюдаемых на снимках, полученных методом просвечивающей электронной микроскопии [23, 24].

Можно ожидать, что присутствие в окрестности гетероперехода повышенной плотности точечных дефектов будет приводить к резкому ухудшению выпрямляющих свойств гетероперехода. Исследование электрических свойств изучаемых гетероструктур, выполненных на мезах диаметром 100 мкм при комнатной температуре, показало наличие выпрямляющих свойств гетероперехода (см. рис. 5, *д*, *е*) при вполне приемлемом уровне обратных токов, хотя и несколько больших по сравнению с диодными характеристиками, полученными на зарубежных образцах [20].

Работа выполнялась в рамках проекта Российского фонда фундаментальных исследований № 14-03-00364 и при поддержке федеральной целевой программы "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009—2013 годы, шифр заявки "2012-1.2.1-12-000-2013-095".

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Price R.W., Tok E.S., Woods N.J., Zhang J. // *Appl. Phys. Lett.* – 2002. – **81**. – P. 3780.
2. Лебедев А.А., Стрельчук А.М., Шамиур Д.В. и др. // *ФТП.* – 2010. – **44**. – С. 1436.
3. Леденцов Н.Н., Устинов В.М., Щукин В.А. и др. // *ФТП.* – 1998. – **32**. – С. 385.
4. Zhu J., Liu Z., Wu X.L. et al. // *Nanotechnology.* – 2007. – **18**. – P. 365603.
5. Zhang L., Yang W., Jin H. et al. // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – **89**. – P. 143101.
6. Roper C.S., Radmilovic V., Howe R.T., Maboudian R. // *J. Appl. Phys.* – 2008. – **103**. – P. 084907.
7. Орлов Л.К., Дроздов Ю.Н., Шевцов В.Б. и др. // *ФТТ.* – 2007. – **49**. – С. 596.
8. Орлов Л.К., Штейнман Э.А., Смыслова Т.Н. и др. // *ФТТ.* – 2012. – **54**. – С. 666.
9. Орлов Л.К., Штейнман Э.А., Ивина Н.Л., Вдовин В.И. // *ФТТ.* – 2011. – **53**. – С. 1706.
10. Zgheib C., McNeil L.E., Masri P. et al. // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – **88**. – P. 211909.
11. Орлов Л.К., Дроздов Ю.Н., Дроздов М.Н. и др. // *Журн. структур. химии.* – 2010. – **51**. – С. S148.
12. Орлов Л.К., Дроздов Ю.Н., Дроздов М.Н. и др. // *Изв. РАН. Сер. физ.* – 2009. – **73**. – С. 1034.
13. Orlov L.K., Ivina N.L., Alyabina N.L. et al. // *Phys. Stat. Sol. (c)*. – 2003. – **195**. – P. 981.
14. Орлов Л.К., Дроздов Ю.Н., Алябина Н.А. и др. // *ФТТ.* – 2009. – **51**. – С. 446.
15. Rittenhouse T.L., Bohn P.W., Hossain T.K. et al. // *J. Appl. Phys.* – 2004. – **95**. – P. 490.
16. Fei, Wen Yu, Chengfang L., Xiaowei S. // *Solid State Electron.* – 2005. – **49**. – P. 399.
17. Якимов А.И., Двуреченский А.В., Кириенко В.В., Нукифоров А.И. // *ФТТ.* – 2005. – **47**. – С. 37.
18. Yong G., Jing L., Yuan Y. // *Chinese Phys. B.* – 2008. – **17**. – P. 4635; – **25**. – P. 2285.
19. Hartmann R., Gennser U., Sigg H., Grundmacher D. // *Appl. Phys. Lett.* – 1998. – **73**. – P. 1257.
20. Wu K.H., Fang Y.K., Ho J.J. et al. // *IEEE EDL.* – 1998. – **19**. – P. 294.
21. Narita Yu., Inubushi T., Harashima M. et al. // *Appl. Surf. Sci.* – 2003. – **216**. – P. 575.
22. Zgheib Ch., McNeil L.E., Masri P. et al. // *Appl. Phys. Lett.* – 2006. – **88**. – P. 211909.
23. Morales F.M., Molina S.I., Araujo D. et al. // *Diamond and Related Materials.* – 2003. – **12**. – P. 1227.
24. Nakazawa H., Yagi K. // *Phys. Stat. Sol. (b)*. – 1997. – **202**. – P. 335.