

## Оптические и электрические свойства 4H-SiC, облученного ионами Хе

© Е.В. Калинина<sup>†</sup>, Н.А. Чучвага, Е.В. Богданова, А.М. Стрельчук, Д.Б. Шустов,  
М.В. Заморянская, В.А. Скуратов\*

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

\* Объединенный институт ядерных исследований,  
141980 Дубна, Россия

(Получена 20 мая 2013 г. Принята к печати 26 мая 2013 г.)

Структуры с ионно-легированными алюминием  $p^+ - n$ -переходами, сформированными в CVD эпитаксиальных слоях 4H-SiC толщиной 26 мкм с концентрацией нескомпенсированных доноров  $N_d - N_a = (1-3) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ , облучались ионами Хе с энергией 167 МэВ флюенсами  $4 \cdot 10^9 - 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$  при температурах 25 и 500°C. Затем исходные и облученные структуры термически отжигались при температуре 500°C в течение 30 мин. Исходные, облученные и отожженные образцы исследовались методами катодоллюминесценции, в том числе локальной катодоллюминесценции на сколе структур, а также электрическими методиками. При облучении был выявлен эффект проникновения радиационных дефектов на глубину, превышающую в несколько десятков раз пробег ионов Хе. Облучение структур при 500°C сопровождалось „динамическим отжигом“ некоторых низкотемпературных радиационных дефектов, что увеличивает радиационный ресурс 4H-SiC приборов, работающих при повышенных температурах.

### 1. Введение

В последние годы становится все более актуальной проблема создания радиационно-стойкого электронного оборудования, способного работать в экстремальных условиях — при повышенных уровнях радиации, температуры и химической активности. Такие приборы необходимы в космической электронике, различных ядерно-энергетических установках, при контроле отработанного ядерного топлива. Карбид кремния (SiC) является одним из наиболее перспективных материалов для создания таких приборов благодаря большой ширине запрещенной зоны (работоспособность до 900°C), высоким значениям химической, механической прочности и теплопроводности, а также высоким значениям пороговой энергии дефектообразования ( $E_d = 25-35 \text{ эВ}$ ), что является предпосылкой высокой радиационной стойкости полупроводника [1,2]. Учитывая возможный широкий спектр применения таких приборов, требуется более детальное изучение влияния различных видов излучения на процессы радиационного дефектообразования в SiC.

Многочисленные исследования показали, что облучение SiC электронами, протонами, нейтронами и легкими ионами приводит к формированию радиационных дефектов одинаковой природы [3-5]. Однако значительный интерес представляют также исследования механизмов дефектообразования в SiC при облучении высокоэнергетическими тяжелыми ионами, т.е. атомами с массой больше 80 и энергиями выше 100 МэВ, поскольку они моделируют структурные нарушения, которые создаются осколками деления ядер, и дают информацию о радиационной стойкости материала. При этом в условиях высокого и сверхвысокого уровня ионизационных потерь энергии и высокого темпа генерации индуцированных

дефектов возможно образование различных типов радиационных дефектов вплоть до формирования латентных треков.

Первые исследования дефектообразования в кристаллах SiC различных политипов  $n$ - и  $p$ -типов проводимости с концентрацией примесных атомов  $2 \cdot 10^{17} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$ , облученных тяжелыми ионами высоких энергий, проводились с использованием ионов Хе флюенсами  $5 \cdot 10^{10} - 5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$  с энергией 124 МэВ [6,7]. Методом позитронной аннигиляционной спектроскопии после облучения исследовались радиационные дефекты вакансионной природы в SiC и их эволюция в процессе последующего термического отжига. В работах показано, что облучение SiC ионами Хе приводило к образованию первичных точечных дефектов, которые за счет подвижности, особенно при отжиге, объединяются в протяженные дефекты. Дозовые зависимости среднего времени жизни позитронов хорошо описываются каскадной моделью дефектообразования. Размер каскадов смещения оценен эмпирически в 40-60', которые формируются в основном скоплениями дивакансий с локальной концентрацией  $\sim 3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  и инициируют процессы образования вакансионных кластеров. Флюенс ионов Хе  $\sim 5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$  определен как критический, приводящий к кластеризации в образцах 6H-SiC с высокой концентрацией примесных атомов. При дальнейшем увеличении флюенсов ионов Хе до  $10^{15} \text{ см}^{-2}$  кластеризация приводила к формированию петель, сгруппированных в базовых плоскостях. Эти данные были получены при исследованиях структуры дефектов в кристаллах 6H-SiC методами просвечивающей микроскопии при облучении образцов быстрыми ионами Хе флюенсами  $10^{12} - 10^{15} \text{ см}^{-2}$  с энергией 5.5 ГэВ [8,9]. Аналогичные данные по формированию широкой полосы линейных дефектов, декорированных кластерами и сгруппирован-

<sup>†</sup> E-mail: evk@mail.ioffe.ru

ных в базовых плоскостях, наблюдались в конце пробега ионов Вi, имплантированных с энергией 710 МэВ высокими флюенсами в структуры 4H-SiC с чистыми эпитаксиальными слоями [10].

Согласно холловским измерениям, увеличение флюенсов ионов Хе приводило к уменьшению проводимости образцов, что связывается с компенсацией концентрации носителей заряда за счет увеличения концентрации радиационных дефектов. Аналогичный рост концентрации радиационных дефектов пропорционально увеличению флюенсов наблюдался при облучении образцов 6H и 4H-SiC протонами, нейтронами, ионами Кг и Вi [11–13].

Кроме того, согласно измерениям оптической абсорбции, уменьшение проводимости в кристаллах 6H-SiC, облученных ионами Хе, объяснялось уменьшением ширины запрещенной зоны  $E_g$  с увеличением флюенсов облучения [14–16]. Уменьшение  $E_g$  вплоть до 1 эВ наблюдалось при облучении 6H-SiC ионами Хе до флюенса  $10^{14}$  см<sup>-2</sup>, что объяснялось созданием точечных дефектов, индуцирующих группы уровней, расположенных вблизи краев запрещенной зоны.

Из анализа радиационного дефектообразования в SiC при облучении тяжелыми ионами был сделан вывод, что формирование дефектной структуры проходит по каналу упругого рассеяния и не зависит от процессов, связанных с релаксацией ионизационных потерь энергии в треках высокоэнергетических ионов вплоть до уровня электронного торможения 34 кэВ/нм, что указывает на высокую радиационную стойкость материала [13].

Влияние температуры облучения кристаллов 6H-SiC ионами Хе исследовалось методом просвечивающей электронной микроскопии [16,17]. Температура облучения ионами Хе потоком  $1.7 \cdot 10^{12}$  ион/см<sup>-2</sup> с энергией 1.5 МэВ варьировалась в диапазоне 20–485 К. Доза смещения атомов 0.38 дпа была определена как критическая для аморфизации SiC при комнатной температуре облучения. С ростом температуры облучения доза аморфизации возрастала и после температуры 485 К аморфизация не наблюдалась для заданных условий облучения. Это является предпосылкой увеличения радиационной стойкости SiC-приборов при повышенных рабочих температурах.

Цель данной работы — исследование влияния температуры (25 и 500°C) облучения ионами Хе с энергией 167 МэВ с последующим высокотемпературным отжигом на структурные и электрические характеристики 4H-SiC и приборов на его основе.

## 2. Методика эксперимента

В работе исследовались структуры *n*-4H-SiC с эпитаксиальными слоями, выращенными методом химического парофазного осаждения (CVD), толщиной 26 мкм с концентрацией нескомпенсированных доноров  $N_d - N_a = (1-3) \cdot 10^{15}$  см<sup>-3</sup> на коммерческих подложках *n*<sup>+</sup>-4H-SiC с концентрацией  $N_d - N_a = 10^{19}$  см<sup>-3</sup>. Диодные структуры *p*<sup>+</sup>-*n*-*n*<sup>+</sup> создавались методом имплан-

тации ионов Al с энергией 150 кэВ дозой  $5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> с последующим коротким активационным отжигом при 1700°C в течение 15 с в атмосфере Ar [18]. Глубина залегания *p*<sup>+</sup>-*n*-перехода составляла 0.4 мкм. Омические контакты изготавливались термовакuumным напылением Al и Cr/Al к *p*<sup>+</sup>- и *n*<sup>+</sup>-областям диодных структур соответственно. Мезаструктуры с *p*<sup>+</sup>-*n*-переходами площадью  $10^{-3}$  см<sup>2</sup> и высотой 9 мкм формировались ионно-плазменным травлением. Кроме того, электрофизические характеристики исходного материала исследовались с помощью барьеров Шоттки, которые создавались термическим напылением Cr на CVD слой и базовыми контактами Cr/Al.

Исходный материал и диодные структуры облучались в поверхность CVD слоя ионами Хе с энергией 167 МэВ до флюенсов  $4 \cdot 10^9$ ,  $2 \cdot 10^{10}$ ,  $4 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup> при температуре 25°C. Кроме того, при температурах 25 и 500°C образцы облучались до флюенса  $10^{11}$  см<sup>-2</sup>. Затем все облученные структуры термически отжигались при температуре 500°C в течение 30 мин. Температура 500°C в процессе облучения и отжига была выбрана, поскольку известно, что она является наиболее оптимальной рабочей температурой для приборов на основе SiC, когда активно отжигаются низкотемпературные дефекты и мала скорость образования высокотемпературных сложных дефектных комплексов. При рабочей температуре 400–500°C увеличиваются временной и радиационный ресурсы SiC-приборов [5].

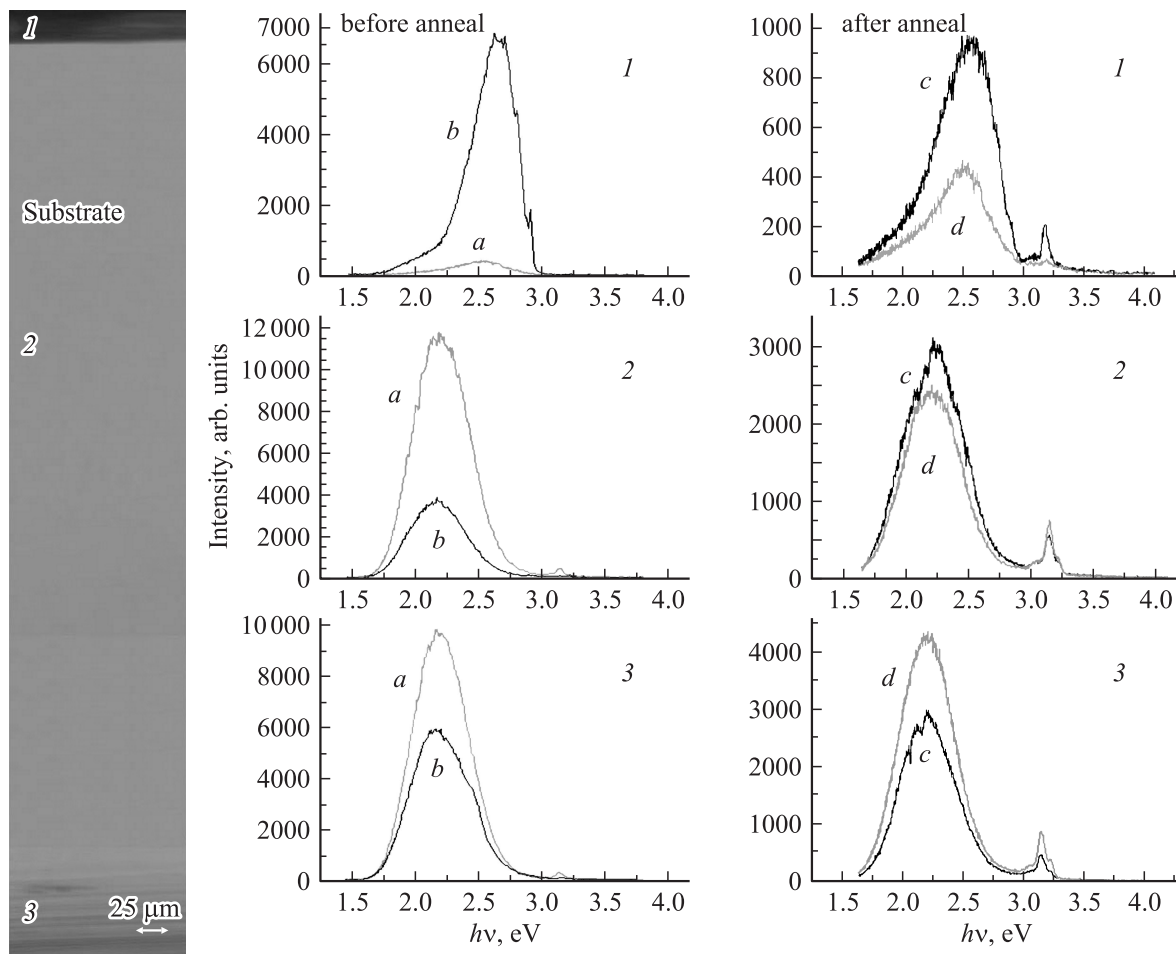
Распределения дефектов по толщине образцов исследовались на сколе структур методами катодолюминесценции (КЛ). При получении КЛ изображений использовался режим широкого электронного пучка диаметром 100 мкм с энергией 10 кэВ. КЛ спектры измерялись на электронно-зондовом микроанализаторе САМЕВАХ, снабженном КЛ спектрометром оригинальной конструкции — метод локальной катодолюминесценции (ЛКЛ) [19]. Использовался сфокусированный электронный пучок диаметром 0.5–1 мкм с энергией 10 кэВ и током 30 нА, при этом область генерации оценивалась в 1–3 мкм. Измерения проводились при температуре жидкого азота 77 К.

Профиль распределения электрически активных примесей в CVD слоях вблизи барьеров Шоттки и в области ионно-легированных *p*<sup>+</sup>-*n*-переходов исследовался по вольт-фарадным характеристикам (ВФХ), измеренным на частотах 1 и 10 кГц при температуре 293 К. Измерения вольт-амперных характеристик барьеров Шоттки и *p*<sup>+</sup>-*n*-переходов проводились на постоянном токе при температуре 293 К.

## 3. Результаты экспериментов и их обсуждение

### 3.1. Оптические исследования

На рис. 1 представлены КЛ изображение и спектры ЛКЛ из разных областей по толщине исходных



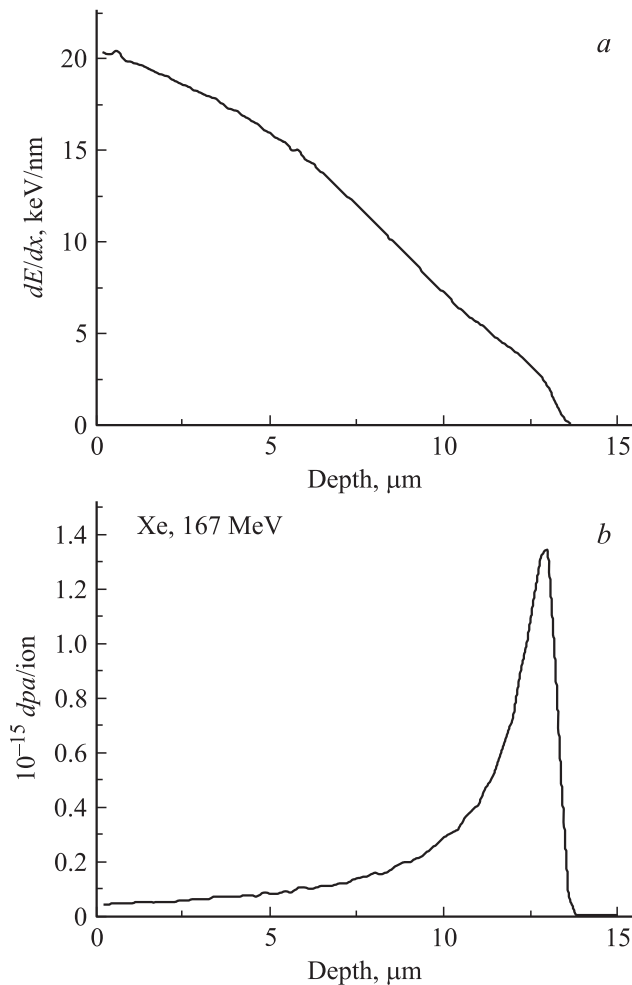
**Рис. 1.** КЛ изображение и спектры ЛКЛ, полученные на сколе 4H-SiC структур в CVD слое (1), в середине подложки (2) и в конце подложки (3): *a* — исходный образец; *b* — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при  $25^\circ\text{C}$ ; *c* — исходный образец после отжига при  $500^\circ\text{C}$  в течение 30 мин; *d* — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при  $25^\circ\text{C}$  и последующего термического отжига при  $500^\circ\text{C}$  в течение 30 мин.

образцов, полученные на сколе структур. В спектрах ЛКЛ в области CVD слоя (участок 1) наблюдалась полоса с максимумом энергии  $h\nu = 3.17 \text{ эВ}$ , обусловленная рекомбинацией свободного экситона с участием поперечного оптического фона (FE-TO) в политипе 4H-SiC [20]. Эта же полоса меньшей интенсивности наблюдалась в области середины подложки (участок 2) и в конце подложки (участок 3). Кроме того, в CVD слое наблюдалась широкая спектральная полоса с максимумом  $2.55 \text{ эВ}$ , которая обычно связывается с рекомбинацией излучающих центров дефектов [21,22]. В подложке (участки 2 и 3) широкая полоса дефектов с максимумом  $2.25 \text{ эВ}$  объясняется присутствием бора [23]. Термический отжиг исходных образцов при  $500^\circ\text{C}$  в течение 30 мин приводил к увеличению интенсивности люминесценции, обусловленной рекомбинацией экситонов, на всех участках по сколу образца (рис. 1, спектры *c*). Однако интенсивность спектральных линий дефектов после отжига в CVD слое и по толщине образца уменьшилась без изменения положений их максимумов

(рис. 1, спектры *c*). Наблюдаемое улучшение качества материала объясняется низкотемпературным отжигом некоторых излучающих центров дефектов [24].

При облучении структур ионами Хе с энергией  $167 \text{ МэВ}$  распределение первичных радиационных дефектов неоднородно по толщине образцов. Профили ионизационных потерь  $(dE/dx)_{\text{ion}}$  и числа первичных радиационных дефектов в единицах dpa (displacement per atom) вдоль пробега ионов Хе, полученные с помощью программы SRIM2000, представлены на рис. 2, *a, b* соответственно. Согласно расчетам, пробег ионов Хе с энергией  $167 \text{ МэВ}$  составляет  $13 \text{ мкм}$ . Поскольку толщина CVD слоя равнялась  $26 \text{ мкм}$ , максимум первичных радиационных дефектов располагался на середине эпитаксиального слоя.

Облучение образцов ионами Хе при температуре  $25^\circ\text{C}$  сопровождалось исчезновением люминесценции, обусловленной рекомбинацией экситонов в 4H-SiC ( $3.17 \text{ эВ}$ ), на всех участках по сколу структур (рис. 1, спектры *b*). Однако в CVD слое, где концентрация пер-



**Рис. 2.** Расчетные по программе SRIM2000 профили ионизационных потерь энергии (*a*) и первичных радиационных дефектов (*b*) в 4H-SiC, облученном ионами Xe с энергией 167 МэВ.

вичных радиационных дефектов максимальна, наблюдалась люминесценция с энергией 2.97 эВ, обусловленная рекомбинацией связанных экситонов (рис. 4, спектр 2). Уменьшение ширины запрещенной зоны при облучении ионами Xe высокими флюенсами наблюдалось ранее и объяснялось созданием уровней дефектов вблизи краев запрещенной зоны [14–16]. Кроме того, по сравнению с исходным образцом в CVD слое заметно увеличилась ширина и интенсивность спектральной полосы дефектов с максимумом 2.55 эВ за счет дополнительного введения широкого спектра радиационных дефектов с различными уровнями энергии (рис. 1, участок 1, спектр *b*). Аналогичные спектры наблюдались и ранее при облучении 4H-SiC структур с CVD эпитаксиальными слоями нейтронами и ионами Kr и Bi [13]. Также облучение ионами Xe привело к заметным изменениям в спектрах ЛКЛ в области подложки, что свидетельствует о присутствии эффекта ускоренной диффузии радиационных дефектов при облучении ионами Xe. Эффект ускоренной диффузии радиационных дефектов при облучении различными

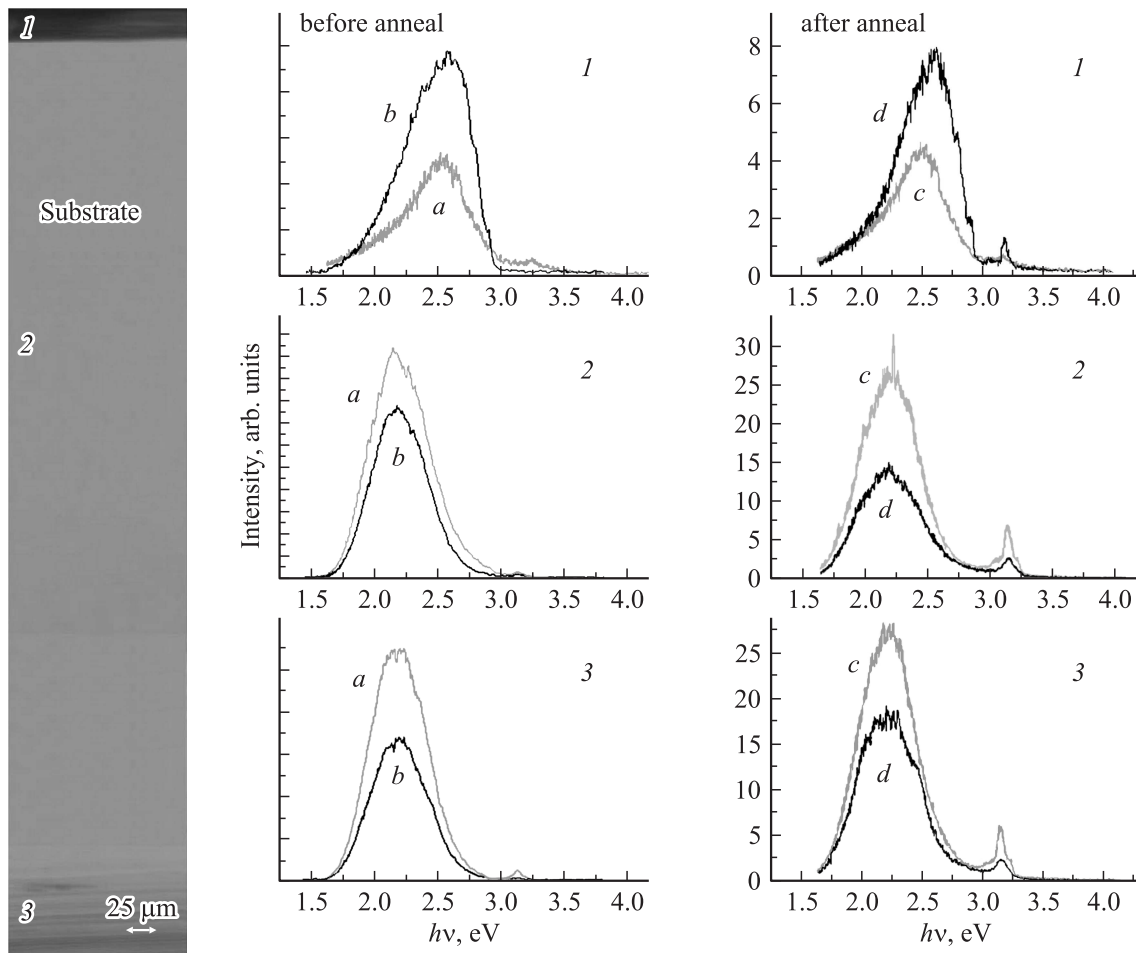
частицами широко известен для других полупроводников, когда дефекты проникают на глубину, превышающую в несколько десятков раз пробег ионов [25,26]. Этот эффект наблюдался ранее и при облучении SiC ионами Al и Bi [27–29]. Глубокое проникновение радиационных дефектов в полупроводниках при облучении ускоренными ионами объясняется суммарным действием нескольких факторов: примесно-дефектным составом материала, напряжением на границе имплантированного слоя и объема за счет рассогласования решеток, и эффектом дальнего действия за счет генерации упругих волн в зоне торможения ионов [25,26,30]. Результатом радиационно-ускоренной диффузии дефектов при облучении 4H-SiC ионами Xe явилось уменьшение интенсивности КЛ спектров дефектной полосы с максимумом 2.25 эВ в подложке образцов (рис. 1, участки 2 и 3, спектры *b*). По аналогии с другими полупроводниками это уменьшение интенсивности дефектной люминесценции можно объяснить геттерирующей способностью структурных нарушений, инициируемых радиационными дефектами [30]. Наибольший эффект геттерирования заметен в средней части подложки за счет сильного геттерирующего влияния имплантированного слоя (рис. 1, участок 2, спектры *a, b*).

Эффективность геттерирования дефектов возрастала в процессе отжига облученных структур при 500°C в течение 30 мин (рис. 1, спектры *c, d*), что объясняется распадом низкотемпературных метастабильных состояний, образующихся в процессе облучения. Кроме того, геттерирующая способность радиационных дефектов и имплантированных слоев может быть усилена дополнительными неоднородными упругими напряжениями в структурах при отжиге [30]. Отжиг радиационных дефектов, расположенных вблизи краев запрещенной зоны и формирующих уровни дефектов, в CVD слое приводил к незначительному восстановлению люминесцентной полосы с максимумом энергии  $h\nu = 3.17$  эВ, обусловленной рекомбинацией свободного экситона (рис. 1, область 1, спектр *c*).

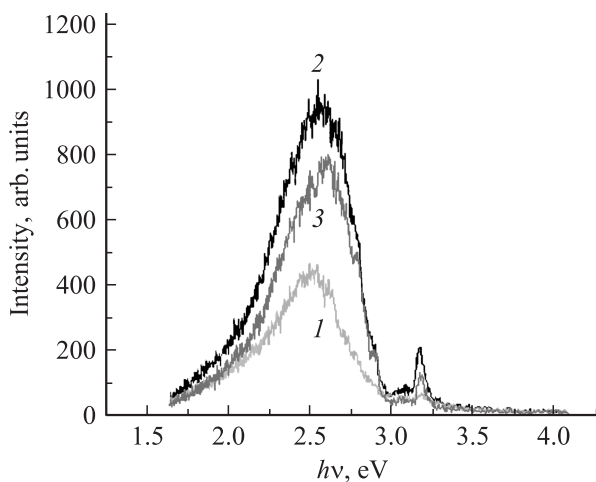
С повышением температуры имплантации ускоренных ионов возрастает скорость отжига простейших первичных радиационных дефектов в полупроводниках — „динамический отжиг“. При облучении 4H-SiC ионами Xe при 500°C этот эффект проявился в заметном уменьшении, по сравнению с облучением при 25°C, интенсивности КЛ спектров дефектных полос с максимумами 2.5 эВ в CVD слое (рис. 4). Также уменьшилась интенсивность спектра дефектов ЛКЛ с максимумом 2.25 эВ в подложке образцов (рис. 3, спектры *a, b*). Дополнительное незначительное улучшение структурного совершенства образцов наблюдалось в процессе послерадиационного отжига при 500°C (рис. 3, спектры *c, b*).

### 3.2. Электрофизические измерения

Согласно измерениям ВФХ, для исходных диодных структур обоих типов — диодов Шоттки и  $p^+-n$ -

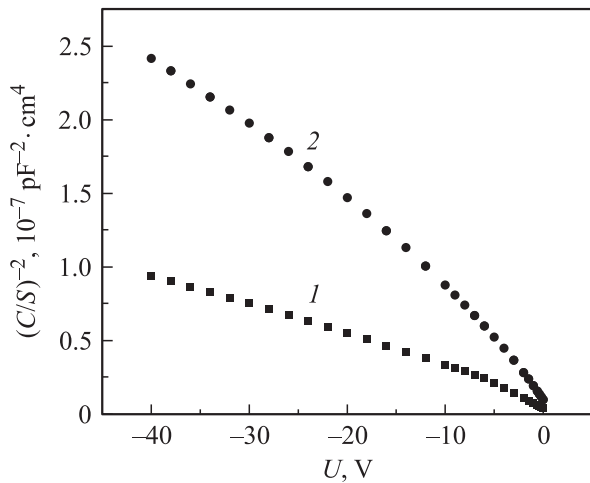


**Рис. 3.** КЛ изображение и спектры ЛКЛ, полученные на сколе 4H-SiC структур в CVD слое (1), в середине подложки (2) и в конце подложки (3): a — исходный образец; b — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при  $500^\circ\text{C}$ ; c — исходный образец после отжига при  $500^\circ\text{C}$  в течение 30 мин; d — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при  $500^\circ\text{C}$  и последующего отжига при  $500^\circ\text{C}$  в течение 30 мин.

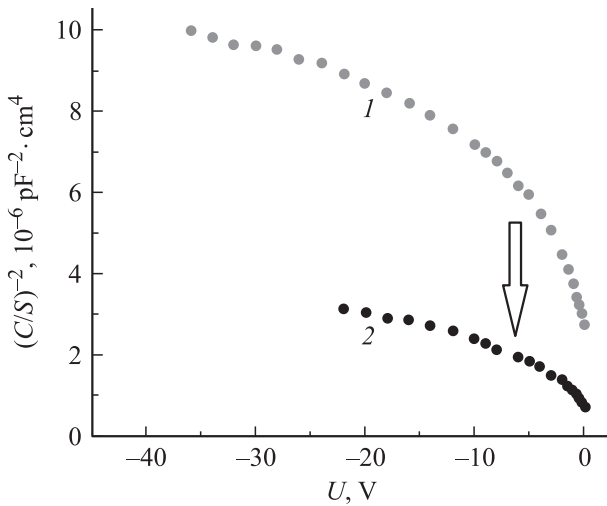


**Рис. 4.** ЛКЛ спектры из CVD слоя 4H-SiC образцов: 1 — исходный образец; 2 — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при  $25^\circ\text{C}$ ; 3 — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при  $500^\circ\text{C}$ .

переходов — не наблюдалась зависимость емкости объемного заряда от температуры и частоты измерений в указанных пределах (рис. 5, кривая 1). Термический отжиг исходных структур при  $500^\circ\text{C}$  в течение 30 мин приводил к уменьшению концентрации  $N_d - N_a$  в CVD слоях за счет частичного отжига некоторых низкотемпературных собственных дефектов, в том числе и донорного типа (рис. 5, кривая 2). Облучение структур ионами Хе при  $25^\circ\text{C}$  приводило к уменьшению концентрации  $N_d - N_a$  в CVD слоях с возрастанием флюенса облучения вплоть до полной компенсации проводимости при флюенсе  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  за счет введения широкого спектра радиационных дефектов в конце тормозного пути (рис. 1, участок 1, спектр b). Отжиг таких образцов при  $500^\circ\text{C}$  не приводил к раскомпенсации проводимости. В то же время облучение образцов 4H-SiC до флюенса  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при температуре  $500^\circ\text{C}$  хоть и сопровождалось уменьшением концентрации  $N_d - N_a$  в CVD слоях за счет вводимых радиационных дефектов, однако не приводило к полной компенсации проводимости за счет



**Рис. 5.** Вольт-фарадные характеристики барьеров Шоттки, сформированных на структурах 4H-SiC с CVD слоями: 1 — исходный образец; 2 — исходный образец после отжига при 500°C в течение 30 мин.

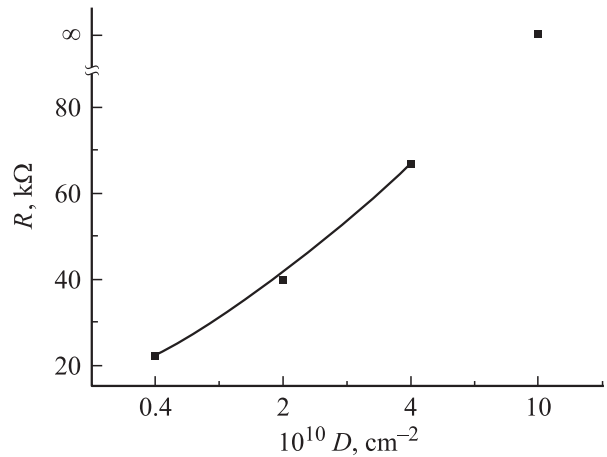


**Рис. 6.** Вольт-фарадные характеристики  $p^+ - n$ -переходов, сформированных на структурах 4H-SiC с CVD слоями: 1 — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при 500°C; 2 — после облучения ионами Хе флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при 500°C и последующего отжига при 500°C в течение 30 мин.

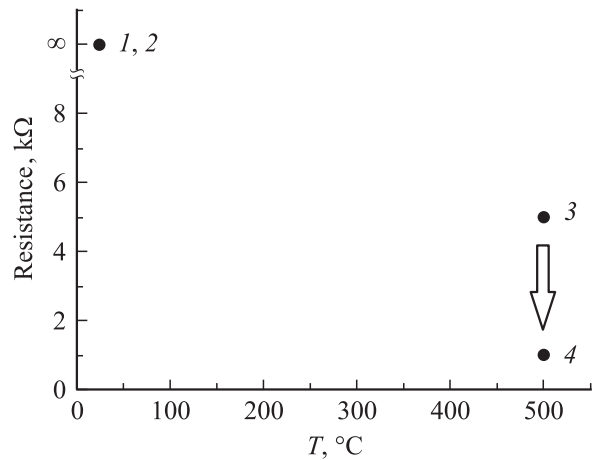
„динамического“ частичного отжига компенсирующих центров (рис. 6, кривая 1). Послерadiационный отжиг при 500°C сопровождался дальнейшим незначительным отжигом радиационных центров дефектов акцепторного типа, и концентрация  $N_d - N_a$  в CVD слоях возрастала (рис. 6, кривая 2).

Облучение образцов 4H-SiC ионами Хе сопровождалось изменением сопротивления диодных структур. Согласно расчетам по программе SRIM2000, при облучении образцов ионами Хе энергией 167 МэВ максимум первичных радиационных дефектов располагался на середине CVD слоя. Это дает основание утверждать, что основной вклад в изменении сопротивления диодных

структур в основном определяется изменением сопротивления эпитаксиального слоя. Однако, учитывая эффект глубокого проникновения радиационных дефектов согласно результатам ЛКЛ измерений, можно предположить, что и сопротивление подложки должно изменяться при облучении и вносить свой вклад в общее сопротивление структур. На рис. 7 представлены зависимости сопротивления облученных структур от величины флюенсом ионов Хе. При облучении до флюенса  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  при температуре 25°C сопротивление структур стремилось к бесконечности, что определяется компенсацией проводимости CVD слоя согласно ВФХ. Отжиг при 500°C не вносил изменений в величину сопротивления таких структур (рис. 8, точки 1, 2). Однако облучение образцов максимальным флюенсом ионов Хе при 500°C



**Рис. 7.** Зависимость сопротивления 4H-SiC структур от величины флюенсов ионов Хе с энергией 167 МэВ при облучении при температуре 25°C.



**Рис. 8.** Температурные зависимости сопротивления 4H-SiC структур, облученных ионами Хе с энергией 167 МэВ флюенсом  $10^{11} \text{ см}^{-2}$  в режимах: 1 — облучение при 25°C; 2 — облучение при 25°C и затем термический отжиг при 500°C; 3 — облучение при 500°C; 4 — облучение при 500°C и затем термический отжиг при 500°C.



сопровождалось увеличением сопротивления структур до 5 кОм (рис. 8, точка 3). При дальнейшем нагреве до 500°C сопротивление образцов снижалось до 800 Ом за счет дополнительного отжига радиационных центров дефектов акцепторного типа, согласно ВФХ (рис. 8, точка 4). Было сделано предположение, что эти дефектные центры образуются в каскадах атомных столкновений за счет распада метастабильных состояний [7].

#### 4. Заключение

— Установлено, что облучение 4H-SiC высокоэнергетическими ионами Хе сопровождается структурными изменениями на глубинах, значительно превышающих пробег ионов.

— Облучение ионами Хе приводит к увеличению сопротивления 4H-SiC структур за счет увеличения концентрации радиационных дефектов компенсирующего типа, некоторые из которых являются центрами люминесценции дефектов.

— Повышение температуры облучения образцов 4H-SiC ионами Хе до 500°C сопровождается „динамическим отжигом“ некоторых низкотемпературных радиационных дефектов.

— Послерadiационный отжиг образцов при 500°C приводит к отжигу некоторых низкотемпературных центров дефектов акцепторного типа, образующихся в результате распада метастабильных состояний.

— Увеличение температуры облучения 4H-SiC тяжелыми высокоэнергетическими ионами увеличивает радиационный ресурс SiC приборов. Это подтверждает высокую радиационную стойкость SiC к осколкам деления и тяжелоионной компоненте космической радиации.

Авторы благодарят А.В. Миронович за проведение термовакuumного напыления барьеров Шоттки и омических контактов к приборным структурам.

#### Список литературы

- [1] F.H. Ruddy, A.R. Dulloo, J.G. Seidel, M.K. Das, S.-H. Ryu, A.R. Agarwal. IEEE Trans Nucl. Sci., **7**, 4575 (2004).
- [2] E.V. Kalinina, A.M. Ivanov, N.B. Strokan, A.A. Lebedev. Semicond. Sci. Technol., **26**, 4 (2011).
- [3] T. Dalibor, G. Pensl, H. Matsunami, T. Kimoto, W.J. Choyke, A. Schoner, N. Nordel. Phys. Status Solidi A, **162**, 199 (1997).
- [4] S.G. Sridhara, D.G. Nizhner, R.P. Devaty, W.J. Choyke, T. Dalibor, G. Pensl, T. Kimoto. Mater. Sci. Forum, **264–268**, 493 (1998).
- [5] E.V. Kalinina. ФТП, **41**, 769 (2007).
- [6] А.И. Гирка, А.Ю. Дидык, А.Д. Мокрушин, Е.Н. Мохов, С.В. Свирида, А.В. Шишкин, В.Г. Шмаровоз. Письма ЖТФ, **15**, 12 (1989).
- [7] А.И. Гирка, А.Д. Мокрушин, Е.Н. Мохов, В.М. Осадчиев, С.В. Свирида, А.В. Шишкин. ЖЭТФ, **97**, 578 (1990).
- [8] I. Lhermitte-Sebire, J.L. Chermant, M. Levalois, E. Paumier, J. Vicens. Rad. Eff. Def. Solids, **126**, 173 (1993).
- [9] I. Lhermitte-Sebire, J. Vicens, J.L. Chermant, M. Levalois, E. Paumier. Phil. Mag. A, **69**, 237 (1994).
- [10] E.V. Калинина, В.А. Скуратов, А.А. Ситникова, Е.И. Колесникова, А.С. Трегубова, М.П. Щеглов. ФТП, **41**, 392 (2007).
- [11] L. Storasta, F.H.C. Carisson, S.G. Shidhara, A. Aberg, J.P. Bergman, A. Hallen, E. Janzen. Mater. Sci. Forum, **353–356**, 431 (2001).
- [12] S.B. Orlinski, J. Schmidt, E.N. Mokhov, P.G. Baranov. Phys. Rev. B, **67**, 125 207 (2003).
- [13] E.V. Калинина, Г.Ф. Холуянов, Г.А. Онушкин, Д.В. Давыдов, А.М. Стрельчук, А.О. Константинов, А. Hallen, А.Ю. Никифоров, В.А. Скуратов, К. Havancsak. ФТП, **38**, 1223 (2004).
- [14] M. Levalois, I. Lhermitte-Sebire, P. Marie, E. Paumier, J. Vicens. Nucl. Instr. Meth. B, **107**, 239 (1996).
- [15] S. Sorieul, J.-M. Costantini, L. Gosmain, G. Calas, J.-J. Grob, L. Thome. J. Phys.: Condens. Matter, **18**, 8493 (2006).
- [16] W.J. Weber, L.M. Wang, N. Yu. Nucl. Instr. Meth. B, **116**, 322 (1996).
- [17] W.J. Weber, N. Yu, L.M. Wang, N.J. Hess. J. Nucl. Mater., **244**, 528 (1997).
- [18] E. Kalinina, G. Kholujanov, V. Solov'ev, A. Strel'chuk, A. Zubrilov, V. Kossov, R. Yafaev, A.P. Kovarski, A. Hallén, A. Konstantinov, S. Karlsson, C. Adàs, S. Rendakova, V. Dmitriev. Appl. Phys. Lett., **77** (19), 3051 (2000).
- [19] М.В. Заморьянская, С.Г. Кошкин, А.Н. Заморьянский. ПТЭ, **3**, 1 (2004).
- [20] M. Ikeda, H. Matsunami, T. Tanaka. Phys. Rev. B, **22**, 2842 (1980).
- [21] L. Patrick, W.J. Choyke. Phys. Rev. B, **5**, 3253 (1972).
- [22] Н.В. Кодрау, В.В. Макаров. ФТП, **15**, 1408 (1981).
- [23] В.Г. Одинг, Ю.А. Водаков, Е.В.Калинина, Е.Н. Мохов, К.Д. Демаков, В.Г. Столярова, Г.Ф. Холуянов. ФТП, **18**, 700 (1984).
- [24] E. Kalinina, G. Kholujanov, A. Sitnikova, V. Kossov, R. Yafaev, G. Pensl, S. Reshanov, A. Hallen, A. Konstantinov. Mater. Sci. Forum, **433–436**, 637 (2003).
- [25] Н.И. Морозов, Д.И. Тетельбаум. ФТП, **17**, 838 (1983).
- [26] П.В. Павлов, Ю.А. Семин, В.Д. Скупов. ФТП, **20**, 503 (1986).
- [27] E.V. Kolesnikova, E.V. Kalinina, A.A. Sitnikova, M.V. Zamoryanskaya, T.B. Popova. Sol. St. Phenomena, **131–133**, 53 (2008).
- [28] E.V. Kalinina, M.V. Zamoryanskaya, E.V. Kolesnikova, A.A. Lebedev. Mater. Sci. Forum, **615–617**, 473 (2009).
- [29] D.B. Shustov, E.V. Kolesnikova, E.V. Kalinina, V.A. Skuratov, M.V. Zamoryanskaya. Sol. St. Phenomena, **156–158**, 401 (2010).
- [30] В.А. Перевощиков, В.Д. Скупов. Геттерирование примесей и дефектов в полупроводниках (Н. Новгород, Нижегород. ун-т, 2002) ч. 1, гл. 3, с. 158.

Редактор Т.А. Полянская

## Optical and electrical properties of 4H-SiC irradiated with Xe ions

*E.V. Kalinina, N.A. Chuchvaga, E.V. Bogdanova, A.M. Strel'chuk, D.B. Shustov, M.V. Zamoryanskaya, V.A. Skuratov\**

Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

\* Joint Institute for Nuclear Research,  
141980 Dubna, Russia

**Abstract** Structures with aluminum ion implanted  $p^+-n$  junctions formed in CVD epitaxial layers 4H-SiC (26  $\mu\text{m}$  thick) with uncompensated donor concentrations  $N_d - N_a = (1-3) \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$  were irradiated by Xe ions at 167 MeV energy with different fluencies in range  $4 \cdot 10^9 - 10^{11} \text{ cm}^{-2}$  at temperatures of 25 and 500°C. Then the initial and irradiated samples were thermally annealed at 500°C during 30 min. The initial, irradiated and annealed samples were investigated by cathodoluminescence methods including local cathodoluminescence technique and by electrical methods as well. According to experimental results, the irradiation with Xe ions caused a deep penetration of the radiation defects at a depth higher in several dozen times the range of the ions. „Dynamical anneal“ some low-temperature radiation defects was obtained during irradiation of the samples at 500°C, that indicate to rise of the radiation resource for SiC based devices worked at high temperatures.