

# Влияние электронного облучения на скорость удаления носителей в кремнии и карбиде кремния модификации 4H

© В.В. Козловский, В.В. Емцев<sup>\*†</sup>, К.В. Емцев, Н.Б. Строкан<sup>\*</sup>, А.М. Иванов<sup>\*</sup>,  
В.Н. Ломасов, Г.А. Оганесян<sup>\*</sup>, А.А. Лебедев<sup>\*</sup>

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
195251 Санкт-Петербург, Россия

<sup>\*</sup> Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 10 июля 2007 г. Принята к печати 21 июля 2007 г.)

Впервые проведено сравнение последовательного (до дозы  $3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ ) воздействия электронного облучения (с энергией 900 МэВ) на образцы, изготовленные из FZ-Si и 4H-SiC (CVD). Измерения на исходных и облученных образцах проводились по методу Ван-дер-Пау (для кремния) и вольтамперметрическим методом на частоте 1 кГц (для карбида кремния). Дополнительно, в случае SiC, спектр вводимых уровней дефектов контролировался методом DLTS. Были определены величины скорости удаления носителей и скорости введения дефектов для двух материалов. Было установлено, что скорости введения дефектов в FZ-Si и в 4H-SiC (CVD) близки между собой ( $\sim 0.1 \text{ см}^{-1}$ ), что в значительной мере определяется близкими пороговыми энергиями возникновения дефектов.

PACS: 61.82.Fk, 61.80.-x

## 1. Введение

Несмотря на распространенное мнение о том, что приборы на основе карбида кремния более устойчивы к радиационному облучению, чем кремниевые приборы, подробные сравнительные радиационные эксперименты на этих полупроводниках не проводились. Ограниченные данные были опубликованы ранее [1–3]. Более того, прямое сравнение литературных данных невозможно из-за разных условий облучения. Такие эксперименты интересны, так как в настоящее время SiC рассматривается как реальная замена Si в силовой электронике. В данной работе проводилось облучение электронами с энергией  $\sim 900$  кэВ образцов Si и SiC с целью введения первичных дефектов (пар Френкеля (ПФ)) и для избежания образования комплексов собственных дефектов, таких как дивакансии.

## 2. Условия эксперимента

Образцы Si были вырезаны из кремниевого слитка, выращенного по методу бестигельной зонной плавки (FZ), и были легированы примесью фосфора в концентрации порядка  $6 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Исследуемые образцы 4H-SiC были изготовлены на основе эпитаксиальных слоев, выращенных методом газофазного осаждения (CVD) в институте IKZ (Берлин). Пленки имели концентрацию нескомпенсированных доноров  $N_D - N_A \leq 2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  и толщину 50 мкм. На основе указанных пленок фирмой Alenia (Турин) были сформированы диодные структуры типа металл–полупроводник. Полученные образцы были предоставлены ФТИ им. А.Ф. Иоффе для исследований в рамках совместных работ коллаборации RD50 (CERN).

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

Облучение проводилось быстрыми электронами с энергией 900 кэВ при комнатной температуре. Дефекты вводились равномерно по объему образцов, поскольку их толщина была много меньше длины пробега электронов. Электрические измерения на исходных и облученных образцах проводились по методу Ван-дер-Пау (для кремния) и вольтамперметрическим методом на частоте 1 кГц (для карбида кремния). Дополнительно, в случае SiC, спектр вводимых уровней дефектов контролировался методом DLTS.

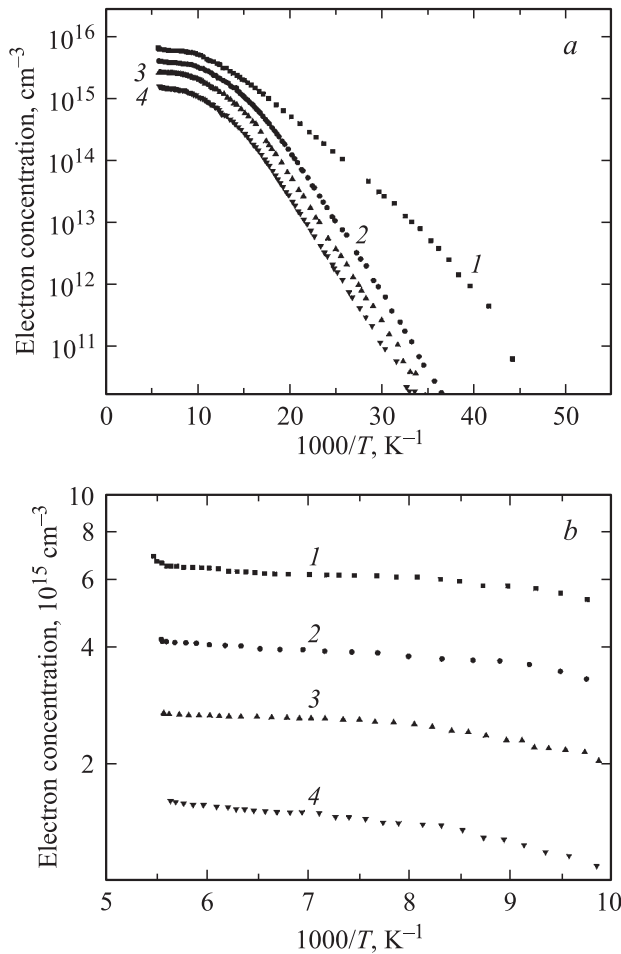
## 3. Результаты эксперимента

### 3.1. FZ-n-Si

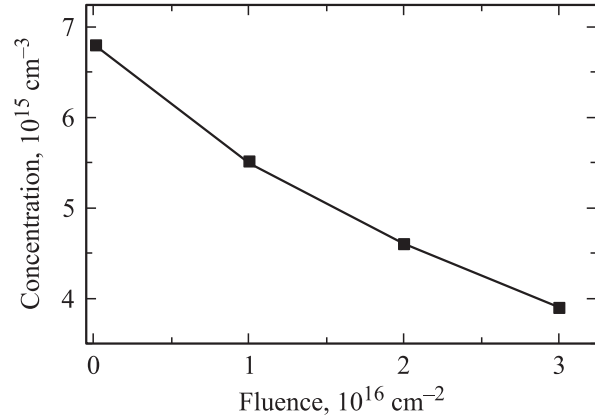
Измерение эффекта Холла и удельной электропроводности с помощью метода Ван-дер-Пау при различных температурах давало возможность определить температурные зависимости концентрации и подвижности свободных носителей заряда. Анализ для случая невырожденного полупроводника на основе соответствующих уравнений электронейтральности позволил оценить раздельно как полную концентрацию мелких центров, так и концентрацию компенсирующих акцепторов. На рис. 1, а показаны зависимости концентрации носителей заряда от обратной температуры  $n(1/T)$  для исходного и облученного n-Si. Полученные результаты хорошо согласуются с литературными данными (см., например [4,5]). Действительно, в облученном FZ-Si с фоновой концентрацией примесей кислорода порядка  $10^{16} \text{ см}^{-3}$  удаление носителей заряда происходит за счет образования E-центров — комплексов примесный атом V группы — вакансия. E-центры являются глубокими акцепторами с энергией ионизации  $\sim E_c - 0.4$  эВ. Таким образом, помимо прямого уменьшения концентрации

доноров за счет удаления мелких донорных состояний примесных атомов фосфора при захвате вакансий, происходит компенсация электронной проводимости образовавшимися акцепторными центрами радиационного происхождения. При этом вклад дивакансий в компенсацию проводимости в облученном  $n$ -Si можно не учитывать, так как скорость их образования при энергии быстрых электронов 900 кэВ по крайней мере на порядок величины меньше, чем скорость образования  $E$ -центров [6]. Соответственно кривые  $n(1/T)$  вблизи комнатной температуры имеют участки плато, понижающиеся с возрастанием дозы облучения (рис. 1,  $b$ ).

В отличие от FZ-Si в кремнии, выращенном по методу Чохральского (Cz-Si), с концентрацией кислорода, близкой к  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ , электронное облучение приводит главным образом к формированию комплексов кислород-вакансия ( $A$ -центры) [6,7]. Эти дефекты также являются акцепторами с энергией  $\sim E_c - 0.16 \text{ эВ}$ . В умеренно легированном  $n$ -Si при  $T = 300 \text{ К}$   $A$ -центры в основном нейтральны, в отличие от  $E$ -центров. Этот факт может привести к заблуждению при оценке скорости удаления



**Рис. 1.**  $a$  — зависимости концентрации носителей заряда от температуры в FZ-Si до (1) и после (2–4) облучения быстрыми электронами с энергией 900 кэВ. Дозы облучения  $\Phi$ ,  $10^{16} \text{ см}^{-2}$ : 1 — 0, 2 — 1, 3 — 2, 4 — 3.  $b$  — то же в области высоких температур.



**Рис. 2.** Зависимость концентрации носителей заряда в  $n$ -типе FZ-Si от дозы облучения при 300 К, облученном быстрыми электронами с энергией 900 кэВ.

носителей заряда в облученном Cz-Si при комнатной температуре. Поэтому мы использовали только FZ-Si и проводили электрические измерения в широком температурном интервале.

Зависимость концентрации носителей заряда от дозы облучения  $n(\Phi)$  при комнатной температуре полученная из измерений эффекта Холла, представлена на рис. 2. Она позволяет определить скорость удаления носителей заряда на начальном этапе и скорость введения радиационных дефектов в FZ-Si, облученном быстрыми электронами, оказавшихся равными  $\sim 0.23$  и  $\sim 0.11 \text{ см}^{-1}$  соответственно. Скорость образования  $E$ -центров оказывается в 2 раза меньше скорости удаления носителей заряда, поскольку при эффективном образовании  $E$ -центров электроны удаляются из зоны проводимости как за счет удаления самих мелких донорных состояний примесных атомов фосфора при возникновении этих вакансионных комплексов, так и за счет обычной компенсации электронной проводимости глубокими акцепторными состояниями  $E$ -центров. Как показывает анализ температурных зависимостей  $n(T)$  (рис. 1), основанный на использовании соответствующих уравнений электронейтральности, такое соотношение скоростей удаления мелких донорных состояний и носителей заряда в облученных образцах  $n$ -Si действительно имеет место, что подтверждает доминирующий вклад  $E$ -центров в процесс компенсации.

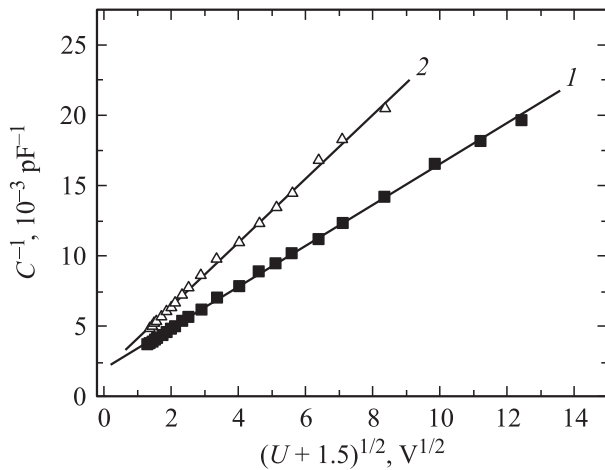
### 3.2. 4H-SiC (CVD)

Для определения скорости удаления носителей из зоны проводимости в 4H-SiC-структурах строились обратные значения измеренной емкости ( $1/C$ ) в функции от квадратного корня из суммы ( $U + V_c$ ). Здесь  $U$  — напряжение смещения; для контактной разности потенциалов  $V_c$  принималось значение  $V_c = 1.5 \text{ В}$ . Подобное отображение данных эксперимента вызвано введением в наш случай большого количества глубоких центров. В указанных координатах ход зависимости

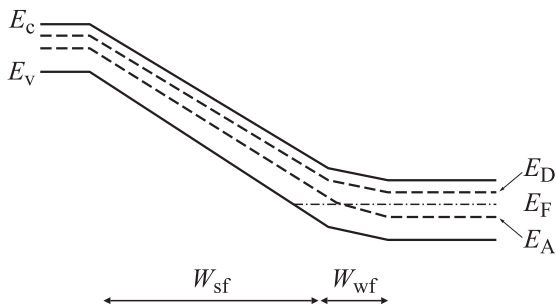
$1/c = f[(U + V_c)^{1/2}]$  имел линейный характер (рис. 3) с наклоном, определяемым величиной плотности объемного заряда скомпенсированных исходных доноров. Последнее соответствует предложенной в работе [8] модели, рассматривающей разделение области объемного заряда (ООЗ) на области сильного ( $W_{sf}$ ) и слабого поля ( $W_{wf}$ ). Для случая одного акцепторного уровня (рис. 4) справедлива, согласно [9,10], несколько упрощенная формула

$$\frac{1}{C} \propto W = W_{sf} + W_{wf} = 1.06 \cdot 10^7 \sqrt{\varepsilon} \times \left[ \sqrt{\frac{U + V_c}{N_D}} + \sqrt{\frac{E_F - E_A}{e(N_D - N_A)}} \right]. \quad (1)$$

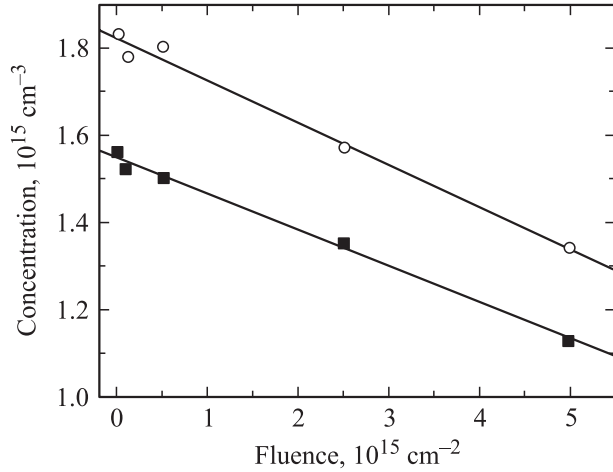
Здесь  $\varepsilon$  — диэлектрическая проницаемость SiC,  $e$  — заряд электрона; концентрации исходных доноров  $N_D$  и вводимых облучением акцепторов  $N_A$  выражены в  $\text{см}^{-3}$ , положения уровней Ферми  $E_F$  и акцепторов  $E_A$  даны в эВ. Размерность результирующей величины ООЗ  $W$  получается в мкм. Появившийся свободный член  $W_{wf}$



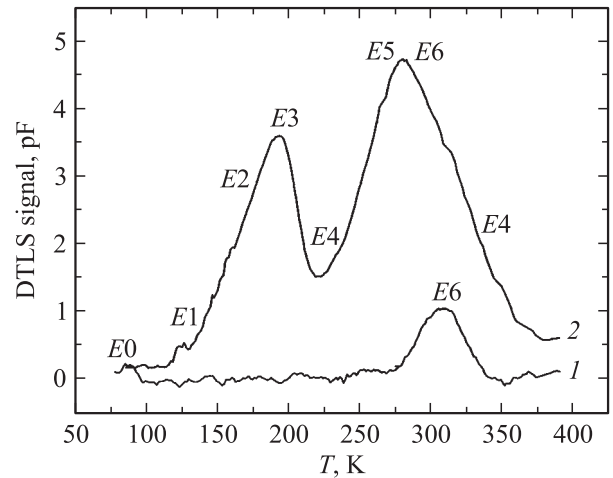
**Рис. 3.** Зависимости обратной величины емкости от приложенного напряжения для дозы электронов  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  для двух образцов 4H-SiC (CVD). Площадь образцов,  $\text{см}^2$ : 1 —  $7.1 \cdot 10^{-2}$ , 2 —  $4.9 \cdot 10^{-2}$ .



**Рис. 4.** Зонная диаграмма при обратном смещении для материала  $n$ -типа — в модели, разделяющей область объемного заряда на области сильного  $W_{sf}$  и слабого поля  $W_{wf}$ , для случая одного акцепторного уровня.



**Рис. 5.** Зависимости концентрации  $N_D - N_A$ , измеренные в области  $W_{sf}$  вольтёмкостным методом для двух образцов 4H-SiC.



**Рис. 6.** Спектры DLTS в исходном (1) и облученном электронами с энергией 900кэВ дозой  $2.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  (2) образцах 4H-SiC.

возрастает по мере роста концентрации акцепторов и будет рассмотрен в *Приложении*.

На рис. 5 приведены полученные зависимости ( $N_D - N_A$ ) от дозы электронов, измеряемые в  $W_{sf}$  для двух образцов в диапазоне доз до  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Отчетливо наблюдается линейно спадающий характер с ростом дозы радиационного воздействия. Из наклона этих зависимостей можно оценить скорость удаления носителей из зоны проводимости  $V_d \leq 0.1 \text{ см}^{-1}$ . Эта величина близка к значению скорости удаления носителей в кремнии. Здесь, однако, необходимо подчеркнуть, что  $V_d$  для кремния определялось непосредственно по проводимости образцов. Акцент на различие методов измерений необходим, поскольку вольтёмкостные измерения характеризуют скорость введения радиационных дефектов не полностью. Возникающие в запрещенной зоне уровни в зависимости от глубины залегания по разному вносят вклад в измеряемую величину  $V_d$  [11,12].

Параметры глубоких центров в образцах  $4H-n\text{-SiC}$  до и после электронного облучения с энергией 900 кэВ дозой  $2.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ , а также скорость их введения  $\eta = N/\Phi, \text{ см}^{-1}$

Глубокий центр	$E, \text{ эВ}$	$N, \text{ см}^{-3}$	$\sigma_n, \text{ см}^2$	$\eta, \text{ см}^{-1}$
$E0$ , до облучения	0.16	$7.0 \cdot 10^{12}$	$9.0 \cdot 10^{-16}$	
$E1$	0.24	$1.0 \cdot 10^{13}$	$9.0 \cdot 10^{-16}$	0.004
$E2$	0.30	$4.0 \cdot 10^{13}$	$2.0 \cdot 10^{-16}$	0.016
$E3$	0.38	$7.5 \cdot 10^{13}$	$1.7 \cdot 10^{-15}$	0.030
$E4$	0.45	$3.0 \cdot 10^{13}$	$2.0 \cdot 10^{-15}$	0.012
$E5$	0.52	$8.0 \cdot 10^{13}$	$5.0 \cdot 10^{-16}$	0.032
$E6$ , до облучения	0.62	$2.3 \cdot 10^{13}$	$1.0 \cdot 10^{-15}$	
$E6$	0.62	$5.5 \cdot 10^{13}$	$3.0 \cdot 10^{-15}$	0.022
$E7$	0.75	$4.0 \cdot 10^{13}$	$1.3 \cdot 10^{-14}$	0.016

Это происходит потому, что сравнительно „мелкие“ из образовавшихся глубоких уровней (ГУ) достаточно быстро ионизируются в поле ООЗ  $p^+ - n$ -перехода при комнатной температуре. Ионизация происходит вследствие термического выброса электрона с уровня в зону проводимости и последующего ухода во внешнюю цепь. Такие уровни не вносят вклад в изменение величины  $N_D - N_A$ , если они акцепторы.

С целью уточнения наличия подобных уровней были выполнены измерения спектров DLTS в исходном и облученном дозой  $2.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  образцах (рис. 6). Измерения выполнялись до температуры 400 К, так как барьеры типа металл-полупроводник не предполагают измерения при более высоких температурах. Однако указанной температуры вполне достаточно, чтобы выявить уровни, которые будут перезаряжаться в ООЗ при комнатной температуре.

Параметры обнаруженных уровней и их концентрации  $N$  приведены в таблице. Основу составляют центры, наблюдавшиеся также в работах [13,14]. Суммарная концентрация только центров, перечисленных в таблице, дает величину скорости введения радиационных дефектов  $\sim 0.13 \text{ см}^{-1}$ , что соответствует верхней границе  $V_d$ . Все эти центры можно отнести к сравнительно „мелким“, о которых упоминалось выше. DLTS-измерения до более высоких температур несомненно выявили бы дополнительные ГУ [15], которые заведомо не успевают перезаряжаться за время вольтамперных измерений.

## 4. Обсуждение результатов

В качестве „модельного“ вида облучения мы выбрали облучение электронами с энергией  $\sim 1 \text{ МэВ}$ , поскольку электроны такой энергии генерируют только точечные радиационные дефекты (РД) (собственный межузельный атом и вакансия — пара Френкеля) равномерно по глубине полупроводниковой пластины толщиной в сотни микрон. При использовании других видов облучения, например протонов или  $\alpha$ -частиц, наряду с радиационными дефектами возникает дополнительный фактор

влияния — атомы образующихся водорода или гелия, причем влияние различных факторов весьма трудно разделить [16].

Выбранная нами энергия электронов (900 кэВ) значительно превосходит граничные энергии электронов, при которых начинают образовываться пары Френкеля (ПФ) в подрешетке углерода ( $\sim 90 \text{ кэВ}$ ) и кремния ( $\sim 250 \text{ кэВ}$ ) [17,18]. При таких энергиях сечение образования РД ( $\sigma_d$ ) определяется сечением упругого смещения регулярного атома при данной энергии быстрых электронов и может быть записано в виде [19]

$$\sigma_d = \frac{2\pi Z^2 e^4}{T_d M c^2}.$$

Здесь  $Z$  и  $M$  — заряд и масса атома,  $c$  — скорость света.

Используя недавно уточненные данные для порога дефектообразования  $T_d = 25 \text{ эВ}$  для обеих подрешеток [17–19], мы оценили сечения образования РД: для кремния оно составляет  $\sim 40$  барн, а для углерода  $\sim 15$  барн. Тогда темп генерации ПФ (как произведение сечения на концентрацию атомов полупроводника) будет составлять  $\sim 2 \text{ см}^{-1}$  как для кремния, так и для атомов кремния в подрешетке карбида кремния. Для углерода в карбиде кремния темп генерации ПФ составит  $< 1 \text{ см}^{-1}$ .

### 4.1. Кремний

В кремнии при комнатной температуре собственные дефекты (межузельные атомы и вакансии) подвижны. Они захватываются различными атомами примесей, среди которых атомы V группы являются наиболее эффективными ловушками для вакансий. Известно, что такие вакансионные комплексы ответственны за удаление носителей заряда в облученном FZ-Si легированном P, As. Таким образом, скорость образования E-центров на начальных стадиях облучения может быть мерой числа ПФ, разделенных на изолированные вакансии и межузельные атомы.

Компоненты ПФ, образующиеся при облучении (особенно при облучении низкоэнергетическими частицами, когда выбитый из узла атом приобретает энергию, достаточную для удаления от исходного положения лишь на 1–2 межатомных расстояний), оказываются генетически связанными дефектами [20]. Образование таких пар как раз и наиболее вероятно в условиях нашего вида облучения. При образовании дефектов по Френкелю атом, перешедший из узла в междоузлие, выходит за пределы первой координационной сферы и попадает в потенциальную яму.

В процессе облучения возникают пары с разными расстояниями между вакансией и межузельным атомом. Из рассмотрения непрерывной упругой среды, содержащей центр сжатия (вакансию) или центр растяжения (межузельный атом), следует, что вызываемые деформации будут разного знака, и, в пределе приближения, между компонентами пары должна существовать сила

притяжения [20]. В результате этого вероятность миграции, ведущей к аннигиляции, будет больше вероятности того, что подвижный компонент удалится от места образования и пара разделится на свободные вакансию и межузельный атом.

При очень малых расстояниях между образовавшимися компонентами пар может возникнуть неустойчивый дефект, который спонтанно аннигилирует даже без теплового возбуждения. Так, например, известно, что в арсениде галлия при комнатной температуре облучения аннигиляция первичных дефектов весьма незначительна, а для кремния может достигать до 95% [20,21]. Измеренная нами скорость образования разделенных ПФ ( $0.11 \text{ см}^{-1}$ ) очень хорошо совпадает с этими оценками — 5% от общей скорости генерации ПФ, равной  $2 \text{ см}^{-1}$ .

## 4.2. Карбид кремния

Для карбида кремния, в отличие от кремния, информация о радиационном дефектообразовании намного скуднее и противоречивей. Это связано со значительными трудностями при выращивании материала и сильным различием исходных материалов.

Так, для  $4H\text{-SiC}$  (CVD) наблюдаемое уменьшение концентрации носителей заряда связывалось с прямым уменьшением концентрации доноров за счет удаления мелких донорных состояний примесных атомов азота [22]. Согласно [22], образующиеся при облучении SiC элементарные дефекты взаимодействуют с легирующей примесью азота с образованием нейтральных комплексов (деактивация донорных состояний радиационными дефектами). В качестве возможного кандидата на роль такого элементарного дефекта рассматривалась кремниевая вакансия ( $V_{\text{Si}}$ ). Высказанное положение по сути аналогично процессу образования  $E$ -центров в кремнии.

Согласно другой модели [23], уменьшение концентрации носителей заряда при облучении возникает за счет образования глубоких акцепторных центров в объеме полупроводника, на которые уходят электроны с мелких донорных уровней. При этом при нагреве исследуемых образцов возможно восстановление концентрации свободных носителей в зоне проводимости (за счет термической ионизации глубоких уровней радиационных дефектов).

В целом можно утверждать, что как скорость удаления носителей, так и скорость введения дефектов в  $4H\text{-SiC}$  (CVD) и в Si близки. Последнее несколько противоречит более ранним результатам [24], где было показано, что средняя скорость удаления носителей заряда в  $6H\text{-SiC}$ , выращенном методом сублимационной эпитаксии на подложке SiC, не превышает  $0.015 \text{ см}^{-1}$ . Это можно было связать с большими значениями пороговой энергии образования дефектов в карбиде кремния. Однако, согласно недавним исследованиям [17,18,25], пороговые энергии оказались заметно более низкими и близкими к величине 25 эВ.

В этой связи различие в полученных значениях скорости удаления носителей заряда для различных модификаций SiC, на наш взгляд, объясняется не столько первичным, сколько вторичным радиационным дефектообразованием. Так, в исследуемом ранее  $6H\text{-}n\text{-SiC}$  [24] в отличие от  $4H\text{-SiC}$  (CVD) и Si, из-за особенностей сублимационной технологии его получения, по-видимому, создавались благоприятные условия для стока и рекомбинации первичных пар Френкеля. Последнее уменьшало рост концентрации вторичных дефектов, а значит, приводило к малым значениям  $V_d$ .

## 5. Заключение

Полученные результаты позволяют сделать следующие выводы.

1. Скорости введения дефектов в FZ-Si и в  $4H\text{-SiC}$  (CVD) близки между собой, что в значительной мере определяется близкими пороговыми энергиями дефектообразования.

2. Наблюдавшиеся различия в величинах скорости удаления носителей для  $4H\text{-SiC}$  (CVD) и сублимационном  $6H\text{-SiC}$  следует связать с особенностями технологического процесса.

3. При определении значения скорости удаления носителей заряда емкостными методами надо учитывать, что в зависимости от условий эксперимента (температуры, частоты измерительного сигнала) глубокие центры могут по-разному вносить свой вклад в итоговую величину. Этим, возможно, объясняется несколько меньшая величина скорости  $V_d$  для  $4H\text{-SiC}$  (CVD) по сравнению с FZ-Si.

Авторы выражают искреннюю благодарность докт. Герхарду Пенслу и докт. Сергею Решанову из Института прикладной физики Университета Нюрнберга–Эрлангена (ФРГ) за предоставление сравнительных данных по емкостным измерениям контрольных образцов.

Работа выполнена при поддержке грантов президента РФ — „Ведущие научные школы“ (НШ-5920.2006.2) и Швейцарского национального научного фонда (SNSF IB7420-111116), а также со стороны исследований по программам коллаборации RD-50 (CERN).

## Приложение

Отметим, что с возрастанием дозы и сближением концентраций мелких доноров и вводимых акцепторов методические возможности вольтамперных измерений расширяются. Широкий спектр вводимых глубоких уровней приводит, как отмечалось выше, к известному положению, когда в ООЗ возникает область с весьма низкой плотностью заряда. Область формируется за счет уровней, оказавшихся в поле контактной разности потенциалов ниже уровня Ферми (рис. 4). Соответственно уровни заполнены электронами и акцепторы

нейтрализуют положительный заряд ионизованных мелких доноров. В нашем случае важно, что заполнение уровней в области весьма близко к условиям измерения проводимости. В результате данные, получаемые обеими методиками, должны быть эквивалентны.

Протяженность области с низкой плотностью заряда не зависит от внешнего смещения и определяется отсекаемым на оси ординат отрезком функции  $1/C(U)$  при  $(U + V_c)^{1/2} = 0$ . Для повышения точности определения ширины области следует использовать начальный участок малых смещений, когда заметную роль играет значение контактной разности потенциалов  $V_c$ . Обработка данных согласно формуле (1) позволяет найти величину  $V_c$ .

Из выражения (1) следует, что производная от  $1/C$  по корню квадратному из напряжения смещения равна

$$\frac{d(1/C)}{d(\sqrt{U})} = \sqrt{\frac{U}{U + V_c}}$$

Построение зависимости производной от  $\sqrt{U}$  и последующая подгонка дает значение  $V_c$ .

Для приведенных на рис. 4 зависимостей величины  $V_c$  были определены для дозы  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ .

В предположении наличия одного эффективного уровня, расположенного на глубине  $E_F - E_A = 1 \text{ эВ}$ , усредненная для образцов плотность объемного заряда  $N_D^+ - N_A^-$  в области слабого поля составила  $7.35 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ . Последнее значение для скорости удаления носителей заряда дает величину  $\leq 0.2 \text{ см}^{-1}$ , что находится в неплохом согласии с результатами, полученными выше.

## Список литературы

- [1] B.G. Svensson, A. Hallen, M.K. Linnarsson, A.Yu. Kuznetsov, M.S. Janson, D. Aberg, J. Osterman, P.O. Persson, L. Hultman, L. Storasta, F.H.C. Carlsson, J.P. Bergman, C. Jagadish, E. Morvan. *Mater. Sci. Forum*, **353–356**, 549 (2001).
- [2] V. Kozlovski, V. Abrosimova. *Radiation Defect Engineering* (Singapore, World Scientific, 2005).
- [3] A.C. Ahyi, S.R. Wang, J.R. Williams. *Mater. Sci. Forum*, **527–529**, 1063 (2006).
- [4] G.D. Watkins, J.W. Corbett. *Phys. Rev. A*, **134**, 1359 (1964).
- [5] E.L. Elkin, G.D. Watkins. *Phys. Rev.*, **174**, 881 (1968).
- [6] J.W. Corbett, G.D. Watkins. *Phys. Rev. A*, **138**, 555 (1965).
- [7] G.D. Watkins, J.W. Corbett. *Phys. Rev.*, **121**, 1001 (1961).
- [8] C.T. Sah, W.G.K. Reddi. *IEEE Trans. Electron. Dev.*, **ED-11**, 345 (1964).
- [9] А. Милнс. *Примеси с глубокими уровнями в полупроводниках* (М., Мир, 1977).
- [10] L.S. Berman. *Purity control of semiconductors by the method of capacitance transient spectroscopy* (St. Petersburg, Electronic Integral Systems, 1995).
- [11] А.А. Лебедев, В.В. Козловский, Н.Б. Строкан, Д.В. Давыдов, А.М. Иванов, А.М. Стрельчук, Р. Якимова. *ФТП*, **36** (11), 1354 (2002).
- [12] Н.Б. Строкан, А.М. Иванов, А.А. Лебедев. *ФТП*, **38** (2), 129 (2004).
- [13] A. Castaldini, A. Cavallini, L. Rigutti, F. Nava. *Appl. Phys. Lett.*, **85**, 3780 (2004).
- [14] A. Castaldini, A. Cavallini, L. Rigutti, F. Nava, S. Ferrero, F. Giorgis. *J. Appl. Phys.*, **98**, 053 706 (2005).

- [15] G. Alfieri, E.V. Monakov, M.K. Linnarsson, B.G. Svensson. *Mater. Sci. Forum*, **483–485**, 365 (2005).
- [16] В.В. Козловский. *Модифицирование полупроводников пучками протонов* (СПб., Наука, 2003).
- [17] J.W. Steeds, F. Carosella, G.A. Evans, M.M. Ismail, L.R. Danks, W. Voegeli. *Mater. Sci. Forum*, **353–356**, 381 (2001).
- [18] J.W. Steeds, G.A. Evans, S. Furkert, M.M. Ismail, L.R. Danks, W. Voegeli, F. Carosella. *Diamond Relat. Mater.*, **11**, 1923 (2002).
- [19] J.W. Corbett, J.C. Bourgoin. In: *Point Defects in Solids. Vol. 2, Semiconductors and Molecular Crystals*, ed by J.H. Crawford, L.M. Slifkin (London, N.Y., Plenum Press, 1975) p. 84. [Перевод: Дж. Корбетт, Ж. Бургуэн. В сб.: *Точечные дефекты в твердых телах*. Перевод под ред. Б.И. Болтакса, Т.В. Машовец, А.Н. Орлова (М., Мир, 1979) с. 95.]
- [20] В.В. Емцев, Т.В. Машовец. *Примеси и точечные дефекты в полупроводниках* (М., Радио и связь, 1981).
- [21] W.J. Weber, L.K. Mansur, F.W. Clinard, D.M. Parkin. *J. Nucl. Mater.*, **184** (1), 1 (1991).
- [22] D. Aberg, A. Hallen, P. Pellegrino, B.G. Swensson. *Appl. Phys., Lett.*, **78**, 2908 (2001).
- [23] A.A. Lebedev, A.I. Veinger, V.V. Kozlovski, D.V. Davydov, N.S. Savkina, A.M. Strelchuk. *J. Appl. Phys.*, **88** (11), 6265 (2000).
- [24] V.V. Kozlovski, E.V. Bogdanova, V.V. Emtsev, K.V. Emtsev, A.A. Lebedev, V.N. Lomasov. *Mater. Sci. Forum.*, **483–485**, 385 (2005).
- [25] Е.В. Калинина. *ФТП*, **41** (7). 769 (2007).

Редактор Т.А. Полянская

## Influence of an electron irradiation on the carrier removal rate in silicon and silicon carbide of 4H modification

V.V. Kozlovski, V.V. Emtsev\*, K.V. Emtsev, N.B. Strokana\*, A.M. Ivanov\*, V.N. Lomasov, G.A. Oganessian\*, A.A. Lebedev\*

St. Petersburg State Polytechnical University,  
195251 St. Petersburg, Russia  
\* Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St. Petersburg, Russia

**Abstract** For the first time consecutive comparison (up to a fluence  $3 \cdot 10^{14} \text{ cm}^{-2}$ ) influences of an electron irradiation (with energy 900 MeV) on the samples made from FZ-Si and 4H-SiC (CVD) is lead. The electric measurements on the virgin and irradiated samples were spent by Van der Pauw method (for silicon) and by volt-capacitance method on frequency 1 kHz (for silicon carbide). In addition in case of SiC the spectrum of entered levels of defects was supervised by method DLTS. Values of the carrier removal rate and speed of introduction of defects for two materials have been estimated. It has been established that speed of introduction of defects in FZ-Si and in 4H-SiC (CVD) are close among themselves ( $\sim 0.1 \text{ cm}^{-1}$ ), that is appreciably determined by like energy threshold of occurrence of defects.