

# Сверхмелкие $p^+ - n$ -переходы в кремнии (100): электронно-лучевая диагностика приповерхностной области

© А.Н. Андронов\*, Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, С.В. Робозеров\*

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

\*Санкт-Петербургский государственный технический университет,  
195251 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 19 февраля 1997 г. Принята к печати 22 апреля 1997 г.)

Электронно-лучевая диагностика зондирования приповерхностной области электронами малых и средних энергий используется для анализа сверхмелких  $p^+ - n$ -переходов в кремнии (100), которые создаются в условиях неравновесной примесной диффузии. Исследуется энергетическая зависимость коэффициента радиационной проводимости, а также его распределение по площади  $p^+ - n$ -перехода. Данная методика позволяет определить распределение по глубине кристалла вероятности разделения электронно-дырочных пар полем  $p - n$ -перехода, которое, как показывают результаты эксперимента, является различным для  $p^+ - n$ -переходов, полученных при доминировании *kick-out* и диссоциативного вакансионного механизмов примесной диффузии, лежащих в основе получения сверхмелких  $p - n$ -переходов. Кроме того, впервые представляются результаты исследований распределения вторичных точечных центров, которые образуются вблизи границы сверхмелкого диффузионного профиля и в значительной степени влияют на транспорт неравновесных носителей. Полученные данные демонстрируют возможности повышения эффективности повышения фотоприемников, детекторов  $\alpha$ -частиц и солнечных батарей, создаваемых на основе сверхмелких  $p - n$ -переходов.

## 1. Введение

В последнее время было экспериментально доказано, что с помощью планарной диффузионной технологии можно получать в монокристаллическом кремнии сверхмелкие (до 10 нм) профили легирования с резкой границей, если использовать эффекты увеличения примеси избыточными потоками вакансий или собственных межузельных атомов, генерируемых поверхностью раздела кремний-окисел [1–4]. Уровень легирования и пространственное распределение введенной примеси в таких профилях зависят от того, какой из механизмов неравновесной диффузии — *kick-out* (КО) или диссоциативный вакансионный [4–6] — является преобладающим, и определяются прежде всего температурой диффузии и толщиной исходного окисла [3]. В настоящей работе обсуждаются результаты экспериментального исследования влияния указанных факторов на свойства получаемых структур на примере приповерхностных квантово-размерных  $p^+ - n$ -переходов в кремнии (100). В качестве рабочего метода было выбрано зондирование приповерхностной области электронами малых и средних энергий [7], которое позволяет определить распределение по глубине кристалла вероятности разделения электронно-дырочных пар полем  $p^+ - n$ -перехода.

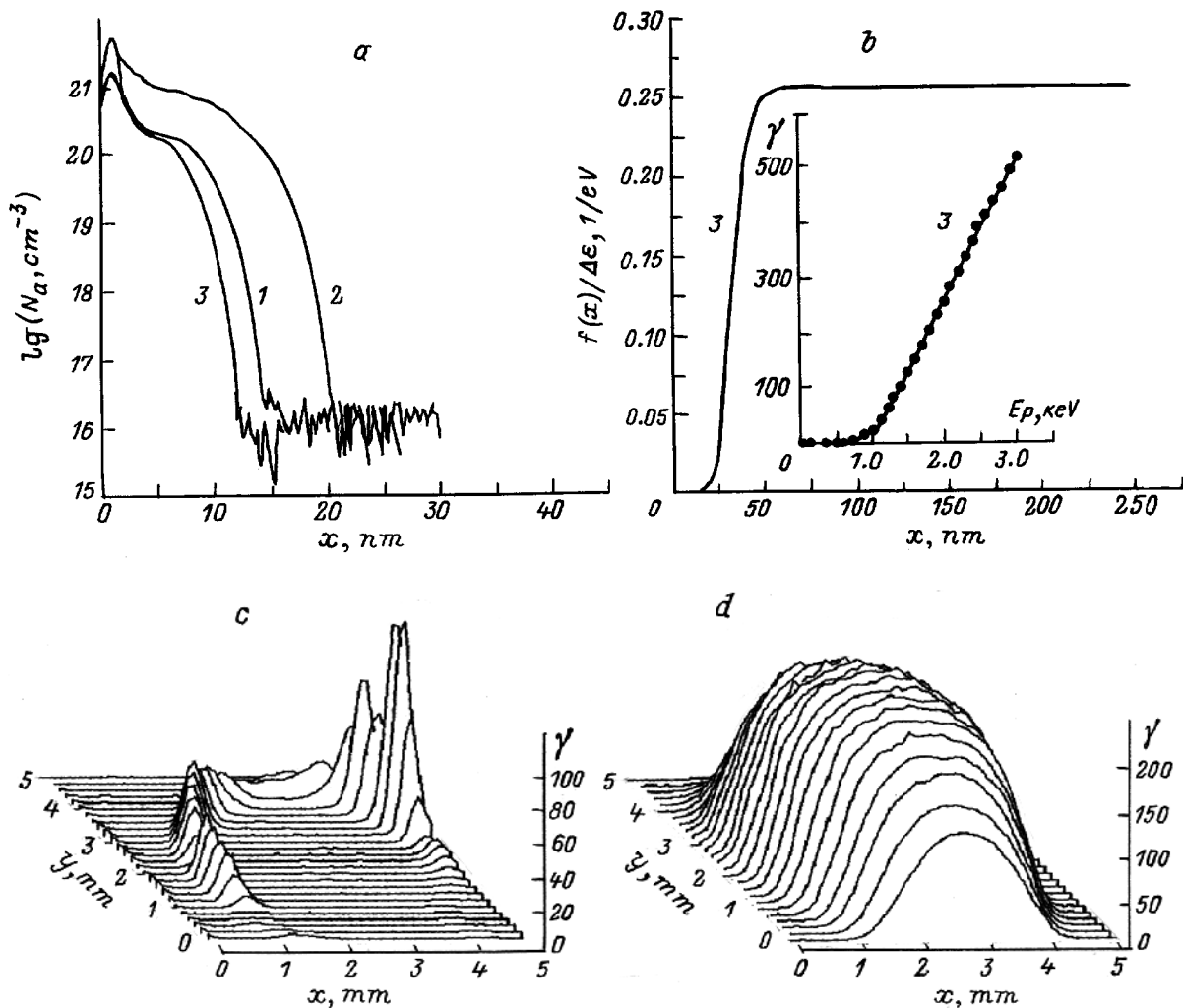
## 2. Получение сверхтонких $p^+ - n$ -переходов в кремнии

При изготовлении  $p^+ - n$ -переходов в качестве основы использовались пластины монокристаллического кремния (100)  $n$ -типа проводимости толщиной 350 мкм с удельным сопротивлением 1.0, 5.0, 20 или 500 Ом·см.

На начальной стадии процесса обе стороны пластины окислялись в сухом кислороде при 1150°С. После этого в слое окисла на рабочей стороне с помощью фотолитографии вскрывались окна выбранной геометрии, в которых при малых временах (4 мин) диффузии бора из газовой фазы формировались  $p^+ - n$ -переходы. В ходе исследований варьировались значения температуры диффузии (800, 900, 1100°С) и толщины поверхностного окисла, что позволяло моделировать условия КО- [3,5,6] и диссоциативного вакансионного [3,5] механизмов примесной диффузии, которые индуцировались соответственно избыточными потоками собственных межузельных атомов и вакансий. Высокий уровень генерации первичных дефектов, ответственных за эффекты увлечения и торможения диффундирующих примесных атомов, обеспечивался в процессе диффузии добавочной подпиткой борсодержащей газовой фазы сухим кислородом и хлористыми соединениями. Завершением технологического цикла являлось создание омических контактов по периметру окон и с обратной стороны пластины. Профили концентрации легирующей примеси измерялись с помощью метода SIMS [3,8].

## 3. Электронно-лучевая диагностика приповерхностных слоев монокристаллов кремния

Для сравнения свойств приповерхностной области различных образцов измерялась радиационная проводимость, возбужденная в этой области сфокусированным электронным лучом, меняя энергию которого  $E_p$  в диапазоне от 0.1 до 3.0 кэВ, можно было плавно изменять глубину зондирования от 2 до 250 нм [7]. Для того чтобы



**Рис. 1.** Распределение по глубине  $x$  концентрации бора  $N_a$  (а) и функции собирания  $f(x)$  (b) в структурах, изготовленных при  $T_{diff} = 800^\circ\text{C}$ , и примеры распределения коэффициента радиационной проводимости  $\gamma$  при  $E_p = 1800$  эВ по поверхности этих структур (c, d). На вставке (b) — одна из экспериментальных зависимостей  $\gamma(E_p)$ .  $d_{SiO_2}/d_0$ : 1 — 0.31, 2 — 1.0, 3 — 1.28, c — 0.31, d — 1.28; удельное сопротивление подложки, Ом · см: 1 — 20.0, 2 — 1.0, 3 — 500.

отделить наведенный ток от темнового, такие измерения проводились при синусоидальной модуляции первичного потока электронов с частотой 1 кГц. Контрольные опыты на постоянном токе подтвердили, что при таких частотах уже успевает установиться стационарное значение коэффициента радиационной проводимости  $\gamma$ . Управляемый ЭВМ электронный луч сканировал по изучаемой поверхности, что позволяло проводить измерения коэффициента  $\gamma$  в равномерно отстоящих друг от друга точках и соответственно получать изображения этой поверхности в возбужденных электронах при различных энергиях  $E_p$ . В случае неоднородных по площади образцов набор подобных растровых изображений давал возможность выбрать на поверхности образца рабочий участок и построить для него экспериментальную зависимость  $\gamma(E_p)$ . Эта зависимость, родственная спектральной характеристике фотопроводимости в обратном смещенном  $p-n$ -переходе [9], может быть описана с

помощью интегрального уравнения

$$\gamma(E_p) = \int_0^\infty \frac{g(E_p, x)}{\Delta\varepsilon} f(x) dx, \quad (1)$$

где  $g(E_p, x)$  — одномерная функция распределения удельных потерь энергии первичными электронами по глубине  $x$  в кремнии;  $\Delta\varepsilon$  — средняя энергия, затрачиваемая на образование одной электронно-дырочной пары;  $f(x)$  — функция собирания носителей  $p-n$ -переходом [7,9], показывающая, какая доля возбужденных на данной глубине  $x$  электронно-дырочных пар разделится полем и примет участие в токе во внешней цепи.

На рис. 1, b приведен пример зависимости  $\gamma(E_p)$  для одного из образцов (см. вставку) и вида восстановленной на ее основе функции собирания. Функция собирания,

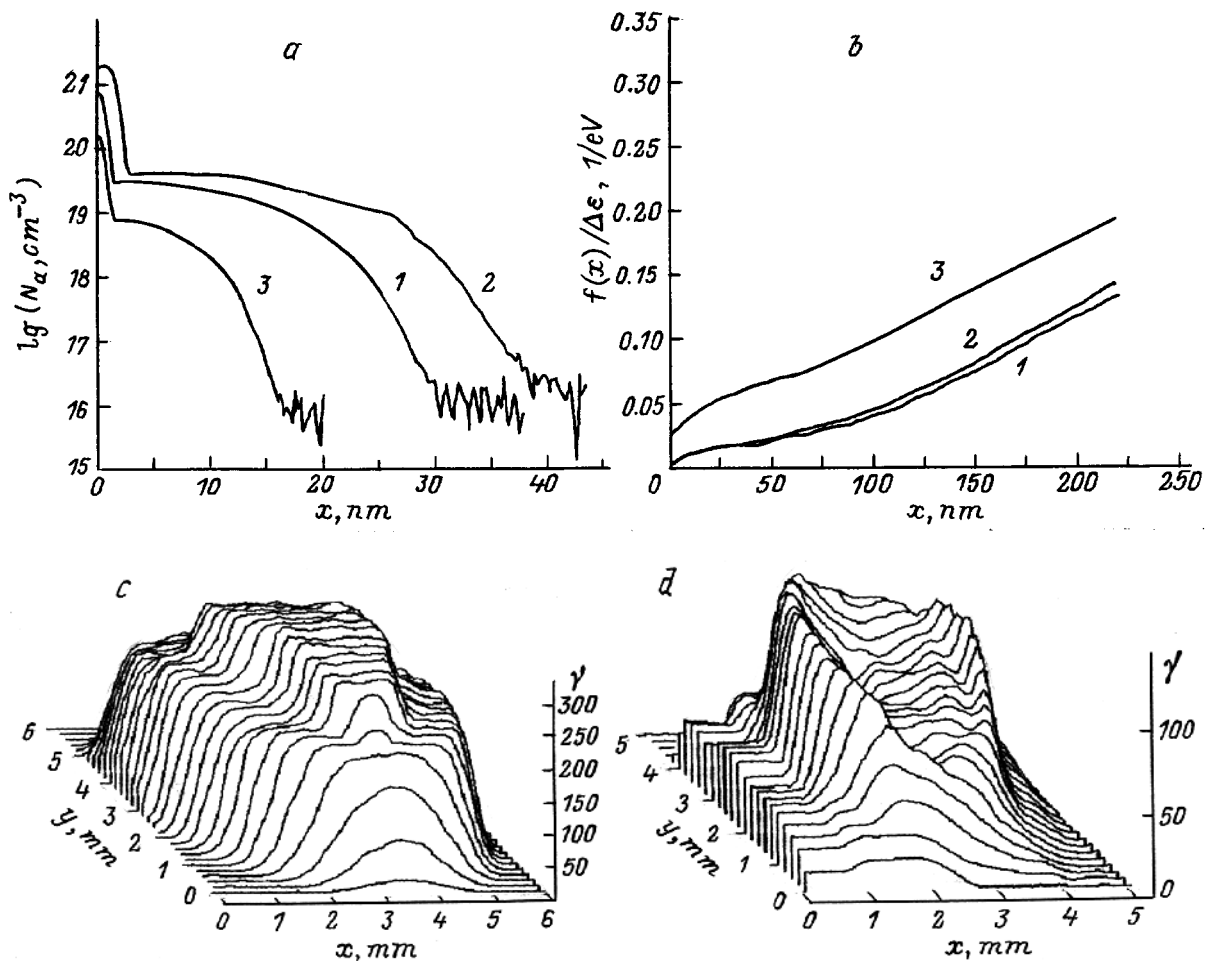


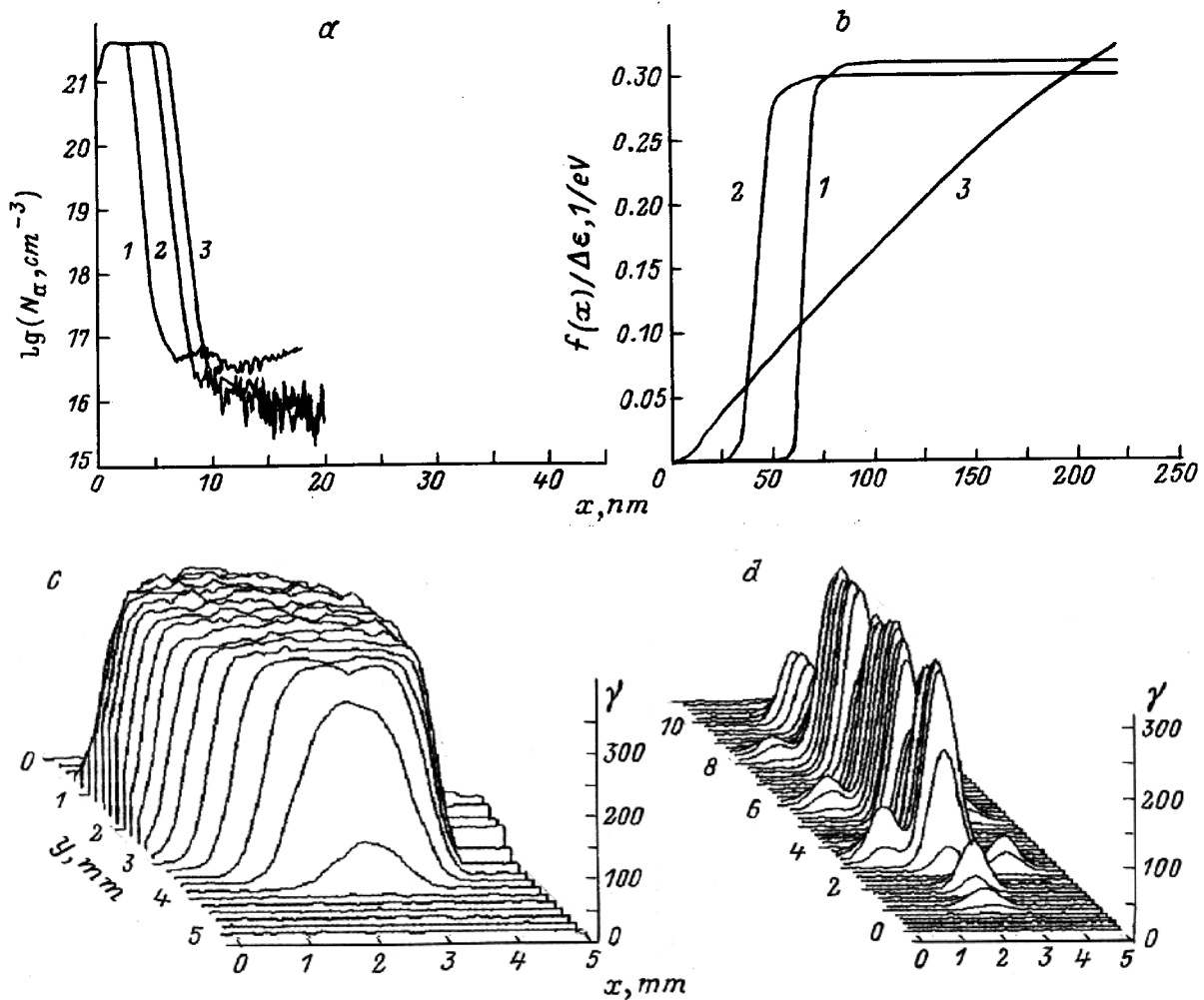
Рис. 2. Профили концентрации бора  $N_a$  (a) и функции собирания  $f(x)$  (b) в случае  $T_{\text{diff}} = 1100^\circ\text{C}$ ; c и d — растровые изображения поверхности полученных при этой температуре образцов в возбужденных электронах при  $E_p = 1400$  эВ;  $d_{\text{SiO}_2}/d_0$ : 1 — 0.31, 2 — 1.0, 3 — 1.28, c — 1.28, d — 0.31; удельное сопротивление подложки, Ом · см: 1 — 500, 2 — 5.0, 3 — 500.

которая по определению является интегральным параметром  $p-n$ -перехода, полностью определяющим его реакцию на внешнее ионизирующее излучение, зависит от условий транспорта и рекомбинации возбужденных носителей. В нашем случае основная генерация неравновесных носителей происходит непосредственно в области заряда  $p-n$ -перехода. Поведение  $f(x)$  в этой области отражает вероятность разделения электронно-дырочных пар полем  $p-n$ -перехода, которая определяется прежде всего временем жизни неравновесных носителей и распределением электрического поля.

#### 4. Характеристики сверхмелких диффузионных профилей бора в монокристаллическом кремнии (100) $n$ -типа проводимости

На рис. 1–3 представлены основные результаты для образцов, сформированных при различных температурах диффузии  $T_{\text{diff}}$  и толщинах слоя окисла ( $d_{\text{SiO}_2}$ ). При тем-

пературе  $T_{\text{diff}} = 800^\circ\text{C}$  диффузия происходит преимущественно по диссоциативно-вакансионному механизму, заключающемся в увлечении атомов бора избыточными потоками вакансий. Если диффузия проводится при  $T_{\text{diff}} = 1100^\circ\text{C}$ , то главную роль играет КО-механизм. В этом случае примесные атомы диффундируют вследствие интенсивного обменного взаимодействия с собственными межузельными атомами кремния. Наконец, для средних температур ( $T_{\text{diff}} = 900^\circ\text{C}$ ) оба механизма диффузии дают приблизительно равный вклад, причем в условиях такого паритета скорость движения фронта оказывается минимальной. Из рисунков видно, что эффекты увлечения примесных атомов избыточными потоками собственных дефектов приводят при малых временах диффузии к существенному отличию формы профиля от той, которая наблюдается при классической диффузии. Кроме того, во всех случаях скорость диффузии очень сильно зависит от толщины окисла  $\text{SiO}_2$ , предварительно нанесенного на лицевую и обратную стороны кремниевой пластины, так как эта толщина определяет доминирующий тип избыточных дефектов. При достаточно малых



**Рис. 3.** Профили концентрации бора  $N_a$  (a) и функции собирания  $f(x)$  (b) для структур, изготовленных при  $T_{\text{diff}} = 900^\circ\text{C}$ ; c и d — растровые изображения поверхности этих образцов в возбужденных электронах при  $E_p = 1600$  эВ; в случае d образец имеет стандартную геометрию эффекта Холла;  $d_{\text{SiO}_2}/d_0$ : 1 — 0.31, 2 — 1.0, 3 — 1.28, c — 1.0, d — 1.28; удельное сопротивление подложки, Ом · см: 1 — 500, 2 — 1.0, 3 — 20.0

значениях  $d_{\text{SiO}_2}$  на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> стимулируется преимущественная генерация межузельных атомов, тогда как при больших толщинах главным образом генерируются вакансии [1–4]. В подписях под рисунками значения толщины окисла даны в относительных единицах, полученных путем их нормировки на такую толщину  $d_0$ , при которой происходит смена типа собственных дефектов, генерируемых окисленной поверхностью. Если  $d_{\text{SiO}_2}/d_0 = 1$ , то при любой температуре обратная сторона кремниевой подложки практически не влияет на процесс диффузии, поскольку является центром аннигиляции вакансий и межузельных атомов, в равной степени генерируемых на ее поверхности.

Легирование в условиях доминирования диссоциативного вакансионного механизма диффузии (рис. 1) облегчает приникновение бора в узлы кристаллической решетки и позволяет получить наиболее высокую концентрацию примеси внутри диффузионного профиля [3,5,10]. Если толщина предварительно нанесенного окисла пре-

вышает  $d_0$  и на границе раздела Si/SiO<sub>2</sub> преобладает генерация вакансий, то и температура, и толщина окисла благоприятствуют прохождению диффузии и  $p$ – $n$ -переход формируется равномерно по всей площади открытого окна (рис. 1, d). Скорость диффузии в этом случае определяется тормозящим действием мощного встречного потока вакансий с обратной стороны кремниевой пластины. В результате градиент концентрации вакансий с рабочей стороны пластины становится минимальным, а глубина диффузионного профиля не превышает 15 нм (рис. 1, a, профиль 3). Кроме того, взаимодействие встречных потоков ведет к интенсивному образованию дивакансий и более сложных вакансионных комплексов [11–13], что автоматически приводит к уменьшению концентрации одиночных вакансий и соответственно отражается в снижении концентрации бора внутри диффузионного профиля (рис. 1, a, профиль 3). Вакансионные комплексы стабилизируются вблизи границы диффузионного профиля в процессе быстрого охлаждения полученного

$p^+ - n$ -перехода от  $800^\circ\text{C}$  до комнатной температуры. Последнему обстоятельству способствует также интенсивный уход равновесных межузельных атомов кремния из области диффузионного окна вследствие реализации условий низкотемпературного геттерирования, обусловленного генерацией избыточных вакансий [14,15]. Все это приводит к тому, что функция собирания  $f(x)$ , рассчитанная по экспериментальной зависимости  $\gamma(E_p)$  для таких структур, имеет характерную ступенчатую форму (рис. 1, *b*), подтверждающую существование в приповерхностной области "мертвого слоя" глубиной до 25 нм, возбужденные в котором электронно-дырочные пары не участвуют в формировании тока радиационной проводимости либо по причине крайне малого времени жизни, либо из-за наличия обусловленного вакансионными дефектами потенциального барьера [7].

При малой толщине исходного окисла и этой же температуре условия для диффузии становятся неблагоприятными, так как избыточные потоки межузельных атомов резко понижают стационарную концентрацию вакансий вблизи диффузионного фронта. Поэтому даже сравнительно небольшие флуктуации этой концентрации, вызванные различными случайными причинами, могут существенно повлиять на ход диффузии. В частности, при достаточно большой площади вскрытого окна различия в условиях генерации и аннигиляции избыточных собственных дефектов приводят к тому, что профили концентрации, снятые в центре окна и вблизи его границы, как правило, заметно отличаются. На рис. 1, *a* в качестве примера приведен один из таких профилей (профиль 1), полученный в непосредственной близости от границы окна. Высокий уровень содержания бора подтверждает, что, несмотря на значительно меньшую, чем в предыдущем случае, концентрацию вакансий, диффузия по-прежнему проходит по диссоциативно-вакансионному механизму, причем скорость ее даже несколько выше, чем при толстом окисле. Последнее обстоятельство скорее всего обусловлено тем, что встречный поток вакансий с обратной стороны сильнее тормозит диффузию, чем аналогичный поток межузельных атомов, так как именно направление (100) в кремнии является наиболее благоприятным для движения вакансий, а для собственных межузельных атомов таким направлением является (111) [5,16].

Сканирование подобных структур электронным лучом показало, что во всем диапазоне энергий от 0.1 до 3.5 кэВ ток возбужденной проводимости возникает лишь по периметру окна, причем его пространственное распределение крайне неравномерно (рис. 1, *c*). В связи с этим вряд ли целесообразно проводить и детально обсуждать экспериментальные зависимости  $\gamma(E_p)$  для различных участков образца, достаточно ограничиться лишь основными качественными выводами из проведенных измерений. Прежде всего, в отличие от предыдущего случая, для той части поверхности, на которой наблюдается радиационная проводимость, не зафиксирован энергетический порог ее появления, т.е. отсутствует

обсуждавшийся выше "мертвый слой". Вместе с тем при высоких энергиях значения коэффициента  $\gamma$  для любого участка существенно меньше, чем у образцов с толстым окислом, а на центральной части образца коэффициент радиационной проводимости вообще остается равным нулю даже при увеличении глубины зондирования до 250 нм. Все это указывает на высокую концентрацию остаточных дефектов, которые однако не накапливаются вблизи резкой границы диффузионного профиля, как в случае с вакансионными кластерами, а распределены по большой глубине. Природа и пространственное распределение таких дефектов определяются тем, что в условиях преобладания генерации межузельных атомов границей Si/SiO<sub>2</sub> процессы геттерирования протекают при низких температурах крайне медленно и в то же время весьма велика вероятность образования устойчивых комплексов — так называемых реконструированных междоузлий [11,13], которые, в отличие от амфотерных вакансионных кластеров, являются двойными донорами и значительно сильнее влияют на время жизни неравновесных носителей. Наиболее высокая концентрация этих дефектов — "убийц", резко уменьшающих концентрацию неравновесных носителей, образуется в области вскрытого диффузионного окна, где условия диффузии наименее благоприятны из-за значительного ослабления потока вакансий, генерируемых границей кремний-окисел по периметру окна. В этом случае усиливается роль тонкого окисла на обратной поверхности пластины, который генерирует собственные межузельные атомы, проникающие в область рабочей поверхности в центре диффузионного окна. Данный процесс является ответственным за образование вышеописанных двойных доноров, что приводит как к уменьшению времени жизни неравновесных носителей, так и к интенсивной компенсации легирующей акцепторной примеси, сопровождающейся возникновением полуизолирующих *i*-слоев в центре диффузионного окна.

Во многом похожее поведение проявляют образцы, изготовленные при  $T_{\text{diff}} = 800^\circ\text{C}$  и средних толщинах исходного окисла ( $d_{\text{SiO}_2} = d_0$ ). Данные SIMS-анализа (рис. 1, *a*, профиль 2) показывают, что и в этом случае диффузия осуществляется по вакансионному механизму, причем, как и следовало ожидать, в отсутствие тормозящего воздействия встречных потоков дефектов с одной стороны формируется наиболее глубокий для данной температуры концентрационный профиль легирующей примеси. Растровые картины распределения возбужденной проводимости по площади этих структур имеют такой же характер, как и в предыдущем случае (рис. 1, *c*), и могут быть объяснены с тех же позиций, с той лишь разницей, что роль задней поверхности в формировании дефектов — "убийц" ослаблена. Основными причинами наблюдаемой резкой неоднородности по-прежнему являются интенсивные процессы образования устойчивых дефектов на основе реконструированных собственных междоузлий, а также недостаточно высокая концентрация вакансий, пространственное распределение которых подтверждено влиянию различных случайных факторов

и минимизируется в центре диффузионного окна при увеличении его размеров.

Обратимся теперь к результатам, которые были получены для образцов, изготовленных при высокой температуре (рис. 2). Из приведенных на рис. 2, *a* концентрационных профилей видно, что средние значения концентрации легирующей примеси в них на порядок ниже, чем у структур с вакансионным характером примесной диффузии (рис. 1, *a*). Характер зависимости глубины профиля от толщины окисла одинаков при высоких и низких температурах и объясняется уже обсуждавшимися причинами. При прочих равных условиях глубина залегания диффузионных профилей, полученных при высокой температуре, естественно, больше, чем при низкой, однако в результате смены механизма диффузии это различие не так велико, как можно было бы ожидать.

Скорость движения диффузионного фронта при КО-механизме определяется коэффициентом диффузии, зависящим от температуры и от градиента концентрации избыточных межузельных атомов у рабочей поверхности, а также суммарной концентрацией таких атомов [3]. При наличии окисла на обеих сторонах пластины наиболее благоприятные условия для КО-диффузии реализуются в случае малых (высокие концентрации) и средних (максимальный градиент) толщин  $\text{SiO}_2$ . Электронно-лучевое зондирование изготовленных в таких условиях структур показало (рис. 1, 2, *b*, зависимости 1 и 2), что вид функции собирания, отражающей распределение по глубине электрически активных дефектов, весьма близок для двух рассматриваемых случаев. Как и при низкой температуре, для подобных структур характерны отсутствие мертвого слоя и сравнительно невысокие значения функции собирания даже при максимальной глубине зондирования. Это является следствием формирования геттерирующих микродефектов в процессе окисления, поскольку поверхность раздела тонкий слой окисла–кремний является источником собственных межузельных атомов, кластеры которых представляют собой мощные центры захвата собственных точечных дефектов при всех дальнейших термообработках [14,17]. В зависимости от того, окисляется ли только рабочая сторона пластины, либо обе ее стороны, вид распределения геттерирующих микродефектов в объеме будет изменяться [14]. Тем не менее во всех случаях эти микродефекты интенсивно захватывают собственные межузельные атомы в процессе примесной диффузии, тем самым препятствуя их накоплению вблизи границы диффузионного профиля и соответствующему образованию мертвого слоя.

Растровые картины распределения возбужденной проводимости по площади таких структур, получаемые при различных энергиях первичного пучка, позволяют оценивать распределение этих дефектов и в поперечном направлении. На рис. 2, *d* приведен пример такого изображения для образца с  $d_{\text{SiO}_2}/d_0 = 0.31$ , полученного при энергии первичных электронов  $E_p = 1400$  эВ. Снижение радиационной проводимости к центру является типичным

для подобных образцов и связано с тем, что генерация междоузлий, обеспечивающих неравновесную диффузию бора, происходит в основном на границе вскрытого окна. Несмотря на то, что при высокой температуре значительно ускоряется проникновение в кристалл пары атом бора–междоузлие, более низкая по сравнению с вакансиями подвижность собственного межузельного атома в кристаллографическом направлении (100) не позволяет за короткое время проведения диффузии сформироваться равномерному фронту по всей площади  $p$ – $n$ -перехода.

Ситуация изменяется, если  $p$ – $n$ -переход формируется при высокой температуре и исходно толстом слое окисла, когда температура стимулирует межузельный характер диффузии, а на границе раздела  $\text{Si}/\text{SiO}_2$  преобладает генерация вакансий. Избыточные потоки вакансий понижают концентрацию собственных межузельных атомов в приповерхностной области и, как следствие, уменьшают скорость образования нежелательных дефектов, ответственных за уменьшение времени жизни неравновесных носителей [4,14]. Это приводит к заметному возрастанию функции собирания, хотя и не изменяет кардинально ее распределения по глубине (рис. 2, *b*). Наглядной иллюстрацией совместного действия вакансий и междоузлий в этом случае является изменение вида растровых изображений поверхности структуры (рис. 2, *c*). Равномерное подавление тока возбужденной проводимости вблизи границы вскрытого окна обусловлено тем, что в этой области происходит интенсивная аннигиляция вакансий, непрерывно генерируемых границей, и собственных межузельных атомов, которая дополнительно тормозит диффузию. Размеры указанной области определяются средней длиной диффузии вакансий, которая при  $T_{\text{diff}} = 1100^\circ\text{C}$  заметно меньше, чем при низких температурах, в частности, из-за изменения зарядового состояния вакансий [3,5,6].

Особым случаем является формирование  $p$ – $n$ -перехода в условиях, близких к паритету КО- и диссоциативно-вакансионного диффузионных механизмов (рис. 3), когда легирующая примесь с равной вероятностью может увлекаться избыточными потоками и вакансий, и межузельных атомов. Конкуренция между этими процессами снижает суммарный коэффициент диффузии, в результате чего при любой толщине окисла реализуются очень мелкие (до 10 нм) диффузионные профили с резкой границей и высоким уровнем легирования (рис. 3, *a*), который обеспечивается участием вакансионного механизма. Кроме того, при пониженной скорости диффузии за время ее проведения по всей площади формируемого  $p$ – $n$ -перехода успевают установиться стационарные условия, даже при малой величине концентрации неравновесных вакансий. Это позволяет для любой толщины исходного окисла получать структуры с однородным и не зависящим от формы окна распределением свойств по поверхности. В качестве примера на рис. 3, *c* и *d* приведены растровые изображения образцов, изготовленных при различных толщинах окисла и с различной геометрией окна.

Как показывают результаты электронно-лучевого зондирования изготовленных при этой температуре структур (рис. 3, *b*), различия в толщине предварительно нанесенного окисла сказываются главным образом на пространственном распределении остаточных дефектов в приповерхностной области. Если при проведении диффузии на окисленной поверхности доминирует генерация избыточных вакансий, то функция собирания монотонно возрастает от нуля у самой поверхности до близких к единице значений на глубине 250 нм (рис. 3, *b*, зависимость 3). Сравнение с данными, полученными для образцов с таким же окислом при других температурах (рис. 1, *b* и 2, *b*), свидетельствует о том, что при повышении температуры диффузии концентрация вторичных вакансионных дефектов вблизи от границы диффузионного профиля снижается, однако эти дефекты распределяются по все большей глубине вследствие захвата вакансий на геттерирующие микродефекты. Это отражает влияние температуры на процессы геттерирования и комплексообразования в присутствии избыточных потоков вакансий [10–12,14,15].

В противоположном случае образцов с относительно тонким слоем предварительно нанесенного окисла ( $d_{\text{SiO}_2}/d_0 = 0.31$ ) при такой температуре (900°C) перед диффузионным потоком примесных атомов бора движется медленный фронт избыточных точечных дефектов, в котором преобладают межузельные атомы. Взаимодействие этих дефектов приводит к образованию многочисленных устойчивых комплексов, состоящих из связанных друг с другом реконструируемых междоузлий и мелких вакансионных кластеров [11,12,15], которые после окончания процесса диффузии "замораживаются" в приповерхностном слое с достаточно резкой границей. Об этом свидетельствует уже обсуждавшийся выше ступенчатый характер функции собирания (рис. 3, *b*, зависимость 1). При рассматриваемых условиях удается получить наиболее мелкий диффузионный профиль (рис. 3, *a*), однако обусловленный дефектами мертвый слой в этом случае имеет максимальную толщину (~ 60 нм). Практически все неравновесные носители, возбужденные за пределами этого слоя, принимают участие в наведенном токе (рис. 3, *b*), что указывает на эффективную очистку объема от встроенных точечных дефектов, локализующихся вблизи геттерирующих микродефектов.

Аналогичные процессы протекают при этой температуре и во время неравновесной диффузии в образцах со средней толщиной окисла, с тем отличием, что поток точечных дефектов у рабочей поверхности содержит примерно равное количество межузельных атомов и вакансий. В результате их частичной рекомбинации заметно снижается скорость образования остаточных дефектов, что приводит к существенному уменьшению толщины мертвого слоя (рис. 3, *b*, зависимость 2). Значения функции собирания в объеме в этом случае несколько ниже, чем в предыдущем, из-за дополнительного захвата собственных межузельных атомов и вакансий на геттеры,

вследствие чего уменьшается время жизни неравновесных носителей. Однако, эти различия незначительны. Поэтому именно такой технологический режим обеспечивает наибольшую эффективность кристаллических фотоприемников, детекторов  $\alpha$ -частиц и солнечных батарей, изготавливаемых на основе подобных структур [4].

## 5. Заключение

Таким образом, проведенное исследование позволило дополнительно идентифицировать механизмы неравновесной диффузии бора в кремний (100) в процессе генерации собственных межузельных атомов и вакансий поверхностью раздела кремний–окисел, а также выявить влияние этих механизмов на образование вблизи границы  $p - n$ -перехода вторичных точечных центров, существенно влияющих на процессы транспорта неравновесных носителей.

Данная работа выполнена при частичной поддержке Международного научного фонда Дж. Сороса (проект NTX300 за 1995 год) и Государственного комитета РФ по высшему образованию (грант 5-88 по исследованиям в области электроники и радиотехники за 1996 год).

## Список литературы

- [1] Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, В.Л. Суханов. Письма ЖТФ, **17**, 42 (1991).
- [2] N.T. Bagraev, L.E. Klyachkin, V.L. Sukhanov. *Semicond. Sci. Technol.*, **6**, 577 (1991).
- [3] N.T. Bagraev, L.E. Klyachkin, V.L. Sukhanov. *Def.Dif. Forum*, **103–105**, 192 (1993).
- [4] N.T. Bagraev, L.E. Klyachkin, A.M. Malyarenko, V.L. Sukhanov. *Sol. St. Electron.*, **34**, 1149 (1991).
- [5] W. Frank, U. Gosele, H. Mehrer, A. Seeger. *Diffusion in Crystalline Solids* (Academic Press, 1984) p. 63.
- [6] R.B. Fair. *Diff. and Defect Data*, **37**, 1 (1984).
- [7] А.Н. Андронов, Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, С.В. Робозеров, Н.С. Фараджев. ФТП, **28**, 2049 (1994).
- [8] Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, Е.И. Чайкина. Письма ЖЭТФ, **58**, 620 (1993).
- [9] Е.Н. Пятыхшев, Д.В. Кузичев. Измер. техника, **9**, 3 (1991).
- [10] E. Antoncik. *J. Electrochem. Soc.*, **141**, 3593 (1994).
- [11] N.T. Bagraev, I.S. Polovtsev, K. Schmalz. *Phys. St. Sol. (a)*, **113**, 233 (1989).
- [12] K. Schmalz, F.-G. Kirscht, H. Klose, H. Richter, K. Tittelbach-Helmrich. *Phys. St. Sol. (a)*, **100**, 567 (1987).
- [13] N.T. Bagraev, S.N. Gorin, V.V. Vysotskaya, Yu.A. Sidorov. *J. Physique (France) III*, **1**, 733 (1990).
- [14] Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, А.М. Маляренко, И.С. Половцев, В.Л. Суханов. ФТП, **24**, 1557 (1990).
- [15] Р.М. Амальская, Н.Т. Баграев, Л.Е. Клячкин, В.Л. Суханов. ФТП, **26**, 1004 (1992).
- [16] S. Mizho, H. Higuchi. *Japan. J. Appl. Phys.*, **20**, 739 (1981).
- [17] W.K. Tice, T.Y. Tan. *Appl. Phys. Lett.*, **28**, 564 (1976).

Редактор Л.В. Шаронова

## Ultrashallow $p^+ - n$ junctions in silicon (100): electron-beam diagnostics of sub-surface region

A.N. Andronov\*, N.T. Bagraev, L.E. Klyachkin,  
S.V. Robozеров\*

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

**Abstract**  $p^+ - n$  junctions formed in silicon (100) by nonequilibrium diffusion have been studied by probing the surface region with low- and intermediate-energy electrons. The energy dependence of the radiation-conductivity coefficient has been studied in samples with different depths of the diffusion profile and the doping levels. The depth profile of probability for separation of electron-hole pairs by the field of the  $p - n$  junction in the crystal has been determined from experimental data. An energy threshold for the onset of induced current has been observed for diode structures prepared at the parity between the kick-out and dissociative vacancy diffusion mechanisms. We found no energy thresholds if the kick-out mechanism was predominant but the values of induced current at high energies were substantially below than those of previous case.