

05:06;12

## Об особенностях образования радиационных дефектов в кремниевых структурах

© Ш. Махамов, Н.А. Турсунов, М. Ашуоров, Р.П. Саидов, С.В. Мартынченко

Институт ядерной физики АН Узбекистана,  
702132 Ташкент, Узбекистан

(Поступило в Редакцию 24 ноября 1997 г.)

Методом емкостной спектроскопии исследованы особенности образования радиационных дефектов в кремниевых диффузионных  $p^+ - n$ -структурах при облучении ускоренными электронами. Показано, что при толщинах базы  $p^+ - n$ -структур 0.2–0.6 мм наблюдается существенное изменение концентрации образующихся радиационных дефектов с максимумом при 0.25 мм. При уменьшении толщины базы менее 0.2 мм или увеличении более 0.6 мм концентрация радиационных дефектов имеет слабую зависимость от толщины. Наблюдаемый эффект объяснен изменением соотношений концентрации вакансии и междоузельных атомов кремния в базе при формировании  $p^+ - n$ -структур.

В настоящее время накоплена достаточно обширная информация об образовании радиационных дефектов в кремнии и кремниевых структурах [1–11]. При этом основное внимание уделялось виду и параметрам воздействующих ядерных частиц [1–6], условиям облучения [1–10], совершенству и примесному составу исходного материала [2,6,8,11], но не выделялось влияние технологических режимов и способа изготовления  $p^+ - n$ -структур, конструктивных особенностей и геометрических размеров базы на процесс образования радиационных дефектов, хотя эти данные позволяют глубже понять процесс образования различных дефектных комплексов в  $p^+ - n$ -структурах и могут стать определяющим фактором для улучшения качества и характеристик кремниевых приборов радиационной технологией.

В данной работе сообщается о влиянии толщины базы на эффективность введения радиационных дефектов в кремниевые диффузионные структуры при облучении ускоренными электронами и рассматривается возможный механизм их образования.

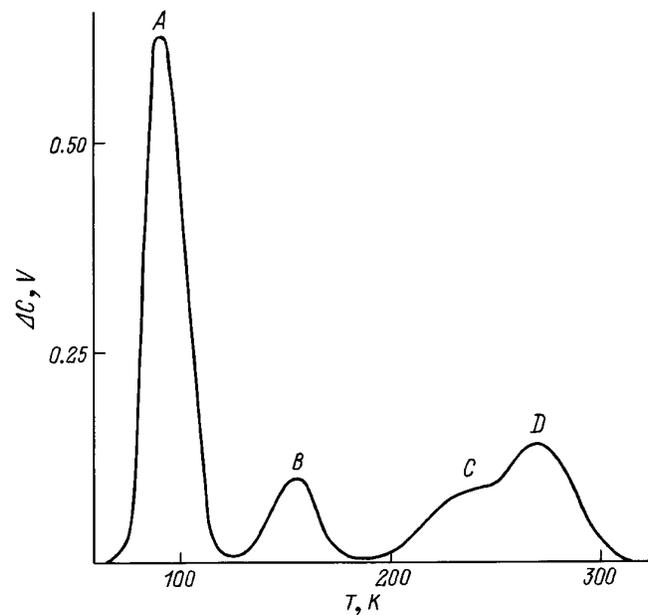
Объектом исследования являлся кремний  $n$ -типа с удельным сопротивлением 4–20  $\Omega \cdot \text{см}$ ;  $p^+ - n$ -структуры изготавливались диффузией бора при температурах 1050–1100°C, глубина залегания  $p^+$ -слоя составляла 27–30  $\mu\text{м}$ . Толщина базы варьировалась в пределах от 0.1 до 2.0 мм. Площади сформированных  $p - n$ -переходов для всех исследованных структур были одинаковыми и составляли 9 мм.

Облучение структур проводилось ускоренными электронами с энергией 6 MeV в интервале флюенсов  $10^{14} - 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Концентрация образовавшихся радиационных дефектов измерялась методом емкостной спектроскопии. Измерения показали, что при облучении в исследованных структурах независимо от толщины базы в основном образуются радиационные дефекты с уровнями  $E_c = 0.17, 0.44 \text{ eV}$ , принадлежащие комплексам вакансии–кислород (А-центр) и вакансии–атом фосфора (Е-центр) соответственно, а также  $E_c = 0.23$

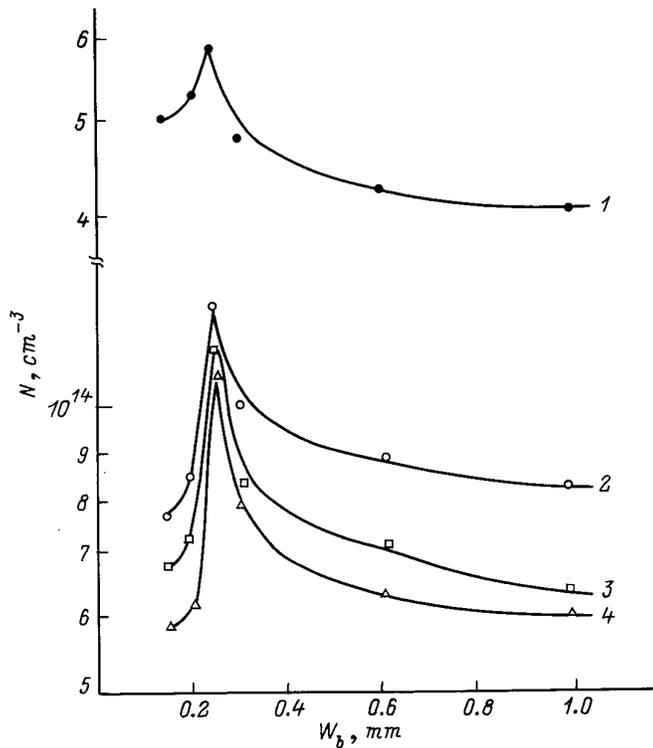
и 0.39 eV, которые соответствуют различным зарядовым состояниям дивакансии (рис. 1).

Концентрация всех уровней с повышением флюенса электронного облучения увеличивается, что хорошо согласуется с литературными данными [2,9]. Сопоставление концентрации обнаруженных уровней показывает, что основную долю образующихся радиационных дефектов составляет А-центр.

На рис. 2 представлены зависимости изменения концентрации уровней радиационных дефектов от толщины базы  $p^+ - n$ -структур после облучения электронами флюенсом  $1.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Как видно, эффективность введения обнаруженных радиационных дефектов имеет аномальный характер и определяется толщиной базы.



**Рис. 1.** Спектр глубоких уровней радиационных дефектов в  $p^+ - n$ -структуре с толщиной базы 0.3 мм, облученной электронами флюенсом  $1.5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ :  $E_c - E_i = 0.17$  (A), 0.23 (B), 0.39 (C), 0.44 eV (D).



**Рис. 2.** Зависимость изменения концентрации уровней радиационных дефектов от толщины базы  $p^+-n$ -структур при облучении электронами флюенсом  $1.5 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-2}$ :  $E_c - E_i = 0.17$  (1),  $0.44$  (2),  $0.23$  (3),  $0.39 \text{ eV}$  (4).

Для исследованных  $p^+-n$ -структур заметное изменение концентрации радиационных дефектов наблюдается при толщинах базы  $0.2\text{--}0.6 \text{ mm}$  с максимумом при  $0.25 \text{ mm}$ . При уменьшении толщины базы менее  $0.2 \text{ mm}$  или увеличении более  $0.6 \text{ mm}$  их концентрация имеет слабую зависимость и остается практически постоянной. Данные о наличии максимума в зависимостях концентрации радиационных дефектов от толщины базы  $p^+-n$ -структур в литературе отсутствуют. Наблюдаемый максимум не может быть объяснен в рамках существующего механизма пробега и поглощения ускоренных электронов от энергии воздействующих частиц [2,3], так как для исследуемых толщин образцов электроны с энергией  $6 \text{ MeV}$  проходят с минимальной потерей, генерируя радиационные дефекты равномерно по всему объему кремния. Причину наличия существенной зависимости концентрации образующихся радиационных дефектов от толщины базы изготовленных структур в области  $0.2\text{--}0.6 \text{ mm}$  с максимумом при  $0.25 \text{ mm}$  можно объяснить изменением соотношений концентрации вакансий и междоузельных атомов кремния в базе структур за счет различных физико-химических актов, происходящих в Si и на границе раздела Si-SiO<sub>x</sub> при изготовлении  $p^+-n$ -структур.

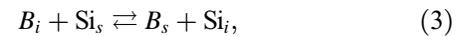
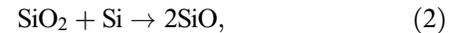
Многие авторы [12,13] считают, что границу раздела Si-SiO<sub>2</sub>, возникающую при термическом окислении кремния, следует рассматривать как некоторый переход-

ный слой с переменным химическим составом. Предполагается, что на границе монокристаллического кремния находится монокристаллический слой нестехиометрического SiO<sub>x</sub> ( $1 < x < 2$ ), представляющий собой не полностью окисленный кремний. Затем следует промежуточный слой SiO<sub>2</sub> с большими внутренними механическими напряжениями, который переходит в обычный ненапряженный стехиометрический аморфный SiO<sub>2</sub>.

Позднее в работе [14] было показано, что окисление кремния является сложным процессом и условия термообработки играют существенную роль в генерации и аннигиляции вакансий и междоузельных атомов кремния, причем последний является основным компонентом соединения SiO<sub>x</sub>.

При исследовании влияния термообработки на процесс генерации собственных точечных дефектов однозначно установлено, что термодиффузия химических легирующих элементов III и V групп сопровождается образованием в базе и на границе раздела кремний-оксид кремния вакансий и междоузельных атомов кремния.

Степень пересыщения кремния собственными точечными дефектами при технологическом процессе формирования  $p-n$ -перехода определяется условием термообработки, и протекающий процесс можно описать следующими реакциями:



где  $i$  и  $s$  — положение атомов бора и кремния в междоузлии и в узле соответственно.

Реакции (1) и (2) в основном сопровождаются генерацией и пересыщением приповерхностной области и границ раздела Si-SiO<sub>x</sub> собственными междоузельными атомами, а реакция (3) сопровождается насыщением объема Si преимущественно как вакансиями, так и междоузельными атомами до наступления термодинамического равновесия. Увеличение концентрации бора в кремнии из-за различия их атомных радиусов может привести к возникновению в решетке напряжения сжатия или растяжения, что также может изменить соотношение междоузельных атомов кремния и вакансий в приграничной области  $p^+-n$ -структур. Если учесть, что площади кристалла и  $p-n$ -перехода, условия термообработки и технологические процессы изготовления  $p^+-n$ -структур идентичны, а вероятность миграции вакансий велика, то с учетом физико-химических процессов на основе реакций (2) и (3) можно предположить, что степень насыщения кремния вакансиями в основном определяется толщиной базы, уменьшение последней приводит к увеличению степени насыщения кремния вакансиями и при определенных толщинах достигается пересыщение кристалла вакансиями. При этом устанавливается равновесное состояние — концентрация диффундирующих в объем вакансий становится равной количеству вакансий,

уходящих на стоки. Такая ситуация более вероятна для структур с толщиной базы  $\sim 0.25$  мкм. Очевидно, что в зависимости от степени насыщения базы вакансиями кристаллы Si будут находиться в различных метастабильных состояниях. Последующее облучение таких кристаллов проникающим излучением приводит к нарушению метастабильного состояния из-за генерации облучением дополнительных вакансий и междоузельных атомов кремния. Генерируемые облучением неравновесные вакансии и междоузельные атомы кремния, мигрируя по кристаллу, взаимодействуют как друг с другом, так и с примесями и собственными дефектами термообработки, наведенными при формировании  $p^+ - n$ -структуры, образуя радиационные дефекты с различными уровнями. Сопоставление абсолютных величин концентрации уровней в области максимума (рис. 2) показывает, что скорость их образования не зависит от типа образующихся радиационных дефектов, а определяется толщиной базы. Такое изменение концентрации уровней может быть объяснено тем, что одной из компонент образующихся радиационных дефектов является вакансия [1–5], рождающаяся не только при облучении, но и при термообработке во время формирования  $p^+ - n$ -структуры [14], т.е. облучение пересыщенного вакансиями Si при термообработке приводит к достижению максимальной концентрации радиационных дефектов.

Снижение концентрации радиационных дефектов в диодах с более тонкой базой ( $d < 0.25$  мкм) может быть связано с изменением соотношений генерации и аннигиляции вакансий в объеме кристалла при формировании  $p^+ - n$ -структур из-за изменения степени насыщения границы раздела Si–SiO<sub>2</sub> собственными междоузельными атомами. В этом случае по мере уменьшения толщины базы вероятность пересыщения границ раздела Si–SiO<sub>2</sub> собственными междоузельными атомами возрастает и на границе раздела образуется "свободный объем" [14], вызванный различием среднего расстояния между атомами Si в оксиде и в решетке. При этом изменяется величина деформационного поля, а релаксация возникающего напряжения сопровождается диффузией лишних кремниевых атомов из границы раздела в объем базы, т.е. процесс аннигиляции вакансий с междоузельными атомами кремния начинает преобладать над процессами их генерации и концентрация вакансий в базе диода начинает резко уменьшаться. Последующее облучение таких диодов показывает, что скорость образования радиационных дефектов с уменьшением толщины базы ( $< 0.25$  мкм) резко понижается и при  $d \leq 0.15$  мкм стабилизируется. Таким образом, различие количества вакансий в базе  $p^+ - n$ -структур до воздействия радиации приводит к изменению скорости формирования радиационных дефектов при облучении. Подтверждением предложенного выше механизма формирования радиационных дефектов в диффузионных  $p^+ - n$ -структурах является отсутствие максимума в зависимостях концентрации радиационных дефектов от толщины базы в сплавных диодах.

Такой характер в поведении радиационно-дефектных центров и может служить причиной того, что во многих работах при исследовании радиационного дефектообразования в кремниевых диодных структурах наблюдалось различие в эффективностях введения дефектных центров [2,10,12].

На основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что изучение влияния геометрических и конструктивных особенностей  $p^+ - n$ -структур на процесс образования радиационных дефектов позволяет получить важную информацию об их природе, а данные о повышении эффективности образования радиационных дефектов в зависимости от толщины базы и наличие максимума при 0.25 мкм позволяют оптимизировать радиационно-технологический процесс и прогнозировать конструктивные особенности изготовления приборов с применением радиационной технологии.

## Список литературы

- [1] Физические процессы в облученных полупроводниках / Под ред. Л.С. Смирнова. Новосибирск: Наука, 1977. 256 с.
- [2] Вопросы радиационной технологии полупроводников / Под ред. Л.С. Смирнова. Новосибирск: Наука, 1980. 296 с.
- [3] Вавилов В.С., Ухин Н.А. Радиационные дефекты в полупроводниках и полупроводниковых приборах. М.: Атомиздат, 1969. 312 с.
- [4] Действие проникающей радиации на изделия электронной техники / Под ред. Е.А. Ладыгина. М.: Сов. радио, 1980. 224 с.
- [5] Коришонов Ф.П., Гатальский Г.В., Иванов Г.М. Радиационные эффекты в полупроводниковых приборах. Минск: Наука и техника, 1976. 232 с.
- [6] Берман Л.С., Лебедев А.А. Емкостная спектроскопия глубоких центров в полупроводниках. Л.: Наука, 1981. 176 с.
- [7] Вавилов В.С., Глазман В.Б., Исаев Н.У., Мукашев Б.Н., Спицын А.В. // ФТП. 1974. Т. 8. Вып. 3. С. 471–475.
- [8] Золотухин А.А., Милевский Л.С. // ФТП. 1972. Т. 6. Вып. 11. С. 2240–2242.
- [9] Добровинский Ю.М., Махкамов Ш., Мирзаев А. и др. // ФТП. 1991. Т. 25. Вып. 3. С. 523–528.
- [10] Золотухин А.А., Коваленко А.К., Мецеракова Г.М. и др. // ФТП. 1975. Т. 9. Вып. 6. С. 1201–1202.
- [11] Махкамов Ш., Маманова М., Пахаруков Ю.В., Турсунов Н.А. // Письма в ЖТФ. 1992. Т. 18. Вып. 24. С. 44–48.
- [12] Герасименко Н.Н., Двуреченский А.В., Панов В.И., Смирнов Л.С. // ФТП. 1971. Т. 5. Вып. 8. С. 1644–1646.
- [13] Nicollian E.N., Brews J.R. MOS Physics and Technology. New York: Wiley, 1982.
- [14] Выжигин Ю.В., Соболев Н.А., Грессеров Б.П., Шек Е.И. // ФТП. 1991. Т. 25. Вып. 8. С. 1324–1331.