

Совершенство поверхности кристаллов p -Si и радиационно-стимулированные изменения характеристик поверхностно-барьерных структур Bi–Si–Al

© Б.В. Павлык[†], Д.П. Слободзян, А.С. Грыпа, Р.М. Лыс, М.О. Кушлык, И.А. Шикоряк, Р.И. Дидык

Львовский национальный университет им. Ивана Франко,
79000 Львов, Украина

(Получена 13 февраля 2012 г. Принята к печати 17 февраля 2012 г.)

Представлены результаты исследования радиационно-стимулированных изменений электрофизических характеристик поверхностно-барьерных структур на базе кристаллов p -Si с различным удельным сопротивлением (24, 10 Ом · см). Проведен анализ состояния поверхности исследуемых образцов с использованием атомно-силовой микроскопии. Показано, что в зависимости от дефектной структуры кремниевой подложки воздействие радиации приводит к эволюции структурных дефектов, изменению зарядового состояния уже существующих дефектов в структурах на базе „солнечного“ кремния (24 Ом · см). В приповерхностном слое кристаллов КДБ-24 образуются дефекты пирамидальной формы, которые под действием рентгеновских лучей частично изменяют свою структуру.

1. Введение

Проблема долгосрочной эксплуатации полупроводниковых приборов, стабильности их параметров в полях действия радиации тесно связана с вопросом радиационной стойкости кристаллов и базовых элементов, изготовленных на их основе. Облучение устройств сопровождается процессами перестройки имеющихся структурных дефектов и генерации новых [1,2]. В результате этого формируются подвижные точечные дефекты и неподвижные кластеры.

Большая часть электрически активных дефектов, генерируемых радиацией, — это комплексы точечных дефектов. Они локализируются на дислокациях и границах блоков. Такие дефекты являются эффективными центрами локализации, рассеяния и рекомбинации носителей заряда в полупроводниковых кристаллах [3,4].

Как следствие, радиационная стойкость материалов полупроводниковой электроники зависит от степени совершенства кристаллической структуры, эффективности процессов перестройки и генерации дефектов под действием внешних факторов.

Поэтому радиационная стойкость полупроводниковых материалов и приборов является актуальной проблемой современной электроники.

2. Методика эксперимента

В работе использованы монокристаллы p -Si, выращенные методом Чохральского, с различной концентрацией легирующей примеси, разным удельным сопротивлением ρ и для разных потребностей электроники: КДБ-24 ($\rho = 24$ Ом · см — для солнечной энергетики), КДБ-10 ($\rho = 10$ Ом · см — для радиоэлектроники). На их основе формировали поверхностно-барьерные структуры (ПБС) Bi–Si–Al, соответственно ПБС-1 и ПБС-2.

Поверхность двух типов кристаллов подвергалась одинаковой технологической обработке, и использовалась одинаковая методика формирования ПБС [5]. Дефекты поверхностного слоя кристаллов (дислокации, точечные дефекты и их агрегаты, а также включения отдельных фаз) исследовали с использованием электронного сканирующего микроскопа (Ремма-102), атомно-силового микроскопа (Solver P47-PRO), а также оптического микроскопа (Люман И-3).

Приповерхностный слой кристаллов исследовали с помощью емкостно-модуляционного спектрометра (УРАН-1), анализируя вольт-амперные (ВАХ) и вольт-фарадные (ВФХ) характеристики ПБС.

Рентгеновское облучение экспериментальных образцов проводили с использованием аппарата УРС-1.0 (45 кВ, 8 мА, W-антикатод).

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведены спектры зависимости мнимой составляющей производной емкости C по модуляционному напряжению U от температуры T , $\text{Im}(\partial C/\partial U) = f(T)$, для двух типов ПБС на трех различных частотах модуляции: 3, 7, 10 кГц для ПБС-1 и 0.5, 1, 3 кГц для ПБС-2.

Анализ исходных характеристик позволил определить энергии глубоких уровней относительно потолка валентной зоны и поперечные сечения захвата на них основных носителей заряда [6]. Методом дифференцирования данных спектров было установлено количество глубоких уровней: 3 уровня в ПБС-1 (DL_1, DL_2, DL_3) и 1 в ПБС-2 (DL^*). Это свидетельствует о том, что кремний, на котором сформирована ПБС-1, является более дефектным по сравнению с кремнием, на котором сформирована ПБС-2. В таблице приведены энергии E , сечения захвата σ для этих уровней и типы дефектов, которые им соответствуют.

[†] E-mail: pavlyk@electronics.wups.lviv.ua

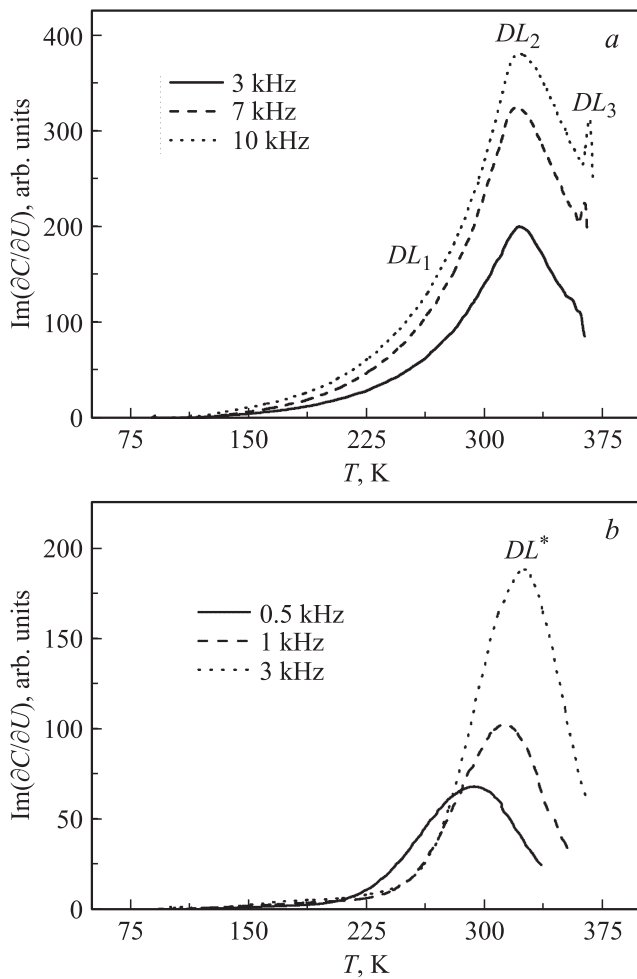


Рис. 1. Спектры зависимости мнимой составляющей производной емкости по модуляционному напряжению от температуры при разных частотах модуляции (указаны) для ПБС-1 (а) и ПБС-2 (b).

На рис. 2 показаны радиационно-стимулированные изменения прямой ветви ВАХ $I(U)$ для двух типов ПБС. Как видно из рисунка, под действием рентгеновских лучей меняется крутизна характеристик. Для ПБС-2 на начальных стадиях облучения (до 130 Гр) наблюдается уменьшение крутизны прямой ветви ВАХ, а при дозах 260 Гр и более увеличение по сравнению с исходной ВАХ. В случае ПБС-1 наблюдается рост величины

Параметры глубоких уровней в КБД-10 и КДБ-24

Уровни	E	σ , см ²	Типы дефектов
DL_1	$E_v + 0.13$ эВ	$2.14 \cdot 10^{-16}$	V^+
DL_2	$E_v + 0.30$ эВ	$4.33 \cdot 10^{-18}$	C
DL_3	$E_v + 0.19$ эВ	$3.19 \cdot 10^{-16}$	$V-V$
DL^*	$E_v + 0.38$ эВ	$9, 52 \cdot 10^{-13}$	I

Примечание. V^+ — положительно заряженная вакансия, $V-V$ — дивакансия, C — межузельный углерод, I — межузельный атом Si.

прямого тока через контакт металл–полупроводник в начале облучения, а дозы 390 Гр и более стимулируют уменьшение крутизны ВАХ.

При анализе полученных результатов необходимо также учесть и тот факт, что воздействие радиации приводит к генерации новых дефектов, а также происходит процесс радиационно-стимулированного упорядочения („эффект малых доз“) дефектной структуры [7].

На начальных стадиях облучения в случае ПБС-1 происходит частичная перестройка метастабильных приповерхностных дефектов, в результате чего изменяется их зарядовое состояние, а также величина заряда на поверхностных энергетических уровнях и, как следствие, увеличиваются концентрация носителей заряда и ток прямой ветки ВАХ. В случае ПБС-2 рентгеновское облучение дозой 130 Гр стимулирует более эффективную генерацию дефектов, поскольку кристаллы кремния, предназначенные для радиоэлектроники, являются исходно структурно более совершенными по сравнению с кристаллами, предназначенными для нужд солнечной энергетики. Генерированные радиацией дефекты являются центрами рекомбинации и, как следствие, под воздействием радиации уменьшается величина тока.

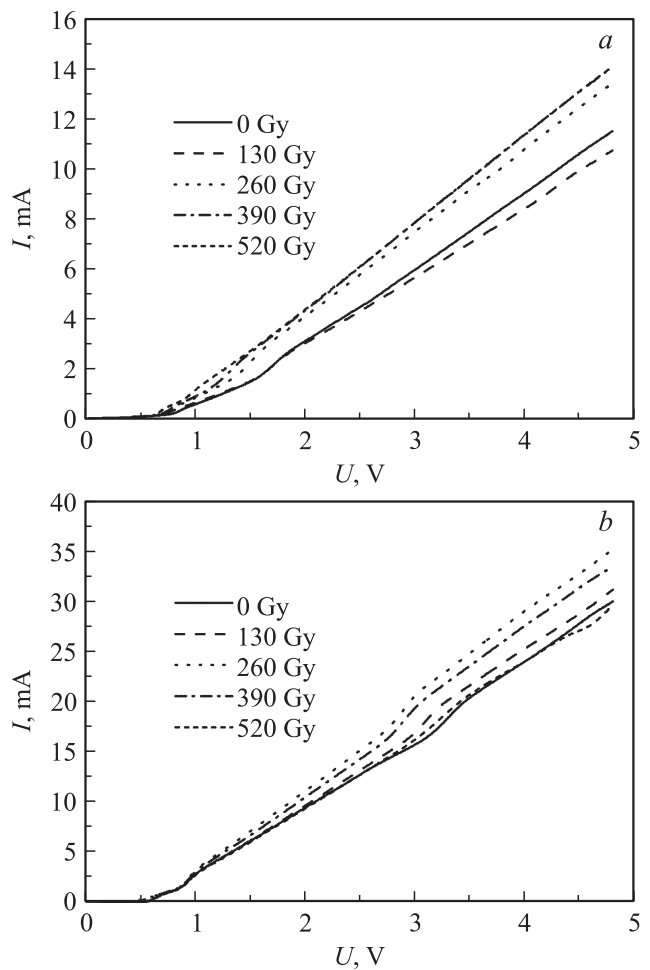


Рис. 2. Изменения прямой ветви ВАХ ПБС-2 (а) и ПБС-1 (b), вызванные действием рентгеновских лучей (дозы указаны).

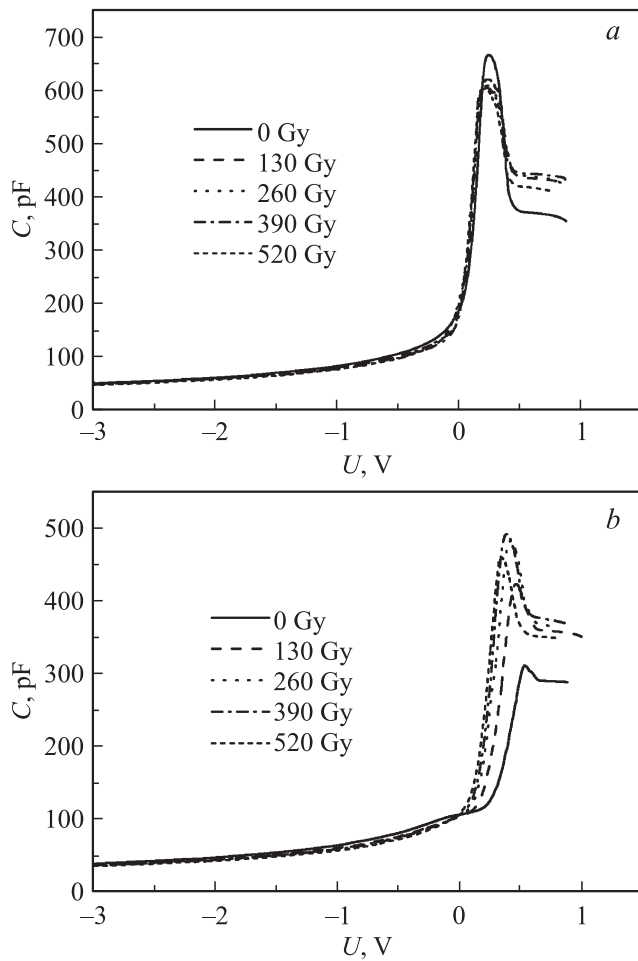


Рис. 3. Изменения ВФХ ПБС-1 (а) и ПБС-2 (b) под действием рентгеновского излучения (дозы указаны).

В отличие от изменений прямой ветви под действием радиации, изменения обратных ветвей ВАХ ПБС-1 и ПБС-2 практически находятся на уровне погрешности измерений. Это можно объяснить большей вероятностью процессов туннелирования электронов через барьер в данных структурах. Если электроны, которые туннелировали, были захвачены структурными дефектами, расположенными в глубине области пространственного заряда (ОПЗ), то они при обратном напряжении могут давать существенные потоки носителей заряда.

На рис. 3 показаны изменения ВФХ двух типов исследуемых ПБС в результате действия рентгеновских лучей. В ПБС-1 с увеличением поглощенной дозы (от 0 до 520 Гр) наблюдается незначительное уменьшение амплитудного значения характерного максимума (рис. 3,а). Это свидетельствует об уменьшении положительного заряда в диэлектрической прослойке между металлом и полупроводником, от которой не удалось избавиться в процессе изготовления ПБС. Увеличение емкости в области положительных значений напряжений свидетельствует об изменении заряда в ОПЗ под действием облучения. В ПБС-2 при аналогичных условиях эксперимента наблюдаются некоторые отличия

от радиационно-стимулированных изменений характеристик ПБС-1 (рис. 3, b). В частности, увеличивается угол наклона ВФХ в области положительных напряжений, что свидетельствует об изменении плотности поверхностных состояний N_{ss} (рис. 4, b), и растет величина заряда в диэлектрической прослойке.

При интерпретации полученных результатов мы учитываем, что, поскольку при малых дозах облучения объемные свойства полупроводника меняются мало, основные изменения электрофизических характеристик обусловлены процессами, которые происходят на границе раздела и в приповерхностном слое полупроводника.

Основной вклад в радиационно-стимулированные изменения характеристик ПБС все же дают поверхностные электронные состояния на границе раздела. При изменении приложенного напряжения заряд на поверхностных энергетических состояниях контакта меняется, а это приводит к смещению зон возле поверхности полупроводника. При этом часть энергетических уровней заходит в область уровня Ферми и меняет свои зарядовые состояния (рис. 4).

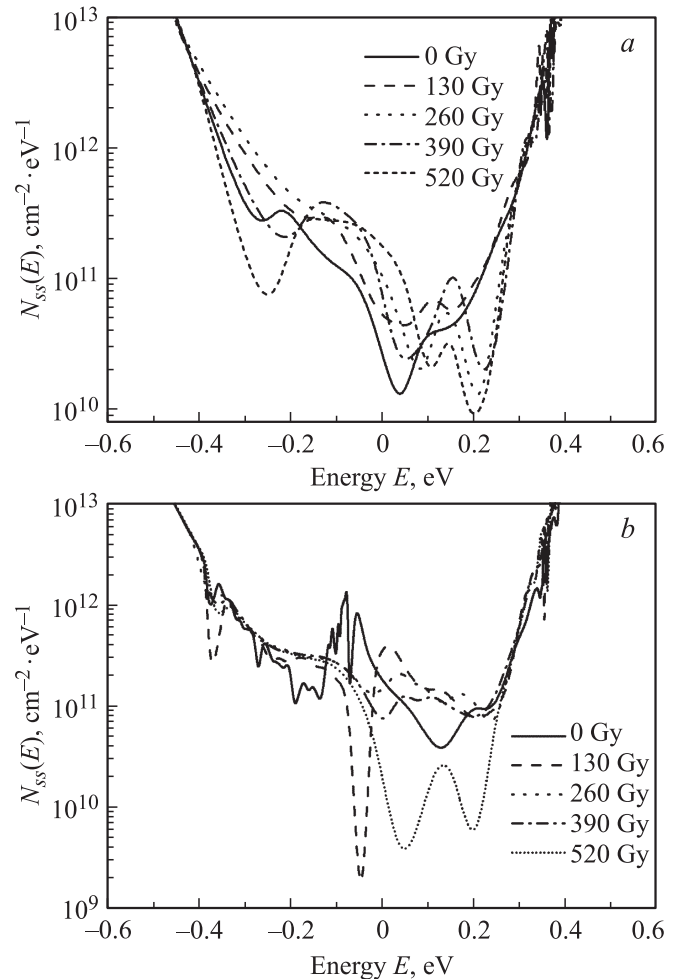


Рис. 4. Распределение плотности поверхностных состояний в запрещенной зоне кремния при рентгеновском облучении (дозы указаны) ПБС-1 (а) и ПБС-2 (b).

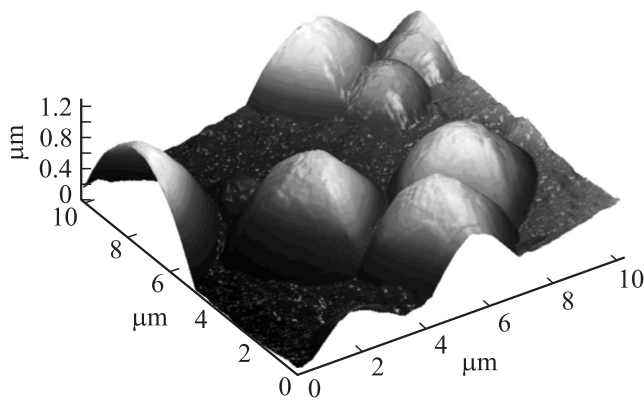


Рис. 5. АСМ-изображение поверхности (111) КДБ-24.

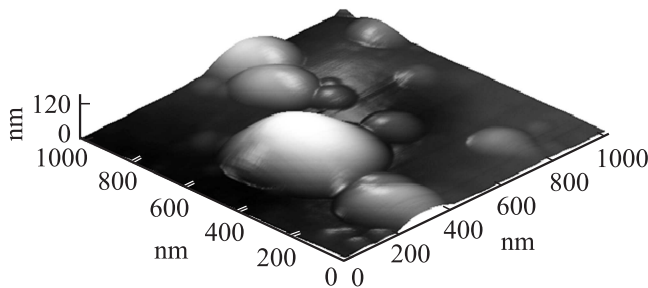


Рис. 6. АСМ-изображение поверхности (111) КДБ-24 после воздействия радиации (390 Гр).

С полученными экспериментальными данными, приведенными выше, хорошо коррелируют результаты микроскопических исследований поверхности кристаллов *p*-Si, на которых сформированы ПБС. При одинаковых технологиях обработки двух типов кристаллов их поверхности различаются между собой.

На рис. 5 приведено изображение поверхности (111) „солнечного“ Si, на котором в дальнейшем сформирована ПБС-1, полученное с помощью атомно-силового микроскопа. Несмотря на тот факт, что для поверхности (111) *p*-Si после ее селективного травления характерна треугольная форма дефектов [8], что видно из анализа дислокационных ямок травления, нами были выявлены на этой поверхности нано- и микроразмерные четырехугольные пирамидальные образования с четкой границей в основании пирамид. Пространственная ориентация этих пирамидальных включений на поверхности кристалла одинакова и, очевидно, обусловлена кристаллической решеткой кремния.

На поверхности кристалла, на которой сформирована ПБС-2, такие включения отсутствуют.

Наличие пирамидальных включений после традиционной обработки поверхности данного типа кристаллов можно объяснить формированием в кристаллах кремния отдельной примесной фазы, которая имеет свою кристаллическую структуру. Локализация такой фазы в приповерхностном слое кристалла обусловлена, как минимум, двумя факторами:

— обработанная поверхность является эффективным стоком для структурных дефектов кристалла;

— концентрация неконтролируемых примесей и структурных дефектов в кристаллах „солнечного“ кремния больше по сравнению с их содержанием в кристаллах для электронной техники.

Действие рентгеновского облучения кристаллов КДБ-24 сопровождается небольшими изменениями форм пирамидальных включений. Основания, ребра пирамид и их вершины становятся менее четкими. Между большими пирамидальными включениями (высота 0.5–0.8 мкм, основание 4 × 4 мкм) появляются мелкие (10–60 нм) агрегаты дефектов без четких форм, но с четкой границей раздела на кристалле (рис. 6).

4. Заключение

Таким образом, показано, что электрофизические характеристики диодных структур Шоттки в значительной степени определяются особенностями синтеза кристаллов кремния, на которых сформированы данные структуры.

Установлено, что технология формирования диодных структур Шоттки приводит к наличию диэлектрического слоя между барьерным контактом и полупроводником.

В приповерхностном слое *p*-Si выявлено наличие кристаллитов пирамидальной формы, четко ориентированных на поверхности (111). Обнаружено, что структура кристаллитов и их состав отличаются от характеристик матрицы, в которой они сформированы. Формирование таких кристаллитов в приповерхностном слое *p*-Si может быть обусловлено рекомбинационными процессами с участием вакансий, межузельных атомов Si, примесей кислорода, углерода и фосфора, входящих в монокристаллы кремния при выращивании.

Список литературы

- [1] В.В. Емцев, Т.В. Машовец. *Примеси и точечные дефекты в полупроводниках* (М., Наука, 1981).
- [2] В.Г. Литовченко, И.П. Лисовский, В.П. Кладько, С.О. Злобин, М.В. Слободзян. *УФЖ*, **52** (10), 959 (2007).
- [3] Н.А. Поклонский, Н.И. Горбатчук, С.В. Шпаковский, С.Б. Ластовский, А. Wiesck. *ФТП*, **44** (3), 397 (2010).
- [4] К.Д. Щербачев, В.Т. Бублик, В.Н. Мордкович, Д.М. Пажин. *ФТП*, **45** (6), 754 (2011).
- [5] Б.В. Павлык, А.С. Грыпа, Д.П. Слободзян, Р.М. Лыс, Р.И. Дидык, И.А. Шикоряк. *ФТП*, **45** (5), 608 (2011).
- [6] Л.С. Берман, А.А. Лебедев. *Емкостная спектроскопия глубоких центров в полупроводниках* (Л., Наука, 1981).
- [7] О.Ю. Борковская, Н.Л. Дмитрук, В.Г. Литовченко. *ФТП*, **18** (10), 1808 (1984).
- [8] М.С. Дунаевский, J.J. Grob, А.Г. Забродский, R. Laiho, А.Н. Титков. *ФТП*, **38** (11), 1294 (2004).

Редактор Л.В. Шаронова

The perfection of the *p*-Si crystal surface and radiation-stimulated changes of characteristics of surface-barrier structures Bi–Si–Al

B.V. Pavlyk, D.P. Slobodzyan, A.S. Hrypa, R.M. Lys, M.O. Kushlyk, J.A. Shykoryak, R.I. Didyk

Ivan Franko National University of L'viv,
79000 L'viv, Ukraine

Abstract This paper reviews the results of the study of radiation-stimulated changes in electrophysical characteristics of surface-barrier structures based on *p*-Si with different resistivity (24, 10 Ω · cm). An analysis of the sample surface condition was made using atomic-force microscopy. It is shown, that irradiation leads to evolution of structural defects, change of charge state of initial defects in the structures on the base of „solar“ silicon. The pyramid-shape defects appear in the surface layer of the crystals with 24 Ω · cm resistivity, and their structure is changed under X-ray irradiation.