

Р-I-N-ФОТОДИОДЫ С ГЕТТЕРАМИ, СОЗДАНЫМИ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ОСНОВНЫХ ЛЕГИРУЮЩИХ ПРИМЕСЕЙ

*д-р физ.-мат. наук, проф. В. Б. ОДЖАЕВ¹, канд. физ.-мат наук, доц. А. Н. ПЕТЛИЦКИЙ²,
канд. физ.-мат наук, доц. В. С. ПРОСОЛОВИЧ¹, канд. физ.-мат наук Д. В. ШЕСТОВСКИЙ²,
канд. физ.-мат. наук В. Ю. ЯВИД¹, канд. физ.-мат. наук Ю. Н. ЯНКОВСКИЙ¹,
д-р философии (PhD) по физ.-мат. наукам, доц. Б. К. ИСМАЙЛОВ³,
д-р философии (PhD) по физ.-мат. наукам, доц. З. Т. КЕНЖАЕВ³,
Н. В. ВАБИЩЕВИЧ⁴*

¹(Белорусский государственный университет, Минск)

²(ОАО «ИНТЕГРАЛ» – управляющая компания холдинга «ИНТЕГРАЛ», Минск)

³(Ташкентский государственный технический университет имени Ислама Каримова, Узбекистан)

⁴(Полоцкий государственный университет имени Евфросинии Полоцкой)

Исследованы вольт-амперные характеристики р-і-п-фотодиодов, содержащих геттеры, сформированные имплантацией ионов бора или сурьмы, на обратной стороне кремниевой пластины. Параллельно исследовались контрольные образцы, прошедшие все этапы технологического процесса изготовления приборов за исключением имплантации примесей в непланарную сторону пластины. Показано, что после формирования геттера электрофизические параметры приборов существенно зависят как от вида внедренных ионов, так и режимов последующих преципитирующего и диффузионного отжига. Это обусловлено, с одной стороны, геттерированием технологических примесей, которые создают глубокие генерационно-рекомбинационные центры и определяют величину обратного темнового тока р-і-п-фотодиодов. С другой стороны, существенное влияние на величину напряжения пробоя и предпробойный участок вольт-амперной характеристики оказывают процессы дефектно-примесного взаимодействия между радиационными и пост-технологическими дефектами типа дислокаций, микродефектов и т. п. Наличие на вольт-амперных характеристиках р-і-п-фотодиодов ступенчатых участков свидетельствует о термической генерации носителей заряда с глубоких энергетических уровней неоднородно распределенных структурных дефектов и технологических примесей в области пространственного заряда р-і-п-фотодиодов.

Ключевые слова: *р-і-п-фотодиод, генерационно-рекомбинационные процессы, геттерирующие примеси, ионная имплантация, термообработка.*

Введение. В настоящее время р-і-п-фотодиоды, изготовленные на основе кремния, выращенного по методу бестигельной зонной плавки, активно применяются в аппаратуре космического назначения в качестве навигационных и сенсорных детекторов, а также в системах определения расстояния с помощью светового луча (LIDAR) [1; 2]. Главными преимуществами р-і-п-фотодиодов являются высокий квантовый выход, малая барьерная емкость и высокое быстродействие [3–5]. Эффективность их работы в значительной степени определяется величиной темнового тока при обратном смещении, который зависит, в первую очередь, от времени жизни неосновных носителей заряда. Данный параметр определяется генерационно-рекомбинационными процессами на дефектах структуры кристаллической решетки, в том числе на технологических фоновых примесях. Для увеличения времени жизни носителей заряда применяются различные методы геттерирования технологических примесей, позволяющие создать в рабочей области кремниевой подложки «чистую» зону. Геттерирование примесных атомов металлов позволяет не только увеличить время жизни неравновесных носителей заряда, но и обеспечивает стабильность электрических и рекомбинационных параметров материала, который многократно подвергается термообработке в технологическом процессе изготовления фотоприемников [6]. Ранее был разработан метод создания геттера неконтролируемых технологических примесей в подложках монокристаллического кремния, выращенного по методу Чохральского, путем формирования слоя пористого кремния посредством имплантации ионов Sb^+ и последующих геттерирующих термообработок. Установлено, что доза ионов сурьмы должна обеспечивать концентрацию примеси в слое, превышающую ее предел растворимости при температурах отжига 800–1000 °С, а также растворимость сурьмы при последующем высокотемпературном отжиге ($T_{отж} = 1220$ °С). Процесс сопровождается образованием преципитатов сурьмы с последующей диффузией из них атомов Sb, на их месте образуются микропоры, которые и являются основными геттерирующими центрами¹ [7]. Однако, возможность применения

¹ Патент ВУ 18107, МПК Н 01L 21/322 (2006.01). Способ формирования геттерного слоя в пластине кремния: № 20111498: заявлено 10.11. 2011; опубл. 30.04.2014 / Садовский П. К., Челябинский А. Р., Оджаяев В. Б., Турцевич А. С., Плебанович В. И., Белоус А. Н., Васильев Ю. Б.; заявители: Белорусский государственный университет. – 1 с.

данного метода на подложках монокристаллического кремния, выращенного по методу бестигельной зонной плавки, до настоящего времени не установлена.

Цель работы – исследование воздействия геттерирующих центров, созданных ионной имплантацией (ИИ) основных легирующих примесей в нерабочую сторону кремниевой пластины, на электрофизические параметры *p-i-n*-фотодиодов.

Методика эксперимента. *P-i-n*-фотодиоды с профилированным *p-i-n*-переходом² изготавливались на пластинах кремния *p*-типа проводимости с ориентацией (100) и удельным сопротивлением 1000 Ом·см, выращенного методом бестигельной зонной плавки. На рисунке 1 представлено схематическое изображение структуры фотодиода³. На поверхности кремниевой подложки 1 *p*-типа проводимости были сформированы две совмещенные области 2 и 3 *n*-типа проводимости. Слаболегированная мелкозалегающая область 2, созданная имплантацией мышьяка, совмещена с областью 3, полученной имплантацией фосфора и представляющей собой сетку локальных областей. В местах контакта области 2 и локальных областей 3 с подложкой 1 образуется общая область пространственного заряда *p-n*-перехода 4. По периферии области 2 изготавливалось охранное кольцо *n*-типа проводимости, внешние края которого выходят на подложку 1 и закрыты пассивирующим диэлектриком. Области *p*⁺-типа анода (изотипный переход), сформированного вокруг охранного кольца, и *n*⁺-типа катода создавались имплантацией соответственно бора и фосфора в планарную сторону пластины. Формирование геттера производилось посредством ионной имплантации В⁺ или Sb⁺ с энергией 60 кэВ в непланарную сторону пластины с последующими преципитирующим и диффузионным отжигами в атмосфере азота в индукционной печи. Бор имплантировался дозами $5 \cdot 10^{15}$ – $1 \cdot 10^{16}$ см⁻², преципитирующая термообработка осуществлялась при 850 °С длительностью $t = 30$ мин, диффузионная разгонка – при 1150 °С или 1200 °С в течение 240 мин. Сурьма имплантировалась дозами $1,2 \cdot 10^{15}$ – $4,8 \cdot 10^{15}$ см⁻², преципитирующая термообработка осуществлялась при 850 °С, 1000 °С или 1050 °С длительностью 30 или 60 мин, диффузионная разгонка – при 1150 °С или 1200 °С в течение 240 мин. Параллельно исследовались контрольные образцы приборов, подвергавшиеся тем же технологическим операциям за исключением имплантации примесей в непланарную сторону пластины для формирования геттера. Регистрация вольт-амперных характеристик (ВАХ) проводилась на измерителе параметров полупроводниковых приборов Agilent B1500A с зондовой станцией Cascade Summit 11000B-AP. Темновые ВАХ *p-i-n*-фотодиодов регистрировались в диапазоне обратных смещений 0...30 В с шагом 0,25 В и темпом 0,3 мс/В при 20 °С.

- 1 – подложка монокристаллического кремния *p*-типа проводимости;
- 2 – слаболегированная мелкозалегающая область *n*-типа проводимости, созданная ИИ мышьяка;
- 3 – область, созданная ИИ фосфора и представляющая собой сетку локальных областей;
- 4 – область пространственного заряда *p-n*-перехода;
- 5 – просветляющее покрытие

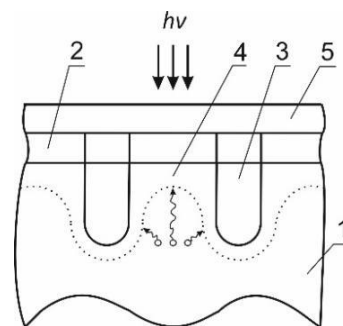
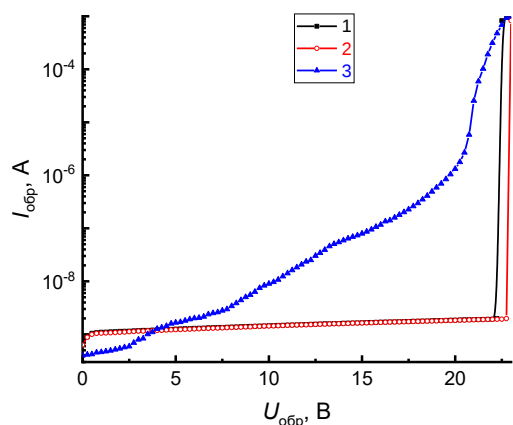


Рисунок 1. – Схематическое изображение структуры фотодиода

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Как видно из рисунка 2, при имплантации В⁺ дозами $5 \cdot 10^{15}$ см⁻² и $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² при диффузионном отжиге ($T_{отж} = 1150$ °С) ВАХ *p-i-n*-фотодиодов имеют стандартный вид. Величина обратного темнового тока $I_{обр}$ составляет $\sim 10^{-9}$ А. При этом применение дозы имплантации бора $1 \cdot 10^{16}$ см⁻² позволяет повысить напряжение лавинного пробоя, обусловленного ударной ионизацией, до 23,5 В по сравнению с дозой $5 \cdot 10^{15}$ см⁻² (23,2 В). Формирование геттерирующих центров имплантацией В⁺ дозой $5 \cdot 10^{15}$ см⁻² в тыльную сторону пластины позволяет также, по сравнению с контрольными образцами (рисунок 3), незначительно повысить напряжение пробоя (с 22,5 В до 23,2 В) и снизить величину $I_{обр}$ (при $U_{обр} = 2,5$ В) с $3 \cdot 10^{-9}$ А до $1 \cdot 10^{-9}$ А. Следует отметить, что для контрольных образцов при имитации диффузионного отжига при 1200 °С также наблюдается снижение величины обратного темнового тока (при $U_{обр} < 7$ В) по сравнению с температурой имитационного отжига при 1150 °С (рисунок 3).

² Патент ВУ 7483, МПК Н 01L 21/00 (2006.01). Фотодиод: № 20110067: заявлено 02.02.2011: опубл. 30.08.2011 / Блын-ский В. И., Голуб Е. С., Лемешевская А. М., Цымбал В. С.; заявители: ОАО «ИНТЕГРАЛ»; Государственное научное учреждение «Институт физики имени Б. И. Степанова Национальной академии наук Беларуси», – 1 с.

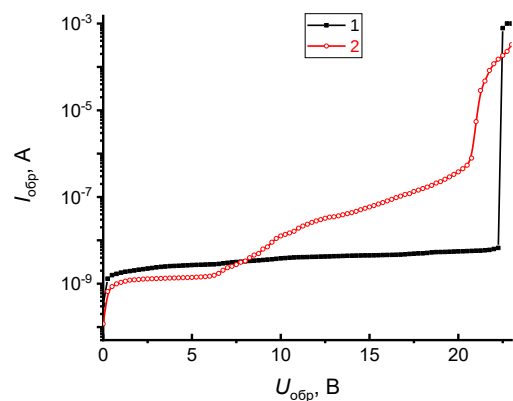
³ Там же.



Дозы ИИ: 1 – $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$; 2 и 3 – $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$.

Температура диффузионного отжига:
1, 2 – 1150°C ; 3 – 1200°C

Рисунок 2. – ВАХ $p-i-n$ -фотодиодов с геттером, созданным ИИ B^+
($E = 60 \text{ кэВ}$, преципитирующий отжиг при 850°C , $t = 30 \text{ мин}$)



Температура имитации диффузионного отжига:
1 – 1150°C ; 2 – 1200°C

Рисунок 3. – ВАХ контрольных образцов $p-i-n$ -фотодиодов

Величина темнового тока фотодиода при обратном смещении $I_{\text{обр}}$ определяется суммой диффузионного $I_{\text{диф}}$, туннельного $I_{\text{тун}}$ и генерационного $I_{\text{ген}}$ токов [3]:

$$I_{\text{обр}} = I_{\text{диф}} + I_{\text{тун}} + I_{\text{ген}}. \quad (1)$$

Диффузионный ток возникает вследствие наличия градиента концентрации носителей заряда разных типов [3]. За счет эффекта туннелирования носители заряда могут пересекать потенциальный барьер области обеднения $p-n$ -перехода, если он достаточно узок. Генерационные токи Шокли – Рида – Холла обусловлены тепловой генерацией носителей с ловушек, расположенных в запрещенной зоне полупроводника [8]. Наличие глубоких уровней внутри запрещенной зоны (для Si это уровни, находящиеся между двумя демаркационными уровнями во второй ее трети) делает более вероятным процесс генерации [9]. Ток Шокли – Рида – Холла в области обеднения обычно оказывает гораздо большее влияние на ВАХ, чем в квазинейтральной области, ввиду более низкой концентрации основных носителей заряда [8]. В качестве ловушек, как правило, выступают структурные дефекты (локальные центры, дислокации, микродефекты и т. д.), которые образуются как в процессе выращивания Si, так и при технологических обработках в процессе изготовления приборов.

В таких полупроводниках, как Si, которые характеризуются низкой концентрацией собственных носителей заряда n_i и большой концентрацией генерационно-рекомбинационных центров (т. е. низким значением эффективного времени жизни неравновесных носителей заряда), при комнатной температуре преобладает генерационный ток. При заданной температуре плотность генерационного тока пропорциональна ширине обедненного слоя W , которая в свою очередь зависит от приложенного обратного смещения $U_{\text{обр}}$ и времени жизни неравновесных носителей заряда τ_0 [3]:

$$I_{\text{ген}} = \int_0^W q |U_{\text{обр}}| dx \approx q |U_{\text{обр}}| W = \frac{qn_i W}{\tau_0}. \quad (2)$$

Таким образом, формирование геттерирующих центров имплантацией ионов бора в обратную сторону пластины способствует удалению глубоких генерационно-рекомбинационных центров из базовой области *p-i-n*-фотодиодов, что приводит к уменьшению величины обратного темнового тока вследствие увеличения времени жизни неравновесных носителей заряда.

Пробой в *p-i-n*-фотодиодах носит лавинный характер и является следствием ударной ионизации атомов кристалла [10]. Носители заряда, попавшие в область пространственного заряда *p-n*-перехода, под действием сильного электрического поля приобретают энергию, достаточную для ударной ионизации атомов. Образовавшиеся носители заряда сами принимают участие в дальнейшей ионизации. Процесс нарастания тока носит лавинный характер. Скорость нарастания тока зависит от коэффициентов ионизации электронов и дырок, т. е. от числа электронно-дырочных пар, образуемых носителем заряда на 1 см пути при данной напряженности электрического поля.

Напряжение пробоя $U_{пр}$ несимметричного *p-n*-перехода определяется выражением (3):

$$U_{пр} = \frac{E_m W}{2} = \frac{\epsilon_s E_m^2}{2q} (N_B)^{-1}, \quad (3)$$

где E_m – максимальное значение электрического поля;

ϵ_s – диэлектрическая проницаемость полупроводника;

q – заряд электрона;

N_B – концентрация ионизированной примеси в слаболегированной области.

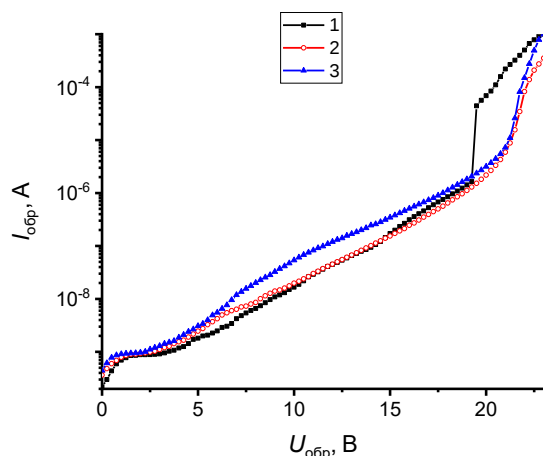
Если генерационно-рекомбинационные центры, обусловленные технологическими примесями, распределены неоднородно по объему полупроводника, тогда величина электрического поля, необходимая для проявления эффекта пробоя в различных местах области обеднения, будет различной.

Таким образом, увеличение напряжения пробоя для образцов, содержащих геттерирующие центры, сформированные в результате имплантации ионов бора в обратную сторону пластин, свидетельствует о том, что формирование геттера на обратной стороне пластины при преципитирующей термообработке при 850 °С длительностью 30 мин и диффузионной разгонке при 1150 °С в течение 240 мин позволяет снизить концентрацию генерационно-активных примесно-дефектных центров в объеме кремниевых пластин. Однако повышение температуры диффузионного отжига до 1200 °С для дозы имплантации бора $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ приводит к существенному изменению ВАХ. Напряжение пробоя снижается до 20,5 В, пробой становится достаточно плавным. Появляется предпробойный участок, начиная от ~5 В, и сопровождается существенным увеличением $I_{обр}$ – с $1 \cdot 10^{-9} \text{ А}$ до $3 \cdot 10^{-6} \text{ А}$. Следует отметить, что практически аналогичная закономерность наблюдается и для контрольных образцов (см. рисунок 2): после проведения термообработки при 1200 °С, имитирующей диффузионную разгонку, напряжение пробоя снижается с 22,5 В до 21,0 В и появляется предпробойный участок, начиная от ~7 В, где ток плавно увеличивается с $3 \cdot 10^{-9} \text{ А}$ до $6 \cdot 10^{-7} \text{ А}$. Это свидетельствует о существенном вкладе в величину $I_{обр}$ генерационных процессов, связанных с глубокими энергетическими уровнями, расположенными в области обеднения.

Этот эффект может быть обусловлен рядом причин. Во-первых, при увеличении температуры отжига увеличиваются коэффициенты диффузии технологических примесей (Fe, Cu, Au и др.), проникающих в материал из технологической оснастки при высоких температурах и создающих глубокие генерационно-рекомбинационные уровни в запрещенной зоне. Это приводит к существенному снижению времени жизни основных носителей заряда и, как следствие, увеличению значения $I_{обр}$ *p-i-n*-фотодиодов. Во-вторых, при выращивании монокристаллического кремния по методу бестигельной зонной плавки формируются скопления микродефектов, в состав которых входят технологические примеси O и C [11; 12]. При температуре термообработки 1200 °С как в образцах со сформированным геттером, так и в контрольных, вероятно, происходит трансформация микродефектов с выделением из них большого количества примесных атомов кислорода и углерода, которые формируют генерационно-активные центры, приводящие к снижению величины напряжения лавинного пробоя и возрастанию $I_{обр}$ в достаточно широкой предпробойной области. Емкости геттера, сформированного при имплантации бора дозой $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ явно недостаточно для пассивации указанных выше процессов. Следует отметить, что при температуре диффузионного отжига 1150 °С существенной трансформации микродефектов с выделением примесных атомов не происходит и емкости сформированного геттера достаточно для нейтрализации технологических примесей, попавших в кристаллы при технологических операциях изготовления приборов.

На рисунках 4, 5 приведены обратные вольт-амперные характеристики *p-i-n*-фотодиодов, в которых формирование геттера производилось посредством ионной имплантации Sb^+ с энергией 60 кэВ в непланарную

сторону пластины с последующими преципитирующим и диффузионным отжигами в атмосфере азота в индукционной печи. Формирование геттера на обратной стороне кремниевой пластины, как и в случае с геттером, созданным ионной имплантацией бора, приводит к небольшому увеличению напряжения пробоя (на 0,5–0,7 В), однако вид вольт-амперных характеристик существенно отличается. При дозах имплантации сурьмы $1,2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ и $2,4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ при увеличении обратного смещения свыше 2,5 В наблюдается монотонное ступенчатое увеличение обратного тока.



Дозы ИИ: 1 – $1,2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$; 2 и 3 – $2,4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$.
Температура преципитирующего отжига ($t = 30 \text{ мин}$):
1 – 850 °С; 2 и 3 – 1000 °С.
Температура диффузионного отжига ($t = 240 \text{ мин}$):
1 и 3 – 1200 °С; 2 – 1150 °С

Рисунок 4. – ВАХ $p-i-n$ -фотодиодов с геттером, созданным ИИ Sb^+ ($E = 60 \text{ кэВ}$)

Увеличение температуры диффузионного отжига до 1200 °С для дозы $2,4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ (см. рисунок 4, кривая 3) приводит к достаточно существенному возрастанию обратного тока, на всех зависимостях имеется большой предпробойный участок ВАХ. Однако для дозы имплантации $1,2 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ он начинается существенно раньше – практически при 20 В. Наличие ступенчатых участков ВАХ свидетельствует о термической генерации носителей заряда с глубоких энергетических уровней неоднородно распределенных структурных дефектов и технологических примесей в области пространственного заряда $p-i-n$ -фотодиодов. Ранее качественно подобные ВАХ наблюдались нами при исследовании диодов-генераторов шума, сформированных на сильнолегированных подложках монокристаллического кремния ($\rho = 0,005 \text{ Ом} \cdot \text{см}$) [13], и $p-i-n$ -фотодиодов с вертикальной структурой [14]. Наличие ступенек на вольт-амперных характеристиках было связано с неоднородным распределением примесей и посттехнологических структурных дефектов по объему подложки.

При увеличении дозы имплантации сурьмы до $4,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ вольт-амперные характеристики существенно изменяются (см. рисунок 5). Они отличаются как от соответствующих зависимостей, полученных для контрольных образцов, так и от ВАХ, наблюдаемых при формировании геттерирующих центров методом ионной имплантации бора и меньшими дозами сурьмы. Прежде всего, в данном случае происходит существенное снижение величины обратного смещения начала предпробойного участка, а также возрастание величины обратного темнового тока. При этом увеличение температуры диффузионного отжига с 1150 °С до 1200 °С приводит к существенному снижению начала предпробойного участка (см. рисунок 5, кривые 1 и 2). Следует отметить, что увеличение длительности преципитирующего отжига при 1050 °С до 60 мин приводит к возрастанию обратного смещения начала предпробойного участка (см. рисунок 5, кривые 2 и 3). Однако наблюдаемое увеличение не достигает значений, характерных для режимов термообработки, включающей преципитирующий отжиг при 1050 °С длительностью 30 мин и диффузионный отжиг при 1150 °С длительностью 240 мин. При этом происходит также существенное снижение напряжения пробоя до $\sim 13,5 \text{ В}$. Как следует из выражения (3), уменьшение величины напряжения пробоя, а также снижение предпробойного напряжения может быть связано с уменьшением максимального значения электрического поля E_m , что, вероятно, обусловлено формированием неоднородностей потенциального рельефа вследствие образования при ионной имплантации и последующих термообработках крупномасштабных нарушений кристаллической структуры, содержащих электрически заряженные центры. В этих областях возникают внутренние электрические поля, которые и снижают необходимую для возникновения ударной ионизации носителей заряда величину внешнего смещения.

Длительность преципитирующего отжига
при 1050 °С: 1 и 2 – 30 мин; 3 – 60 мин.
Температура диффузионного отжига ($t = 240$ мин):
1 – 1150 °С; 2 и 3 – 1200 °С

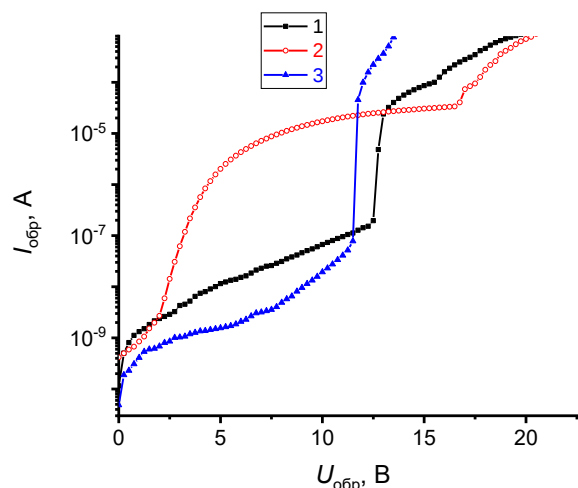


Рисунок 5. – ВАХ $p-i-n$ -фотодиодов с геттером, созданным ИИ Sb^+ ($E = 60$ кэВ, доза $4,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$)

Различие в поведении вольт-амперных характеристик при формировании геттерирующих центров посредством имплантации ионов бора и сурьмы, вероятно, обусловлено особенностями радиационного дефектообразования при внедрении ионов различной массы. Как известно [15], эффективность образования первичных радиационных дефектов (вакансий и междоузельных атомов) возрастает при увеличении массы иона. Таким образом, при имплантации ионов сурьмы генерируется существенно большее количество первичных радиационных дефектов, чем при внедрении ионов бора с такой же энергией. Основная масса дефектов образуется в приповерхностном слое $\sim 100\text{--}150$ нм. Возникающий градиент концентрации вакансий и междоузельных атомов между лицевой (относительно процесса ионной имплантации) и тыльной сторонами кремниевой пластины способствует их эффективной диффузии в рабочую область $p-i-n$ -фотодиода – область пространственного заряда. Кроме того, при проведении ионной имплантации имеется достаточно высокая разность потенциалов между лицевой и тыльной сторонами образца, что обуславливает существование внутри облучаемой пластины сильного электрического поля, которое оказывает существенное влияние на процессы диффузии компонентов пар Френкеля. В нашем случае это также имеет место, учитывая, что вакансии в кремнии имеют стабильное 2^+ -состояние [16]. Данные точечные дефекты захватываются расположенными неоднородно по объему кристалла посттехнологическими структурными дефектами (микродефектами, дислокациями, дислокационными петлями и т. п.) и коагулируют на них. Это приводит к образованию глубоких генерационно-рекомбинационных центров, определяющих формирование ступенчатого характера ВАХ и образование предпробойных участков.

В случае имплантации ионов бора количество генерируемых ионной имплантацией первичных радиационных дефектов существенно меньше, чем при внедрении ионов сурьмы, и описанный выше эффект трансформации вольт-амперной характеристики выражен значительно слабее.

Заключение. Показано, что формирование геттера в $p-i-n$ -фотодиодах посредством имплантации B^+ в обратную сторону пластины (энергия – 60 кэВ, доза – $1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$) с последующими преципитирующим отжигом при 850 °С (30 мин) и диффузионным отжигом при 1150 °С (240 мин) позволяет увеличить напряжение лавинного пробоя $p-i-n$ -фотодиодов и снизить величину $I_{обр}$ в ~ 3 раза. Это обусловлено пассивацией технологических примесей, создающих глубокие генерационно-рекомбинационные центры. Повышение температуры диффузионного отжига до 1200 °С приводит к формированию широкой предпробойной области с плавной нарастающей величиной обратного тока вследствие распада посттехнологических микродефектов, сопровождающегося освобождением технологических примесей О и С. Емкости сформированного таким образом геттера недостаточно для их инактивации. Формирование геттера посредством имплантации Sb^+ в обратную сторону пластины (энергия – 60 кэВ, дозы – $1,2 \cdot 10^{15}$ и $2,4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$) с последующими преципитирующим отжигом при 850 °С или 1000 °С (30 мин) и диффузионным отжигом при 1150 °С (240 мин) также позволяет незначительно увеличить напряжение лавинного пробоя $p-i-n$ -фотодиодов. Однако при этом вольт-амперные характеристики имеют при напряжениях обратного смещения свыше 2,5 В монотонное ступенчатое увеличение обратного тока.

Увеличение температуры диффузионного отжига до 1200 °С для дозы $2,4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ приводит к достаточно существенному возрастанию обратного тока. Наличие ступенчатых участков ВАХ свидетельствует о термической генерации носителей заряда с глубоких энергетических уровней неоднородно распределенных структурных дефектов и технологических примесей в области пространственного заряда $p-i-n$ -фотодиодов. При увеличении дозы имплантации сурьмы до $4,8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ вольт-амперные характеристики

существенно изменяются: происходит существенное снижение величины обратного смещения начала предпробойного участка, а также возрастание величины обратного темнового тока. При этом увеличение температуры диффузионного отжига с 1150 °С до 1200 °С приводит к существенному снижению начала предпробойного участка. Это обусловлено захватом точечных радиационных дефектов расположенными неоднородно по объему кристалла посттехнологическими структурными дефектами (микродефектами, дислокациями, дислокационными петлями и т. п.). Следствием является образование глубоких генерационно-рекомбинационных центров, определяющих формирование ступенчатого характера и предпробойных участков ВАХ.

В случае имплантации ионов бора количество генерируемых ионной имплантацией первичных радиационных дефектов существенно меньше, чем при внедрении ионов сурьмы, и описанный выше эффект трансформации вольт-амперной характеристики выражен значительно слабее.

Работа выполнена при финансовой поддержке Белорусского республиканского фонда фундаментальных исследований, договор № Ф25УЗБ-067 от 05.03.2025.

ЛИТЕРАТУРА

1. Imaging lidars for space applications / J. Pereira do Carmo, B. Moebius, M. Pfennigbauer et al. // Novel Optical Systems Design and Optimization XI. – 2008. – Vol. 7061. – P. 70610J-01–70610J-12.
2. Intersatellite link for earth observation satellites constellation / P. M. De Carlo, L. Roberto, G. Marano et al. // SPACEOPS, Roma, Italy. – 2006. – P. 19–23.
3. Semiconductor Devices: Physics and Technology / ed.: S. M. Sze, M.-K. Lee – 3th ed. – Hoboken, NJ: Wiley, 2012. – 592 p.
4. Springer Handbook of Lasers and Optics: Springer Handbooks / ed.: Träger. F. – Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2012. – 1694 p.
5. p-i-n Photodiode Based on Silicon with Short Rise Time / Yu. G. Dobrovolsky, O. P. Andreeva, M. S. Gavriluk et al. // Journal of Nano- & Electronic Physics. – 2018. – Vol. 10, iss. 4. – P. 04019-1–04019-5.
6. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. – М.: Металлургия. 1984. – 256 с.
7. Создание геттера в кремнии путем имплантации ионов сурьмы / П. К. Садовский, А. Р. Челядинский, В. Б. Оджаев и др. // Физика твердого тела. – 2018. – Т. 60, № 1. – С. 22–25.
8. Sah C. T., Noyce R. N., Shockley W. Carrier generation and recombination in p-n junctions and p-n junction characteristics / Proceedings of the IRE. – 1957. – Vol. 45, iss. 9. – P. 1228–1243.
9. Seebauer E. G., Kratzer M. C. Charged semiconductor defects: structure, thermodynamics and diffusion / Springer Science & Business Media, 2008. – 312 p.
10. Грехов И. В., Сережкин Ю. Н. Лавинный пробой p-n-перехода в полупроводниках. – Л.: Энергия, 1980. – 152 с.
11. Мильвидский М. Г., Освенский В. Б. Структурные дефекты в монокристаллах полупроводников. – М.: Металлургия, 1984. – 256 с.
12. Таланин В. И., Таланин И. Е. Применение диффузионной модели образования ростовых микродефектов для описания дефектообразования в термообработанных монокристаллах кремния // Физика твердого тела. – 2013. – Т. 55, вып. 2. – С. 247–251.
13. Электрофизические параметры диодов генераторов широкополосного шума / В. В. Буслюк, В. Б. Оджаев, А. К. Панфиленко и др. // Микроэлектроника. – 2020. – Т. 49, № 4. – С. 315–320.
14. Влияние структурных дефектов на электрофизические параметры p-i-n-фотодиодов / Н. С. Ковальчук, С. Б. Ластовский, В. Б. Оджаев и др. // Микроэлектроника. – 2023. – Т. 52, № 4. – С. 307–314.
15. Вопросы радиационной технологии полупроводников / Под ред. Л. С. Смирнова. – Новосибирск: Наука, 1980. – 296 с.
16. Вавилов В. С., Киселев В. Ф., Мукашев Б. Н. Дефекты в кремнии и на его поверхности. – М.: Наука. 1990. – 216 с.

Поступила 28.08.2025

P-I-N PHOTODIODES WITH GETTERS CREATED BY ION IMPLANTATION OF MAIN DOPING IMPURITIES

V. ODZHAEV¹, A. PYATLITSKI², V. PRASALOVICH¹, D. SHESTOVSKIY²,
V. YAVID¹, YU. YANKOVSKI¹, B. ISMAYLOV³, Z. KENZHAEV³, N. VABISHCHEVICH⁴

¹(Belarusian State University, Minsk)

²(“INTEGRAL” Joint Stock Company, Minsk)

³(Tashkent State Technical University Named after Islam Karimov, Uzbekistan)

⁴(Euphrosyne Polotskaya State University of Polotsk)

The current-voltage characteristics of p-i-n photodiodes containing getters formed by implantation of boron or antimony ions on the back side of a silicon wafer were investigated. In parallel, control samples that passed

all stages of the technological process of device manufacturing except for the implantation of impurities into the non-planar side of the wafer were investigated. It was shown that after the getter formation, the electrophysical parameters of the devices depend significantly on both the type of implanted ions and the modes of subsequent precipitation and diffusion annealing. This is due, on the one hand, to the gettering of technological impurities that create deep generation-recombination centers that determine the magnitude of the reverse dark current of p-i-n photodiodes. On the other hand, processes of defect-impurity interaction between radiation and post-technological defects such as dislocations, microdefects, etc. have a significant effect on the value of the breakdown voltage and the pre-breakdown section of the current-voltage characteristic. The presence of stepped sections on the current-voltage characteristics of p-i-n photodiodes indicates thermal generation of charge carriers from deep energy levels of non-uniformly distributed structural defects and technological impurities in the space charge region of p-i-n photodiodes.

Keywords: *p-i-n photodiode, generation-recombination processes, gettering impurities, ion implantation, heat treatment.*