

## ВЛИЯНИЕ КОНСТРУКТИВНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКОГО РЕШЕНИЯ КРЕМНИЕВЫХ ФОТОПРЕОБРАЗОВАТЕЛЕЙ НА ПАРАМЕТРЫ НЕОСНОВНЫХ НОСИТЕЛЕЙ ЗАРЯДА В ИХ БАЗОВЫХ КРИСТАЛЛАХ

М. В. Кириченко<sup>1</sup>, Р. В. Зайцев<sup>1</sup>, Н. В. Дейнеко<sup>1</sup>, В. Р. Копач<sup>1</sup>, В. А. Антонова<sup>2</sup>, А. М. Листратенко<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»*

*21, ул. Фрунзе, г. Харьков, 61002, Украина*

E-mail: kirichenko\_mv@mail.ru

<sup>2</sup>*Государственное предприятие*

*«Научно-исследовательский технологический институт приборостроения»,*

*40/42, ул. Примакова, г. Харьков, 61010, Украина*

Приведены результаты исследований времени жизни  $\tau$  и диффузионной длины  $L$  неосновных носителей заряда в базовых кристаллах кремниевых фотоэлектрических преобразователей (Si-ФЭП), изготовленных согласно различным вариантам конструктивно-технологического решения. На основании проведенного сравнительного анализа полученных значений  $\tau$  и  $L$  обоснован выбор оптимального варианта конструктивно-технологического решения отечественных монокристаллических Si-ФЭП. Ил. 4. Табл. 3. Библиогр.: 16 назв.

**Ключевые слова:** фотопреобразователь, монокристаллы Si, конструкция, технология, параметры.

В настоящее время серийный выпуск фотоэлектрических преобразователей на основе монокристаллического кремния (Si-ФЭП) составляет более 40% объема мирового производства всех ФЭП [1,2]. Основными требованиями к разработчикам таких ФЭП являются повышение КПД ( $\eta$ ), массомощностной характеристики  $P_M^*$  (вырабатываемой ФЭП максимальной полезной мощности, отнесенной к их массе) и долговечности при одновременном снижении стоимости изготовления.

Серийные монокристаллические Si-ФЭП отечественного производства с толщиной базовых кристаллов  $t_{БК} \geq 250$  мкм, изготавливаемые Государственным предприятием «Научно-исследовательский технологический институт приборостроения» (ГП НИТИП, г. Харьков) для солнечных батарей орбитальных космических аппаратов, имеют в настоящее время при 25°C в условиях заатмосферного солнечного излучения (режим AM0 атмосферная масса равна нулю)  $13 < \eta \leq 14\%$  и  $200 < P_M^* < 275$  Вт/кг [3]. За счет утонения базовых кристаллов кремния до  $t_{БК} = 200 \pm 20$  мкм и текстурирования их фронтальной поверхности массомощностную характеристику опытных образцов Si-ФЭП удалось повысить до  $320 < P_M^* < 375$  Вт/кг при 25°C и в режиме облучения AM0, однако КПД таких приборов составляет 11-12 % [4]. Лучшие серийные образцы монокристаллических Si-ФЭП зарубежного производства при 25 °C в режиме облучения AM0 имеют:  $15 < \eta \leq 17\%$  и  $450 < P_M^* < 530$  Вт/кг [5]. Согласно работам [6,7]  $\eta$ , а следовательно и  $P_M^*$ , в значительной мере определяются временем жизни  $\tau_{n,p}$  и диффузионной длиной  $L_{n,p}$  неосновных носителей заряда (ННЗ) в базовых кристаллах кремния после изготовления ФЭП. Одна-

ко при оптимизации конструктивно-технологического решения монокристаллических Si-ФЭП, изготавливаемых в ГП НИТИП, эти параметры практически не контролировались, что препятствовало полному выяснению причин пониженных значений  $\eta$  и  $P_M^*$  отечественных монокристаллических Si-ФЭП по сравнению с лучшими зарубежными аналогами.

Усовершенствованная к настоящему времени на кафедре «Физическое материаловедение для электроники и гелиоэнергетики» Национального технического университета «Харьковский политехнический институт» методика экспериментального определения величины  $\tau_{n,p}$  по спаду напряжения холостого хода  $U_{XX}$  после отсечки светового потока, падающего на фронтальную поверхность ФЭП [8,9], открывает перспективу более глубокого исследования влияния особенностей конструктивно-технологического решения монокристаллических Si-ФЭП отечественного производства на эффективность их работы. Это должно обеспечить прогресс в разработке таких приборов, не уступающих по КПД и массомощностной характеристике лучшим зарубежным аналогам.

С этой целью нами исследовались параметры ННЗ в базовых кристаллах монокристаллических Si-ФЭП, изготовленных в ГП НИТИП согласно различным вариантам конструктивно-технологического решения.

**1. Объекты и методы исследований.** Исследовались ФЭП  $n^+p-p^+$  типа с базовыми кристаллами кремния марки КДБ-10, имеющими планарные поверхности (111) и (100) площадью  $4 \times 2$  см<sup>2</sup>. Базовые кристаллы были вырезаны из выращенных методом Чохральского [10] монокристаллических слитков с исходным временем

жизни ННЗ не менее 100 мкс. Внешний вид исследованных ФЭП со стороны фронтальной поверхности показан на рис. 1.

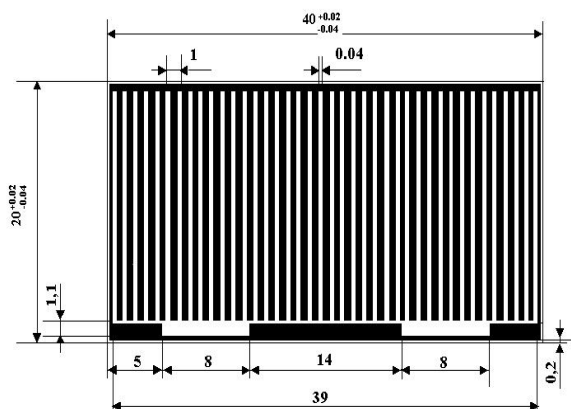


Рис. 1. Внешний вид исследованных Si-ФЭП со стороны фронтальной поверхности

Характеристика базовых кремниевых кристаллов исследованных ФЭП, приведена в табл. 1.

Таблица 1  
Характеристика базовых кристаллов исследованных ФЭП

Образцы ФЭП	Планарные поверхности, <i>hkl</i>	$t_{БК}$ , мкм	Состояние поверхностей кристаллов	
			Лицевая	Обратная
П1-БД	(111)	280	полировка	полировка
П2-БД	(111)	410	полировка	полировка
П3-БД	(100)	375	полировка	шлифовка
П4-ЭД	(100)	350	полировка	шлифовка
Т1-БД	(100)	235	текстура	полировка
Т2-М1	(100)	215	текстура	полировка
Т3-М1	(100)	200	текстура	полировка
Т4-М2	(100)	210	текстура	полировка
Т5-М2	(100)	190	текстура	полировка

Условия проведения диффузии фосфора со стороны фронтальной поверхности базовых кристаллов кремния из слоев полимеризующейся жидкорастворной композиции типа КФК-15-15, обеспечивающие соответствующие значения фототока  $I_{\Phi}$ , диодного тока насыщения  $I_0$ , коэффициента идеальности диода  $A$  и КПД ( $\eta$ ) исследованных ФЭП (установленные ранее экспериментально в работах [3,4]), приведены в табл. 2, где  $N_{Ж}$  и  $t_{Ж}$  - число наносимых слоев и толщина результирующего слоя жидкорастворной композиции;  $\tau_{Д}$  - время проведения диффузии при  $T_{Д} = 1000^{\circ}\text{C}$ .

Таблица 2  
Условия проведения диффузии фосфора со стороны фронтальной поверхности базовых кристаллов кремния и параметры исследованных ФЭП

Номер ФЭП	$N_{Ж}$ слоев	$t_{Ж}$ , мкм	$\tau_{Д}$ , час	$I_{\Phi}$ , мА	$I_0$ , нА	$A$ , отн. ед.	$\eta$ , %
П1-БД	1	0,1	1	320	0,14	1,13	13,0
П2-БД	1	0,1	1	319	1,60	1,24	12,6
П3-БД	1	0,1	1	317	0,17	1,15	12,6
П4-ЭД	1	0,1	2	308	0,11	1,12	12,5
Т1-БД	1	0,1	1	266	$>10^3$	1,70	3,5
Т2-М1	2	0,2	2	300	0,14	1,12	11,9
Т3-М1	2	0,2	2	280	0,27	1,14	11,2
Т4-М2	3	0,3	2	305	0,08	1,11	12,0
Т5-М2	3	0,3	2	291	0,06	1,09	12,0

Фотоэлектрические преобразователи П1-БД, П2-БД, П3-БД на основе базовых кристаллов с полированной фронтальной поверхностью и  $280 \leq t_{БК} \leq 410$  мкм полностью изготавливались согласно действующей в настоящее время в ГП НИТИП базовой технологии для серийных Si-ФЭП. Утонение кристаллов с ориентировкой (111) до  $250 < t_{БК} < 410$  мкм осуществлялось методом химико-динамической полировки в полирующем водном кислотном растворе  $\text{HF} + \text{HNO}_3 + \text{CH}_3\text{COOH}$ .

Способ изготовления экспериментального варианта ФЭП П4-ЭД отличался частичной корректировкой условий проведения диффузии фосфора, состоящей в увеличении  $\tau_{Д}$ .

Технология изготовления ФЭП Т1-Т5 отличалась от базовой как операцией утонения и текстурирования исходных монокристаллических кремниевых пластин путем глубокого химического травления в концентрированном водном растворе КОН, так и комплексной модификацией условий изготовления диффузионного  $n^+$ -слоя со стороны текстурированной поверхности [4].

Характер текстуры, исследованной в сканирующем оптическом интерференционном микроскопе (Хельсинский университет, Финляндия) с большой глубиной резкости (PULNIX America, Inc., модель ТМ-6710, monochrome, progressive scan, 120 линий/с), показан на рис. 2.

Как видно из рис. 2, планарный размер фигур на текстурированной поверхности, отдаленно напоминающих пирамиды, составляет 200-400 мкм. Высота этих фигур колеблется в пределах от 1 до 5 мкм, возрастая по мере утонения пластины. Такой рельеф фронтальной поверхности базовых кристаллов позволяет снизить коэффициент отражения солнечного излучения в области максимальной спектральной чувствительности Si-ФЭП примерно на 5% [4].

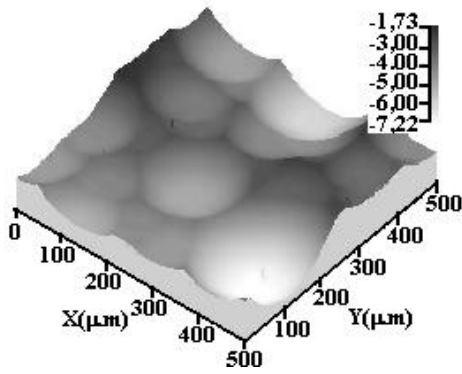


Рис. 2. Полученный в оптическом микроскопе снимок поверхности кремниевой пластины после ее утонения до 200 мкм путем глубокого химического травления в 20%-ном водном растворе КОН

Толщина  $n^+$ -слоя  $t_{n^+}$  в случае базовой технологии легирования фосфором ( $t_{ж} = 0,1$  мкм,  $T_{д} = 1000^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau_{д} = 1$  ч) составляет 0,96 мкм при концентрации донорных атомов фосфора у поверхности  $N_d \approx 5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . В случае возрастания  $\tau_{д}$  до 2 ч при  $T_{д} = 1000^{\circ}\text{C}$  и  $t_{ж} = 0,2-0,3$  мкм значение  $t_{n^+}$  увеличивается до 1,2-1,3 мкм при сохранении  $N_d$  на прежнем уровне.

Диффузионные  $p^+$ -слои ФЭП были легированы атомами бора до уровня  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ , а их толщины составляли около 1 мкм.

Гребенчатый токосъемный электрод ФЭП со стороны  $n^+$ -слоя состоял из контактирующего с ним слоя титана толщиной около 0,1 мкм, поверх которого находился слой алюминия толщиной 2 мкм. Со стороны  $p^+$ -слоя сплошной токосъемный электрод выполнен из алюминия аналогичной толщины.

Определение эффективного времени жизни  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  неравновесных ННЗ в базовых кристаллах исследованных Si-ФЭП осуществлялось подобно [8] путем регистрации с помощью запоминающего осциллографа С9-8 кривой спада напряжения холостого хода в течение времени  $t$  после отсечки светового потока, падающего на фронтальную поверхность ФЭП, и последующей аналитической обработки экспериментальной зависимости  $U_{XX}(t)$ .

Однако в отличие от работы [8] использовался не стробоскопический источник полихроматического излучения, а светодиодный осветитель, обеспечивавший облучение ФЭП квазипрямоугольными импульсами света в заданной спектральной полосе с максимумом при длине волны  $\lambda_{\text{max}}$ , длительностью и периодичностью 20 мс при временах нарастания и спада интенсивности светового потока менее 0,1 мкс.

Такой новый подход позволяет оценивать  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  неравновесных ННЗ именно в той области

базового кристалла, где имеет место преимущественное фотоэлектрически активное поглощение квантов света из спектральной полосы с соответствующим значением  $\lambda_{\text{max}}$ .

В настоящей работе спектральный состав излучения изменялся за счет использования фрагментов светодиодного осветителя, излучающих в разных областях спектра:

- для определения  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  в прилежащем к  $n^+p$  переходу слое  $p$ -базы толщиной до  $l_{p1} = 20$  мкм использовались зеленые светодиоды с  $\lambda_{1\text{max}} = 525$  нм;

- для определения  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  в слое  $p$ -базы, простирающемся на глубину до  $l_{p2} = 150$  мкм от  $n^+p$  перехода, использовались инфракрасные светодиоды с  $\lambda_{2\text{max}} = 880$  нм;

- для определения  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  в слое  $p$ -базы, простирающемся на глубину  $l_{p3}$  более 300 мкм от  $n^+p$  перехода, использовались инфракрасные светодиоды с  $\lambda_{3\text{max}} = 940$  нм.

Указанные зависимости  $l_p$  от  $\lambda_{\text{max}}$  соответствуют результатам теоретических расчетов и экспериментальным данным для монокристаллического кремния [11,12].

Экспериментальное исследование зависимостей  $U_{XX}(t, \lambda_{\text{max}})$  осуществлялось при  $20 \pm 1^{\circ}\text{C}$ . Их аналитическая обработка для определения  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  выполнялась следующим образом. Когда генерацией ННЗ в  $n^+$ -области можно пренебречь, что характерно для условий настоящего эксперимента из-за  $t_{n^+} < 1,5$  мкм, процесс спада  $U_{XX}(t)$ , независимо от способа генерации ННЗ в  $p$ -области, при любых концентрациях неравновесных ННЗ согласно [8,13] можно описать следующим уравнением:

$$\exp\left[\frac{qU_{XX}(t)}{kT}\right] - 1 = \left\{ \exp\left[\frac{qU_{XX}(0)}{kT}\right] - 1 \right\} \exp\left(-\frac{t}{\tau_n}\right), \quad (1)$$

где  $q$  - заряд электрона;  $U_{XX}(0)$  - напряжение холостого хода при  $t = 0$  (в момент отсечки светового потока).

Очевидно, что при  $t = \tau_{n\text{ЭФ}}$  и  $\tau_n = \tau_{n\text{ЭФ}}$  оно приобретает следующий вид:

$$\exp\left[\frac{qU_{XX}(\tau_{n\text{ЭФ}})}{kT}\right] - 1 = \left\{ \exp\left[\frac{qU_{XX}(0)}{kT}\right] - 1 \right\} / e, \quad (2)$$

где  $e$  - основание натурального логарифма.

Из (1) и (2) следует, что если зависимость  $U_{XX}(t)$  перестроить в координатах  $x = t$  и

$y = f U(t) = \exp qU_{XX}(t)/(kT) - 1$ , то эффективное время жизни неравновесных ННЗ можно определить, находя абсциссу точки графика  $y = f U(t)$ , ордината которой  $y = \exp qU_{XX}(0)/(kT) - 1/e$ . Этот прием схематически проиллюстрирован на рис. 3.

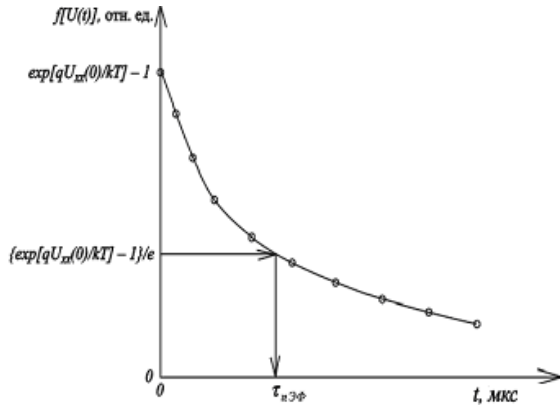


Рис. 3. Схематическое изображение графика зависимости  $U_{XX}(t)$ , перестроенной в координатах  $x = t$  и  $y = fU(t) = \exp[qU_{XX}(t)/(kT)] - 1$  и способа нахождения  $\tau_{nЭФ}$

Аналитическая обработка экспериментальных зависимостей согласно изложенной выше методике осуществлялась с помощью электронных таблиц Excel 2003. После определения эффективного времени жизни ННЗ их эффективная диффузионная длина рассчитывалась согласно [7,14] следующим образом:

$$L_{nЭФ} = (kT\mu_n\tau_{nЭФ}/e)^{1/2}, \quad (3)$$

где  $\mu_n$  – подвижность ННЗ.

В случае известного значения концентрации основной легирующей примеси в кристалле величина  $\mu_n$  легко определяется из соответствующих номограмм [14].

**2. Результаты и их обсуждение.** В табл. 3 приведены значения  $\tau_{nЭФ}$  неравновесных ННЗ для различных слоев  $p$ -областей базовых кристаллов исследованных ФЭП. В этой же таблице приведены значения  $L_{nЭФ}$  неравновесных ННЗ, соответствующие установленным значениям  $\tau_{nЭФ}$  и рассчитанные по формуле (3) с учетом того, что при удельном сопротивлении монокристаллического кремния  $10 \text{ Ом}\cdot\text{см}$ ,  $\mu_n = 1200 \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$  [14].

Как следует из табл. 3, при реализации базового конструктивно-технологического решения (полированная лицевая поверхность кристалла с ориентировкой (111),  $N_{Ж} = 1$ ,  $t_{Ж} = 0,1 \text{ мкм}$ ,  $\tau_{Д} = 1 \text{ ч}$ ) в случае полированной обратной поверхности кристалла  $\tau_{nЭФ}$  и  $L_{nЭФ}$  существенно увеличиваются с уменьшением  $t_{БК}$  от 410 до 280 мкм и для коротковолнового, и для длинно-

волнового участков фотоактивной части солнечного спектра. Это хорошо коррелирует с известными данными [11,12,15] о возможности присутствия в исходных кремниевых пластинах толщиной около 500 мкм после механической порезки монокристаллических кремниевых слитков микротрещин, распространяющихся от обеих планарных поверхностей вглубь на 100-150 мкм и обуславливающих появление в запрещенной зоне кремния глубоких рекомбинационных уровней с большим сечением захвата ННЗ.

Таблица 3  
Эффективные значения  $\tau_{nЭФ}$  и  $L_{nЭФ}$  неравновесных ННЗ для различных слоев  $p$ -областей базовых кристаллов кремния

Образцы ФЭП	Параметры					
	$\tau_{nЭФ}$ , мкс			$L_{nЭФ}$ , мкм		
	525 нм	880 нм	940 нм	525 нм	880 нм	940 нм
П1-БД	70	70	68	470	470	463
П2-БД	24	22	21	275	263	251
П3-БД	24	20	17	275	251	231
П4-ЭД	47	38	35	385	346	332
Т1-БД	8	7	6	159	148	137
Т2-М1	42	37	32	364	341	317
Т3-М1	63	52	47	445	404	385
Т4-М2	65	52	45	452	404	376
Т5-М2	74	59	53	483	431	408

Обнаруженный нами характер зависимости  $\tau_{nЭФ}$  и  $L_{nЭФ}$  от  $t_{БК}$  для ФЭП П1-БД и П2-БД свидетельствует, что указанная возможность существования глубоких микротрещин в базовых кристаллах является характерной для серийно изготавливаемых отечественных ФЭП. Наряду с этим полученные результаты свидетельствуют об актуальности перехода к серийному производству отечественных ФЭП космического назначения на основе базовых кристаллов кремния с  $t_{БК} < 300 \text{ мкм}$ . Утонение базовых кристаллов не менее, чем на 100 мкм с обеих сторон путем глубокого химического травления с очевидностью ликвидирует глубокие микротрещины, способствуя тем самым росту плотности фототока на единицу толщины кристалла ( $J_{Ф}/t_{БК}$ ) от  $0,097 \text{ мА}/(\text{см}^2 \text{ мкм})$  при  $t_{БК} = 410 \text{ мкм}$  до  $0,143 \text{ мА}/(\text{см}^2 \text{ мкм})$  при  $t_{БК} = 280 \text{ мкм}$  и снижению плотности диодного тока насыщения более, чем на порядок, приближая диодную структуру к идеальному по  $A$  диоду Шокли. В целом, это обуславливает рост КПД с 12,6 до 13,0%, что приводит к росту  $P_M^*$  со 178 до 268 Вт/кг.

Реализация базового конструктивно-технологического решения при использовании базовых кристаллов кремния с ориентировкой (100) и  $300 < t_{\text{БК}} < 400$  мкм, имеющих полированную лицевую поверхность и шлифованную обратную (ФЭП ПЗ-БД), как и в случае базовых кристаллов кремния с ориентировкой (111),  $t_{\text{БК}} = 410$  мкм и обеими полированными планарными поверхностями (ФЭП П2-БД), приводит к КПД 12,6%. Это, по-видимому, связано с тем, что при одинаковом конструктивно-технологическом решении варьирование  $t_{\text{БК}}$  в пределах 375-410 мкм практически не сказывается на ассортименте дефектов структуры, наиболее существенно определяющих рекомбинационные процессы.

Увеличение в два раза продолжительности диффузии фосфора со стороны лицевой поверхности базового кристалла с  $t_{\text{БК}} > 300$  мкм, а следовательно и бора со стороны его обратной поверхности приводят к следующим двум существенным изменениям параметров базового кристалла кремния и ФЭП на его основе.

Как видно из табл. 3, значения  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  в этом случае (ФЭП П4-ЭД) при всех трех типах излучения увеличиваются примерно в два раза по сравнению с соответствующими значениями  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  для ФЭП с  $300 < t_{\text{БК}} < 400$  мкм, изготовленных по базовой технологии. Согласно соотношению (3) увеличиваются и значения  $L_{n\text{ЭФ}}$ . Это свидетельствует о существенном снижении концентрации  $N_r$  рекомбинационных центров во всем объеме  $p$ -области кристалла, так как согласно [6, 7, 16]

$$\tau_{n,p} \sim N_r^{-1}. \quad (4)$$

Обнаруженный эффект легко объясняется следующими процессами. Во-первых, при существенно увеличенном времени диффузии фосфора и бора атомы этих примесей, ускоренно диффундируя по внутренним поверхностям вдоль микротрещин и одновременно под эти поверхности, должны создавать развитые  $n^+$ - $p$  и  $p^+$ - $p$  гомопереходы со стороны лицевой и обратной поверхности базового кристалла соответственно. Это трансформирует рекомбинационные способности таких дефектов в способность содействовать собиранию неравновесных ННЗ. Во-вторых, как известно [3,6], при термодиффузионном образовании  $n^+$ -слоя осуществляется интенсивное геттерирование ответственных за рекомбинацию ННЗ фоновых примесей и собственных точечных дефектов из объема базового кристалла в слой фосфоросиликатного стекла на лицевой поверхности базового кристалла, которые затем удаляются вместе с этим слоем при стравливании последнего. Заметим, что согласно [6] в случае увеличения продолжительности геттерирования с 1 ч

до 2 ч при  $600 \leq t_{\text{БК}} \leq 800$  мкм экспериментально наблюдался рост  $\tau_n$  примерно от 20 до 120 мкс.

Диффузионным механизмом геттерирования с учетом соотношения (4) очевидно можно объяснить и наблюдающийся градиент значений  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  вдоль  $t_{\text{БК}}$ , который наиболее отчетливо проявляется для более тонкого кристалла, где вклад микротрещин в рекомбинационные процессы меньше по сравнению с более толстыми базовыми кристаллами. Результатом реализации подобных процессов в нашем случае явилось снижение величины  $J_0$  у ФЭП П4-ЭД до  $1,4 \cdot 10^{-11}$  А/см<sup>2</sup> и величины  $A$  до 1,12. Вместе с тем, заметно снизилась величина  $J_{\text{Ф}}$  до 38,8 мА/см<sup>2</sup>, что в целом привело к уменьшению КПД до 12,5%.

Отмеченное снижение  $J_{\text{Ф}}$  представляется, на первый взгляд, противоестественным при росте  $\tau_{n\text{ЭФ}}$ . Однако из-за излишне высокого уровня легирования  $n^+$ -слоя Si-ФЭП, изготавливаемых в ГП НИТИП, практически все ННЗ, генерируемые квантами света в его объеме, рекомбинируют, не добираясь до  $n^+$ - $p$  перехода. Поэтому  $J_{\text{Ф}}$  таких ФЭП практически определяется количеством ННЗ, собираемых  $n^+$ - $p$  переходом только из  $p$ -области базового кристалла. Уменьшение же  $t_{\text{БК}}$  без одновременного создания системы захвата света приводит к существенному снижению числа неравновесных ННЗ из-за уменьшения объема фотоактивного поглощения света.

Таким образом, как следует из проведенного анализа, увеличение  $\tau_{\text{д}}$  с 1 до 2 ч оказывается рациональным с точки зрения улучшения очистки объема базового кристалла от нежелательных точечных дефектов и подавления рекомбинационных процессов, обуславливаемых дефектами большей мерности. Однако при этом из-за увеличения толщины лицевого  $n^+$ -слоя снижается скорость поступления квантов света из всей фотоактивной части спектра солнечного излучения в основной объем базового кристалла, что, в конечном счете, должно приводить к уменьшению  $I_{\text{Ф}}$ , а, следовательно, и КПД ФЭП.

Из табл. 3 видно, что реализация базовой технологии изготовления  $n^+$ -слоя ( $N_{\text{Ж}} = 1$ ,  $t_{\text{Ж}} = 0,1$  мкм,  $\tau_{\text{д}} = 1$  ч) под текстурированной лицевой поверхностью базового кристалла с ориентировкой (100) и  $t_{\text{БК}} = 235$  мкм приводит к снижению примерно на порядок значений  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  и в три раза  $L_{n\text{ЭФ}}$  для коротковолнового и для длинноволнового участков фотоактивной части солнечного спектра по сравнению с  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  и  $L_{n\text{ЭФ}}$  в ФЭП, имеющих полированную лицевую поверхность и  $t_{\text{БК}} = 280$  мкм. Это, в свою очередь, обуславливает существенное снижение  $J_{\text{Ф}}$  и повышение  $J_0$ , что в конечном счете с учетом значи-

тельного роста последовательного сопротивления  $R_{\Pi}$  и снижения шунтирующего сопротивления  $R_{\text{Ш}}$  такого ФЭП [4] приводит к падению КПД до 3,5%. Подобное по уровню снижение  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  после травления кристаллов кремния с ориентировкой (100) в водных растворах NaOH и KOH с концентрациями и температурами, а также с экспозициями, близкими к использованным в ГП НИТИП для утонения и текстурирования базовых кристаллов кремния, наблюдалось и другими исследователями [6]. Установленное явление можно объяснить проникновением высокоподвижных щелочных ионов из травящего раствора в объем обрабатываемых базовых кристаллов и образованием там под влиянием такого рода точечных дефектов большого количества рекомбинационных центров, существенно снижающих  $\tau_{n\text{ЭФ}}$ . Кроме того, на основании полученных нами экспериментальных данных можно заключить, что  $\tau_{\text{Д}} = 1$  ч при образовании  $n^+$ -слоя недостаточно для извлечения большей части щелочных ионов из объема базового кристалла, проникших туда в процессе его утонения и текстурирования.

Как видно из табл. 3, увеличение  $\tau_{\text{Д}}$  до 2 ч повышает  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  в пять раз при  $t_{\text{БК}} = 215$  мкм и примерно в восемь раз при  $t_{\text{БК}} = 200$  мкм. Такой характер изменения  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  с уменьшением  $t_{\text{БК}}$  выглядит вполне естественным с учетом диффузионного механизма процесса геттерирования. Этим же, как и в случае базовых кристаллов с полированной лицевой поверхностью, можно также объяснить градиент значений  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  вдоль толщины текстурированных базовых кристаллов. Существенные рост  $J_{\text{Ф}}$  и снижение  $J_0$ , имеющие место после эффективного геттерирования рекомбинационных центров описанного выше происхождения, хорошо коррелируют с установленным ростом  $\tau_{n\text{ЭФ}}$ . Это наряду со значительным уменьшением  $R_{\Pi}$  и увеличением  $R_{\text{Ш}}$  до уровня монокристаллических Si-ФЭП с  $t_{\text{БК}} > 250$  мкм, полированной лицевой поверхностью и изготовленных по базовой технологии [4], обеспечивает рост КПД ФЭП с текстурированными базовыми кристаллами и  $t_{\text{БК}} = 200\text{-}215$  мкм до 11,2-11,9%.

Дополнительное повышение мощности источника фосфора (от  $N_{\text{Ж}} = 2$  до  $N_{\text{Ж}} = 3$ ) на текстурированной лицевой поверхности кристаллов при сохранении  $\tau_{\text{Д}} = 2$  ч, что обеспечивает неизменность толщины  $n^+$ -слоя, способствует дополнительному росту  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  до 45-65 мкс (при изменении  $\lambda_{\text{max}}$  от 940 до 525 нм) для  $t_{\text{БК}} = 210$  мкм и до 53-74 мкс (при изменении  $\lambda_{\text{max}}$  от 940 до 525 нм) для  $t_{\text{БК}} = 190$  мкм. Заметим, что при таких условиях образования  $n^+$ -слоя и  $t_{\text{БК}} = 190$  мкм  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  в случае  $\lambda_{\text{max}} = 525$  нм ( $l_p = 20$  мкм) даже несколько

превышает  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  при  $\lambda_{\text{max}} = 525$  нм для ФЭП П1-БД с  $t_{\text{БК}} = 280$  мкм, а по сравнению с ФЭП П4-ЭД ( $t_{\text{БК}} = 350$  мкм) имеет место существенное превышение  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  при всех использованных  $\lambda_{\text{max}}$  (что эквивалентно глубинам проникновения излучения в объем кристалла от  $l_p = 20$  мкм до  $l_p > 300$  мкм). Отмеченный рост  $\tau_{n\text{ЭФ}}$ , обусловленный дополнительной модификацией технологии изготовления  $n^+$ -слоя, обеспечивает дальнейшее возрастание  $J_{\text{Ф}}$  до 36-38 мА/см<sup>2</sup> и снижение  $J_0$  до рекордно низких значений:  $(0,8\text{-}1,0) \cdot 10^{-11}$  А/см<sup>2</sup>. Это наряду с дальнейшим приближением  $R_{\Pi}$  и  $R_{\text{Ш}}$  такого типа ФЭП к значениям монокристаллических Si-ФЭП с  $t_{\text{БК}} > 250$  мкм, полированной лицевой поверхностью и изготовленных по базовой технологии [4], обеспечивает рост КПД ФЭП с текстурированными базовыми кристаллами и  $t_{\text{БК}} = 190\text{-}210$  мкм до 12%. В случае  $t_{\text{БК}} = 190$  мкм указанное значение КПД обеспечивает достижение  $P_{\text{М}}^* = 374$  Вт/кг, что в 1,4 раза больше  $P_{\text{М}}^*$  для наилучших по этому параметру отечественных ФЭП, изготавливаемых согласно базовой технологии.

Для всех исследованных ФЭП с текстурированной лицевой поверхностью базовых кристаллов зависимость  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  ( $t_{\text{БК}}$ ), как и для ФЭП с полированной лицевой поверхностью базовых кристаллов, достаточно хорошо линейризуется в координатах:  $\tau_{n\text{ЭФ}} - t_{\text{БК}}$ . Это хорошо видно из рис. 4, на котором соответствующие графики для ФЭП с полированными и текстурированными лицевыми поверхностями базовых кристаллов совмещены в пределах одной координатной плоскости.

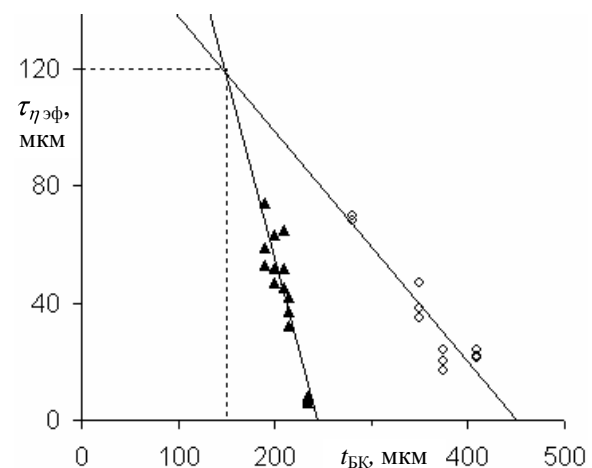


Рис. 4. Зависимости эффективного времени жизни неравновесных ННЗ в  $p$ -области ФЭП от толщины базовых кристаллов кремния с полированной ( $\diamond$ ) и текстурированной ( $\blacktriangle$ ) лицевыми поверхностями

Как видно из рис. 4, экстраполяция обоих графиков в область значений  $t_{\text{БК}} < 160$  мкм приводит к их пересечению при  $t_{\text{БК}} = 150$  мкм и  $\tau_{n\text{ЭФ}} = 120$  мкс. Нам представляется, что это не является случайным, а указывает на полное отсутствие в объеме кристалла толщиной не более 150 мкм глубоких микротрещин, наследованных при вырезании из слитка, если утонение до  $t_{\text{БК}} \leq 150$  мкм осуществляется одним из методов химического травления. При этом следует отметить, что в отличие от метода химико-динамической полировки в водном кислотном растворе  $\text{HF} + \text{HNO}_3 + \text{CH}_3\text{COOH}$ , реализуемого в рамках базовой технологии изготовления серийных отечественных Si-ФЭП космического назначения, глубокое химическое травление кристаллов с ориентировкой (100) в водном растворе щелочи обеспечивает однородное по площади кристалла утонение вплоть до  $t_{\text{БК}}$  около 40 мкм [11].

**Выводы.** Проведенные исследования зависимостей спада  $U_{\text{ХХ}}$  со временем после отсечки светового потока, падающего на лицевую поверхность исследованных ФЭП и анализ полученных в результате их обработки зависимостей  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  ННЗ от толщины базовых кристаллов показали, что величина  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  растет с уменьшением  $t_{\text{БК}}$ , причем экстраполяция графиков зависимостей  $\tau_{n\text{ЭФ}}(t_{\text{БК}})$  в область роста  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  и уменьшения  $t_{\text{БК}}$  приводит к их пересечению в точке, соответствующей  $\tau_{n\text{ЭФ}} = 120$  мкс при  $t_{\text{БК}} = 150$  мкм. Последнее объясняется полным освобождением объема базовых кристаллов кремния при достижении указанной толщины в результате химического утонения от глубоких микротрещин, наследованных при вырезании из монокристаллического слитка с исходным  $\tau$  ННЗ не менее 100 мкс.

Увеличение времени термодиффузионного формирования  $n^+$ -слоя с 1 до 2 ч и повышение мощности источника фосфора на текстурированной поверхности базовых кристаллов кремния с ориентировкой (100) способствуют росту  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  и  $L_{n\text{ЭФ}}$  в связи с интенсификацией диффузионных процессов геттерирования фоновых примесей и собственных точечных дефектов из объема базовых кристаллов, ответственных за рекомбинацию ННЗ, а также диффузионных процессов трансформации рекомбинационной способности поверхностей микротрещин в их способность содействовать сборанию неравновесных ННЗ  $n^+$ - $p$  и  $p^+$ - $p$  гомопереходами диодной структуры ФЭП.

Диффузионный механизм геттерирования позволяет объяснить и наблюдающийся градиент значений  $\tau_{n\text{ЭФ}}$  вдоль  $t_{\text{БК}}$ , который наиболее отчетливо проявляется для более тонких базовых кристаллов, где вклад микротрещин в рекомби-

национные процессы меньше по сравнению с более толстыми базовыми кристаллами.

Анализ всей совокупности установленных зависимостей  $J_{\text{Ф}}$ , диодных параметров и КПД исследованных ФЭП от особенностей конструктивно-технологического решения и параметров ННЗ в  $p$ -областях базовых кристаллов кремния позволяет заключить, что текстурирование и утонение базовых кристаллов с ориентировкой (100) до  $t_{\text{БК}} \leq 150$  мкм путем глубокого химического травления в водном растворе щелочи, наряду с последующим ормированием  $n^+$ -слоя в условиях, способствующих эффективному геттерированию щелочных ионов из всего объема утоненного кристалла, должны являться неотъемлемыми составляющими нового конструктивно-технологического решения отечественных монокристаллических Si-ФЭП с существенно повышенными значениями КПД и массомощностной характеристики.

1. Jäger-Waldau A. PV Status Report 2004 "Research, Solar Cell Production and Market Implementation of Photovoltaics October 2004" / European Commission, DG JRC, Institute for Environment and Sustainability Energies Unit Via Enrico Fermi 1; TP 450 I - 21020 Ispra, Italia, 2004. - 95 p.
2. Martinot E. Renewables 2005 Global Status Report / Worldwatch Institute, Washington; USA, 2005. - 80 p.
3. Антонова В. А., Борцов В. Н., Конач В. Р. и др. Перспективные конструкторско-технологические решения монокристаллических кремниевых фотопреобразователей космического назначения // Радиотехника. - 2002. - Вып. 125. - С.110-116.
4. Антонова В. А., Борцов В. Н., Конач В. Р. и др. Тонкие текстурированные кремниевые фотопреобразователи с улучшенными массомощностными характеристиками // Радиотехника. - 2004. - Вып. 139. - С.113-119.
5. Green M. A., Emery K., King D. L. et al. Solar cell efficiency tables (Version 27) // Prog. Photovolt: Res. Appl. - 2006. - 14, N1. - P.45-51.
6. Графф К., Фишер Г. Время жизни носителей в кремнии и его влияние на характеристики солнечных элементов // Преобразование солнечной энергии. Вопросы физики твердого тела / Под ред. Б. Серафина. - М.: Энергоиздат, 1982. - С.151-189.
7. Фаренбрух А., Бьюб Р. Солнечные элементы: Теория и эксперимент. - М.: Энергоатомиздат, 1987. - 280 с.
8. Mahan J. E., Ekstedt T. W., Frank R. I., Kaplow R. Measurement of minority carrier lifetime in solar cells from photo-induced open-circuit voltage decay // IEEE Trans. Electron Devices. - 1979. - ED-26, N5. - P.733-739.
9. Ashok S., Pande K. P. Photovoltaic measurements // Solar Cells. - 1985. - 14, N1. - P.61-81.
10. Технология полупроводникового кремния / Фалькевич Э. С., Пульнер Э. О., Червоный И. Ф. и др. - М.: Металлургия, 1992. - 408 с.
11. Коттун М. М. Оптика и метрология солнечных элементов. - М.: Наука, 1985. - 280 с.
12. Möller H. J. Semiconductors for solar cells. - Boston: Artech House, 1993. - 426 p.
13. Gossick B. R. On the transient behavior of semiconductor rectifiers // J. Appl. Phys. - 1955. - 26, N11. - P.1356-1365.
14. Зу С. Физика полупроводниковых приборов. - М.: Мир, 1984. - Кн. 1. - 456 с.
15. Васильев А. М., Ландсман А. П. Полупроводниковые фотопреобразователи. - М.: Сов. радио, 1971. - 248 с.

16. Фаренбрух А., Баранович Дж. Гетеропереходы и поверхностные явления в фотоэлектрических преобразователях // Преобразование солнечной энергии. Вопросы физики твердого тела / Под ред. Б. Серафина. - М.: Энергоиздат, 1982. - С.227-293.

INFLUENCE OF CONSTRUCTION-  
TECHNOLOGICAL SOLUTIONS OF  
SILICON SOLAR CELLS ON MINORITY  
CHARGE CARRIERS PARAMETERS  
IN THEIR BASE CRYSTALS

М. В. Kirichenko, R. V. Zaitsev, N. V. Deyneko,  
V. R. Kopach, V. A. Antonova, A. M. Listratenko

The investigated values of lifetime  $\tau$  and diffusion length  $L$  of minority charge carriers in base crystals of silicon solar cells (Si-SC) according to their various construction-technological solutions are presented. The optimal construction-technological solution version for Ukrainian monocrystalline Si-SC was suggested on the basis of the carried out comparative analysis of received  $\tau$  and  $L$  values.

**Key words:** solar cells, Si monocrystals, design, technology, parameters.

ВПЛИВ КОНСТРУКТИВНО-  
ТЕХНОЛОГІЧНОГО РІШЕННЯ КРЕМНІЄВИХ  
ФОТОПЕРЕТВОРЮВАЧІВ НА ПАРАМЕТРИ  
НЕОСНОВНИХ НОСІВ ЗАРЯДУ У ЇХ  
БАЗОВИХ КРИСТАЛАХ

М. В. Кіриченко, Р. В. Зайцев, Н. В. Дейнеко,  
В. Р., В. А. Антонова, О. М. Лістратенко

Наведено результати досліджень часу життя  $\tau$  та дифузійної довжини  $L$  неосновних носіїв заряду у базових кристалах кремнієвих фотоелектричних перетворювачів (Si-ФЕП), виготовлених згідно до різних варіантів конструктивно-технологічного рішення. На підставі проведеного порівняльного аналізу отриманих значень  $\tau$  і  $L$  обґрунтовано вибір оптимального варіанту конструктивно-технологічного рішення вітчизняних монокристалічних Si-ФЕП.

**Ключові слова:** фотоперетворювач, монокристали Si, конструкція, технологія, параметри.

*Рукопись поступила 28 декабря 2006 г.*