

07

## Исследование температурной зависимости световых вольт-амперных характеристик кремниевых гетероструктурных солнечных элементов

© Е.И. Теруков<sup>1–4</sup>, О.К. Атабоев<sup>5</sup>, Д.А. Малевский<sup>1</sup>, И.Е. Панайотти<sup>1</sup>, А.В. Кочергин<sup>3</sup>, И.С. Шахрай<sup>4</sup>

<sup>1</sup> ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2</sup> Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

<sup>3</sup> НТЦ тонкопленочных технологий в энергетике, Санкт-Петербург, Россия

<sup>4</sup> Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“, Санкт-Петербург, Россия

<sup>5</sup> Научно-исследовательский институт физики полупроводников и микроэлектроники

при Национальном университете им. Мирзо Улугбека, Ташкент, Узбекистан

E-mail: e.terukov@hevelsolar.com

Поступило в Редакцию 21 октября 2025 г.

В окончательной редакции 25 ноября 2025 г.

Принято к публикации 26 ноября 2025 г.

Проведено исследование температурной зависимости световых вольт-амперных характеристик кремниевых гетероструктурных солнечных элементов, выполненных на кремниевых подложках *n*- и *p*-типа, в широком диапазоне температур (от  $-100$  до  $+100$  °C). Наблюдаемое различие в поведении световых вольт-амперных характеристик объясняется особенностями энергетических зонных диаграмм гетероструктурного солнечного элемента на кремнии.

**Ключевые слова:** солнечный элемент на кремнии, гетероструктурный солнечный элемент, температурная зависимость вольт-амперных характеристик, *S*-образная форма вольт-амперной характеристики.

DOI: 10.61011/PJTF.2026.06.62460.20540

В последние десятилетия солнечная энергетика стала перспективным и экологически чистым источником для производства электроэнергии. Среди технологий солнечных элементов (СЭ) на основе кремния гетероструктурные СЭ (heterojunction technology solar cells, HJT СЭ) привлекают наибольшее внимание благодаря превосходной пассивации поверхности, высоким напряжениям холостого хода и рекордным значениям КПД, который при промышленном производстве СЭ достигает 27.3 % [1]. На практике в наземной солнечной энергетике для изготовления HJT СЭ используется кремниевая подложка *n*-типа, обеспечивающая большее значение КПД, чем подложка *p*-типа. Однако использование кремниевых элементов в солнечных батареях для космических аппаратов требует перехода на кремниевую подложку *p*-типа, так как она менее чувствительна к радиационному воздействию. Температурные режимы эксплуатации солнечной батареи на орбите колеблются в диапазоне от  $-100$  до  $+100$  °C, и для предсказания характеристик солнечной батареи требуется знать поведение солнечных элементов в этом диапазоне температур.

Вольт-амперные характеристики (ВАХ) являются одним из основных диагностических инструментов для оценки фотоэлектрических характеристик и выяснения механизмов протекания тока в СЭ [2]. Обычно идеальные световые ВАХ имеют прямоугольную форму, определяемую значениями плотности тока короткого замыкания ( $J_{sc}$ ), напряжения холостого хода ( $V_{oc}$ ) и коэффициента заполнения ( $FF$ ), которые в совокупности определяют значение КПД ( $\eta$ ). Однако в реальных условиях эксплуатации часто наблюдается неидеаль-

ное поведение, проявляющееся в искажениях кривой ВАХ, которые служат критическими индикаторами механизмов снижения КПД [3]. Известно [3–5], что на кремниевых подложках *n*-типа в HJT СЭ наблюдается *S*-образная ВАХ. Причину этого эффекта связывают с особенностями энергетической зонной диаграммы HJT СЭ на кремниевой подложке *n*-типа [6,7] или с конструктивными особенностями солнечного элемента, такими как прозрачные проводящие слои на поверхности HJT СЭ [8]. Кроме того, было обнаружено, что *S*-образные формы становятся менее выраженными при повышении температуры [9], что также свидетельствует в пользу влияния барьерного эффекта при переносе заряда. Данные о поведении световых ВАХ в HJT СЭ на подложках *p*-типа в широком диапазоне температур до сих пор отсутствовали.

Исследованию влияния температуры на этот эффект на образцах HJT СЭ, выполненных на подложках *n*- и *p*-типа, посвящена настоящая работа.

Образцы HJT СЭ (рис. 1) изготавливались на подложках кристаллического кремния *n*- или *p*-типа проводимости толщиной  $\sim 125$   $\mu\text{m}$ , полученных методом Чохральского, с легированием фосфором и галлием. Концентрация носителей заряда в подложке составляла  $\leq 10^{16}$   $\text{cm}^{-3}$ .

Пленки аморфного гидрогенизированного кремния *a*-Si:H *p*- и *n*-типа толщиной 10–15 nm, выращенные поверх тонкого ( $\sim 7$  nm) буферного слоя с собственной проводимостью (*i*) *a*-Si:H, формируют гетеропереходы на поверхностях *n*- или *p*-типа кристаллической кремниевой пластины. Создание буферных слоев из аморфного

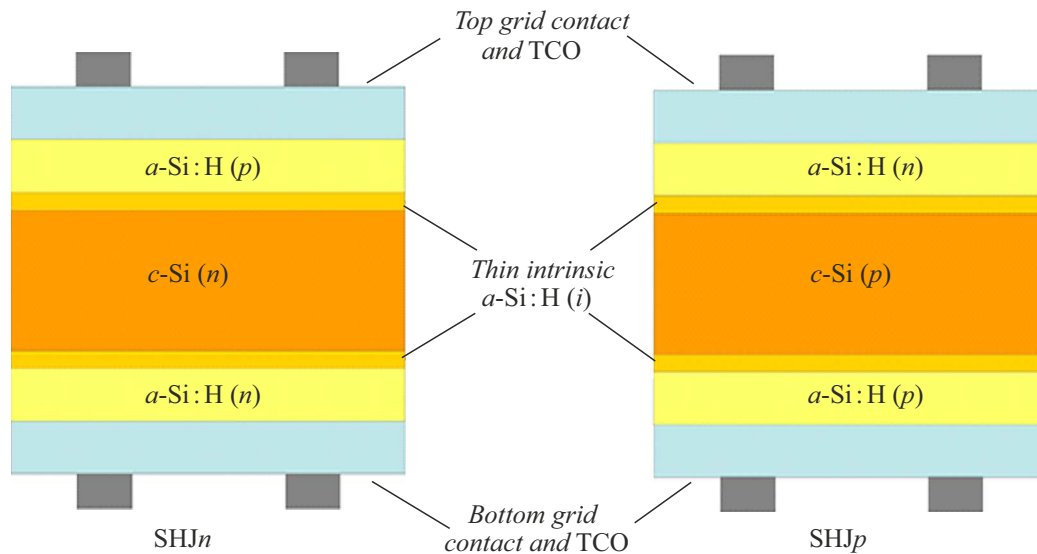


Рис. 1. Структура образцов HJT СЭ с базой  $n$ - или  $p$ -типа.

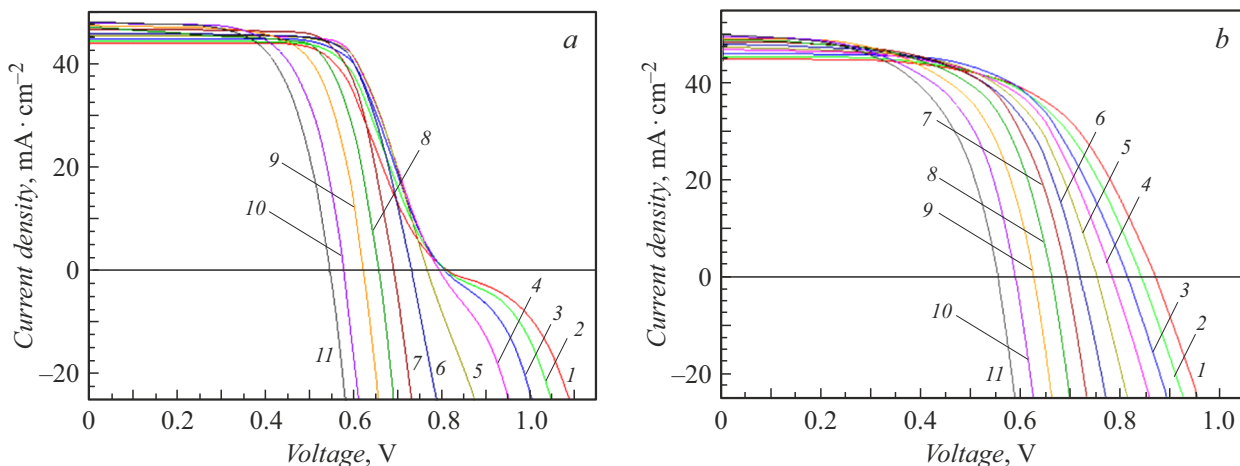


Рис. 2. Световые ВАХ HJT СЭ на основе подложек  $c$ -Si  $n$ -типа (а) и  $p$ -типа (б) в спектре AM0 ( $1367 \text{ W/m}^2$ ) в диапазоне температур  $T$  от  $-100$  до  $+100$  °C.  $T = -100$  (1),  $-80$  (2),  $-60$  (3),  $-40$  (4),  $-20$  (5),  $0$  (6),  $+20$  (7),  $+40$  (8),  $+60$  (9),  $+80$  (10),  $+100$  °C (11).

гидрогенизированного кремния с собственной проводимостью в структурах современных HJT СЭ нацелено на снижение темпов поверхностной рекомбинации. Такой технологический прием позволяет эффективно пассивировать поверхности кремниевой пластины после химической обработки, и в этом случае результирующие рекомбинационные потери в HJT СЭ практически полностью определяются временем жизни носителей заряда в подложке [10].

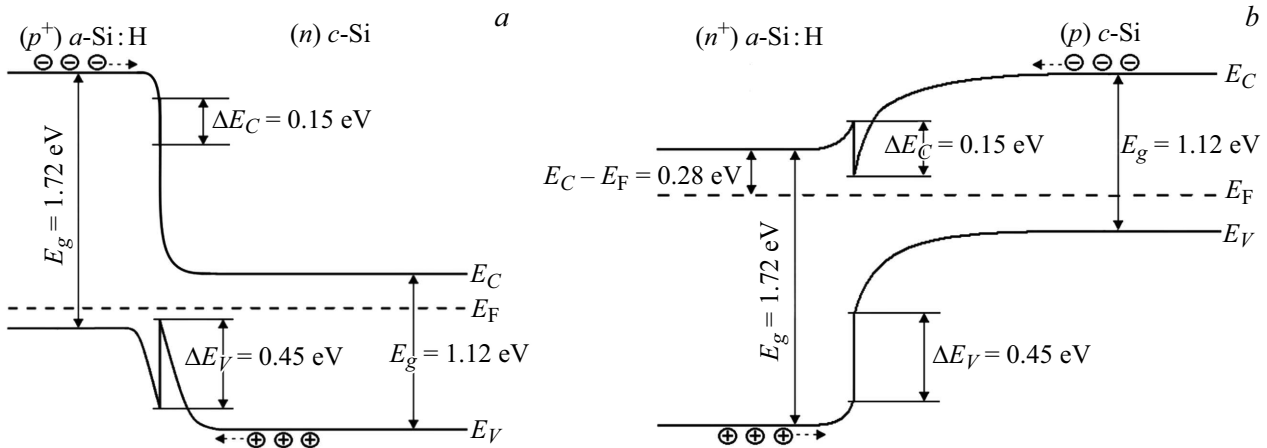
Исследовались образцы площадью  $1 \text{ cm}^2$ , вырезанные из HJT СЭ, изготовленных в ООО „НТЦ ТПТ“, без последующей пассивации боковых поверхностей.

Температурные зависимости световых ВАХ измерялись в азотном криостате при засветке коллимированным световым потоком на импульсном имитаторе со спектром излучения AM0 и плотностью энергии  $1367 \text{ W/m}^2$ .

Экспериментальные световые ВАХ HJT СЭ на кристаллических кремниевых подложках  $p$ - и  $n$ -типа представлены на рис. 2.

Из рисунка видно, что при температурах ниже  $-40$  °C световые ВАХ образца, изготовленного на подложке  $n$ -типа, приобретают  $S$ -образный вид, что ведет к значительному снижению коэффициента заполнения  $FF$  и эффективности фотоэлектрического преобразования  $\eta$ . Однако данный эффект отсутствует, если HJT СЭ изготовлен на подложке  $p$ -типа. Аналогичные экспериментальные результаты для подложки  $n$ -типа уже были описаны ранее, например, в работах [3,11].

$S$ -образный вид световых ВАХ HJT СЭ, изготовленных на подложках  $n$ -типа, при низких температурах, на наш взгляд, связан с особенностями энергетических зонных диаграмм их полупроводниковых структур (рис. 3). Оценки величин разрывов зон проводимости ( $\Delta E_C$ ) и



**Рис. 3.** Энергетические зонные диаграммы полупроводниковых структур НТ СЭ на основе кристаллических подложек *n*-типа (а) и *p*-типа (б) при комнатной температуре. Электроны и дырки обозначены символами  $\ominus$  и  $\oplus$  соответственно.

валентных зон ( $\Delta E_V$ ) проводились на основе хорошо известной модели Андерсона [12]. Расчеты выполнялись с использованием значений сродства электронов 4.05 eV для *c*-Si и 3.09 eV для *a*-Si:H [13].

$$\Delta E_V = (E_{g1} - E_{g2}) - \Delta E_C, \quad (1)$$

где  $E_{g1} = 1.72$  eV и  $E_{g2} = 1.12$  eV — ширина запрещенной зоны *a*-Si:H и *c*-Si соответственно при комнатной температуре [13]. Для оценки ширины запрещенной зоны тонких слоев аморфного кремния *a*-Si:H были использованы сведения из работы [14].

При понижении температуры значения  $E_{g1}$  и  $E_{g2}$  изменяются таким образом, что их разность  $E_{g1} - E_{g2}$  растет [15,16], а следовательно, увеличивается и разрыв валентных зон  $\Delta E_V(T)$  (1). В случае подложки *n*-типа  $\Delta E_V = 0.45$  eV при комнатной температуре. По мере снижения  $T$  растет высота потенциального барьера  $\Delta E_V(T) > 0.45$  eV для неосновных носителей заряда на границе гетероперехода *a*-Si:H/(*n*)*c*-Si. При  $T < 40$  °C за счет интенсивной аккумуляции дырок в потенциальной яме у левой поверхности подложки *n*-типа доля дырок, проникающих из *c*-Si в *a*-Si:H, заметно снижается. Такое ухудшение условий для транспорта неосновных носителей заряда сквозь потенциальный барьер и вызывает появление *S*-образности на ВАХ НТ СЭ с кристаллическими кремниевыми подложками *n*-типа.

В случае подложки *p*-типа на границе гетероперехода Si:H/(*p*)*c*-Si неосновные носители заряда — электроны — преодолевают относительно низкий потенциальный барьер, высота которого составляет всего 0.15 eV при комнатной температуре. Даже при низких температурах он не создает существенных препятствий для транспортировки носителей заряда из подложки в слой аморфного кремния, так как аккумуляция электронов оказывается малозаметной. Поэтому на ВАХ НТ СЭ с кристаллическими кремниевыми подложками *p*-типа *S*-образность не наблюдается.

Таким образом, нами показано, что причина *S*-образности световой ВАХ в НТ СЭ связана с особенностями энергетических зонных диаграмм полупроводниковых структур, выполненных на кремниевых подложках разного типа проводимости.

### Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 24-62-00022.

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] M.A. Green, E.D. Dunlop, M. Yoshita, N. Kopidakis, K. Bothe, G. Siefer, D. Hinken, M. Rauer, J. Hohl-Ebinger, X. Hao, Prog. Photovolt.: Res. Appl., **32** (7), 425 (2024). DOI: 10.1002/pip.3831
- [2] G. Huang, Y. Liang, X. Sun, C. Xu, F. Yu, Energy, **212**, 118702 (2020). DOI: 10.1016/j.energy.2020.118702
- [3] R. Saive, IEEE J. Photovolt., **9** (6), 1477 (2019). DOI: 10.1109/JPHOTOV.2019.2930409
- [4] R.V.K. Chavali, J.R. Wilcox, B. Ray, J.L. Gray, M.A. Alam, IEEE J. Photovolt., **4** (3), 763 (2014). DOI: 10.1109/JPHOTOV.2014.2307171
- [5] Z. Shu, U. Das, J. Allen, R. Birkmire, S. Hegedus, Prog. Photovolt.: Res. Appl., **23** (1), 78 (2015). DOI: 10.1002/pip.2400
- [6] M. Lu, U. Das, S. Bowden, S. Hegedus, R. Birkmire, Prog. Photovolt.: Res. Appl., **19** (3), 326 (2011). DOI: 10.1002/pip.1032
- [7] J. Allen, B. Shu, L. Zhang, U. Das, S. Hegedus, in 2011 37th IEEE Photovoltaic Specialists Conf. Proc. (IEEE, 2011), p. 002545–002549. DOI: 10.1109/PVSC.2011.6186467
- [8] E. Centurioni, D. Iencinella, IEEE Electron Dev. Lett., **24** (3), 177 (2003). DOI: 10.1109/LED.2003.811405

- [9] R.V.K. Chavali, J.V. Li, C. Battaglia, S. De Wolf, J.L. Gray, M.A. Alam, *IEEE J. Photovolt.*, **7** (1), 169 (2017).  
DOI: 10.1109/JPHOTOV.2016.2621346
- [10] A.V. Kochergin, I.E. Panaiotti, E.I. Terukov, O.K. Ataboev, *Appl. Solar Energy*, **58** (3), 330 (2022).  
DOI: 10.3103/S0003701X22030082
- [11] A.S. Gudovskikh, J.P. Kleider, N.A. Kalyuzhnyy, V.M. Lantratov, S.A. Mintairov, *Solar Energy Mater. Solar Cells*, **94** (11), 1953 (2010).  
DOI: 10.1016/j.solmat.2010.06.027
- [12] R.L. Anderson, *Solid-State Electron.*, **5** (5), 341 (1962).  
DOI: 10.1016/0038-1101(62)90115-6
- [13] A.S. Gudovskikh, J.P. Kleider, E.I. Terukov, *Semiconductors*, **39** (8), 904 (2005). DOI: 10.1134/1.2010683
- [14] A.L. Fahrenbruch, R.H. Bube, *Fundamentals of solar cells* (Academic Press, Inc., London, 1983).  
DOI: 10.1016/B978-0-12-247680-8.X5001-4
- [15] M. Gal, R. Ranganathan, P.C. Taylor, *J. Non-Cryst. Solids*, **77-78** (Pt 1, 2), 543 (1985).  
DOI: 10.1016/0022-3093(85)90718-5
- [16] K. Tanaka, S. Yamasaki, in: *Disordered semiconductors*, ed. by M.A. Kastner, G.A. Thomas, S.R. Ovshinsky. Institute for Amorphous Studies Series (Springer, Boston, 1987), p. 425–434. DOI: 10.1007/978-1-4613-1841-5\_47