

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*, НЖТ СЭ) привлекают наибольшее внимание благодаря превосходной пассивации поверхности, высоким напряжениям холостого хода и рекордным значением КПД, который при промышленном производстве СЭ достигает 27.3 % [1]. На практике в наземной солнечной энергетике для изготовления НЖТ 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.

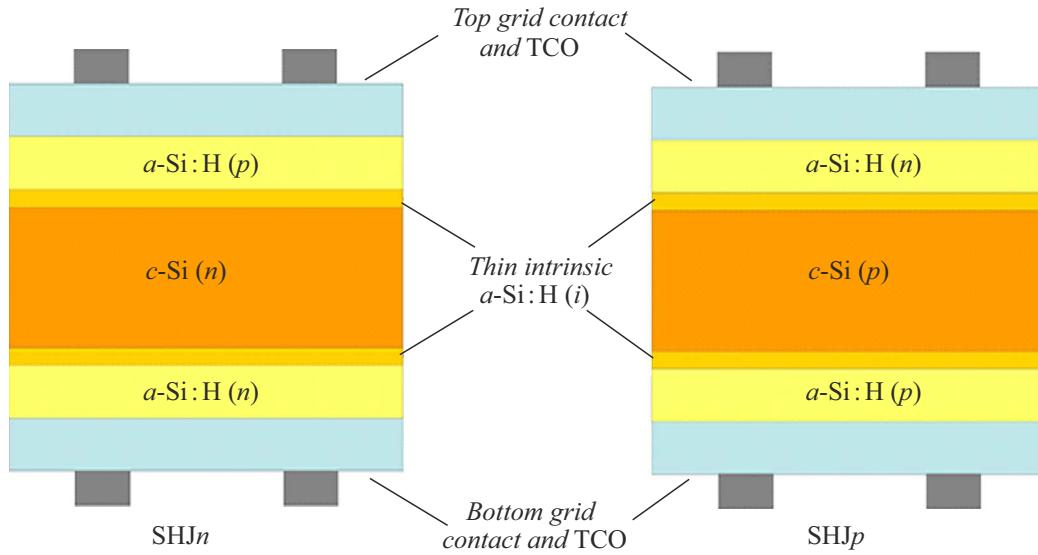
Вольт-амперные характеристики (ВАХ) являются одним из основных диагностических инструментов для оценки фотоэлектрических характеристик и выяснения механизмов протекания тока в СЭ [2]. Обычно идеальные световые ВАХ имеют прямоугольную форму, определяемую значениями плотности тока короткого замыкания ( $J_{sc}$ ), 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 НЖТ СЭ наблюдается *S*-образная ВАХ. Причину этого эффекта связывают с особенностями энергетической зонной диаграммы НЖТ СЭ на кремниевой подложке *n*-типа [6,7] или с конструктивными особенностями солнечного элемента, такими как прозрачные проводящие слои на поверхности НЖТ СЭ [8]. Кроме того, было обнаружено, что *S*-образные формы становятся менее выраженными при повышении температуры [9], что также свидетельствует в пользу влияния барьера эффекта при переносе заряда. Данные о поведении световых ВАХ в НЖТ СЭ на подложках *p*-типа в широком диапазоне температур до сих пор отсутствовали.

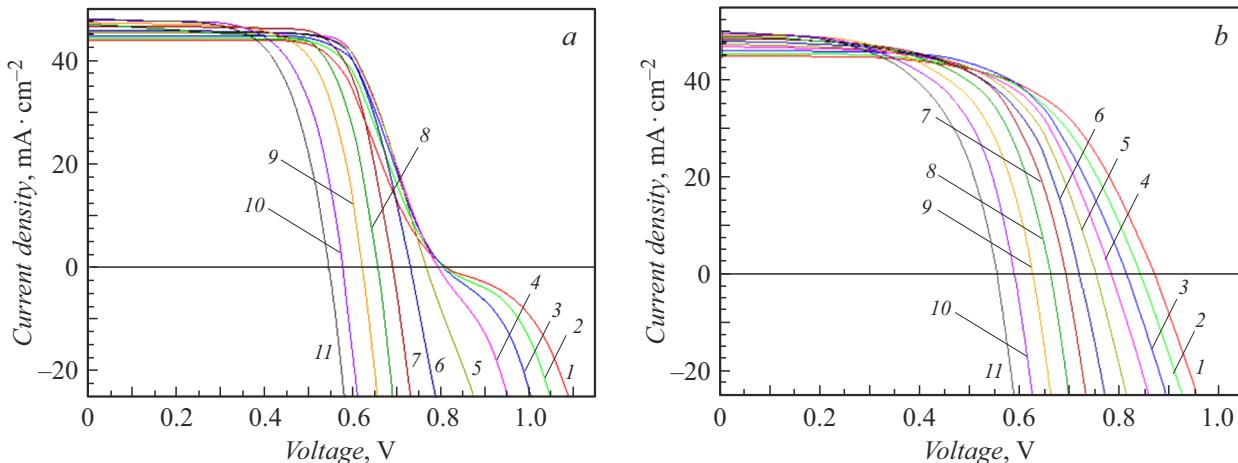
Исследованию влияния температуры на этот эффект на образцах НЖТ СЭ, выполненных на подложках *n*- и *p*-типа, посвящена настоящая работа.

Образцы НЖТ 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 ( $\sim 7 \text{ nm}$ ) 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 НЖТ СЭ с базой *n*- или *p*-типа.



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

гидрогенизированного кремния с собственной проводимостью в структурах современных НЖТ 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 НЖТ СЭ практически полностью определяются временем жизни носителей заряда в подложке [10].

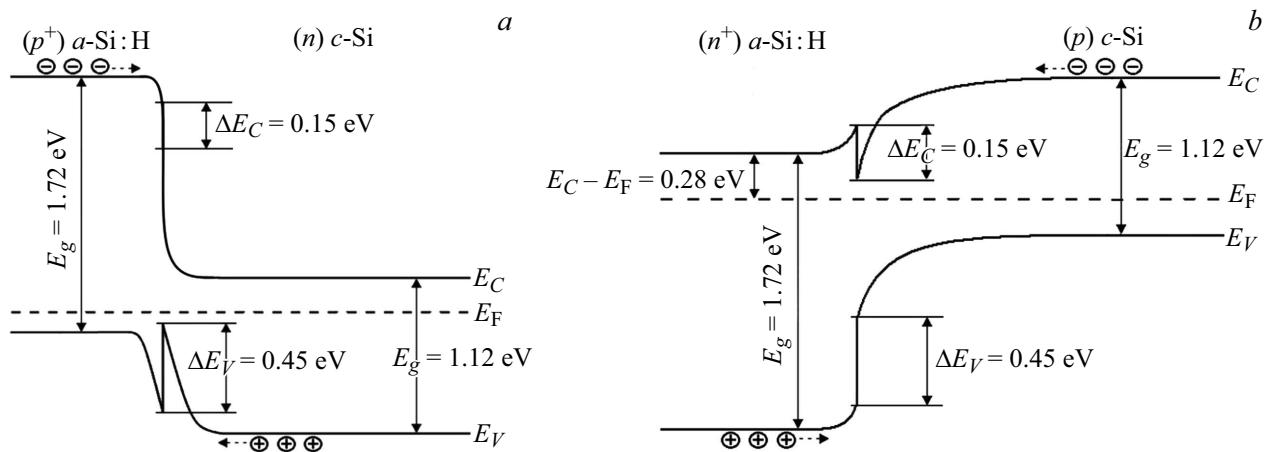
Исследовались образцы площадью  $1 \text{ cm}^2$ , вырезанные из НЖТ СЭ, изготовленных в ООО „НТЦ ТПТ“, без последующей пассивации боковых поверхностей.

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 НЖТ СЭ на кристаллических кремниевых подложках *p*- и *n*-типа представлены на рис. 2.

Из рисунка видно, что при температурах ниже  $-40^\circ\text{C}$  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 НЖТ 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 НЖТ 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 НЖТ СЭ на основе кристаллических подложек *n*-типа (*a*) и *p*-типа (*b*) 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 НЖТ 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 НЖТ СЭ с кристаллическими кремниевыми подложками *p*-типа *S*-образность не наблюдается.

Таким образом, нами показано, что причина *S*-образности световой ВАХ в НЖТ 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. Kalyuzhnny, 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