

**ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЙ /  
PHYSICAL CHARACTERISTICS AND THEIR STUDY**

Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники. 2023. Т. 26, № 3. С. 000—000.

DOI: 10.17073/1609-3577j.met202305.529

УДК 621.315.592

**Барьеры для инжекции электронов и дырок  
из подложки кремния  
в ВЧ–магнетронно напыленные пленки  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$**

© 2023 г. К. В. Феклистов<sup>1,2,✉</sup>, А. Г. Лемзяков<sup>3</sup>, А. А. Шкляев<sup>1,4</sup>,  
Д. Ю. Протасов<sup>1,5</sup>, А. С. Дерябин<sup>1</sup>, Е. В. Спесивцев<sup>1</sup>, Д. В. Гуляев<sup>1</sup>,  
А. М. Пугачев<sup>6</sup>, Д. Г. Есаев<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова  
Сибирского отделения Российской академии наук,  
просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация*

<sup>2</sup> *ООО«АИР», ул. Ученых, д. 9, Новосибирск, 630090, Российская Федерация*

<sup>3</sup> *Институт ядерной физики имени Г.И. Будкера  
Сибирского отделения Российской академии наук,  
просп. Акад. Лаврентьева, д. 11, Новосибирск, 630090, Российская Федерация*

<sup>4</sup> *Новосибирский государственный университет,  
ул. Пирогова, д. 2, Новосибирск, 630090, Российская Федерация*

<sup>5</sup> *Новосибирский государственный технический университет,  
просп. Карла Маркса, д. 20, Новосибирск, 630073, Российская Федерация*

<sup>6</sup> *Институт автоматизации и электрометрии  
Сибирского отделения Российской академии наук,  
просп. Акад. Коптюга, д. 1, Новосибирск, 630090, Российская Федерация*

✉ Автор для переписки: kos@isp.nsc.ru

**Аннотация.** Пленки  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  были напылены на подложки кремния с помощью ВЧ–магнетронного распыления–осаждения. Для подложек кремния как  $n$ –, так и  $p$ –типа проводимости токи через полученные МОП–структуры ( $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}/\text{In}$ –контакт) были описаны в рамках модели термоэмиссии основных носителей через барьер с коррекцией приложенного напряжения на потенциал, падающий в кремнии. С помощью измерения температурной зависимости прямых токов при малом, подбарьерном смещении были найдены барьеры для инжекции электронов и дырок из кремния в пленки, равные 0,14 и 0,3 эВ, соответственно. Полученный невысокий барьер для дырок объясняется наличием плотности дефектных состояний, которые простираются от края зоны валентности в запрещенную зону  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  и создают там канал проводимости для дырок. Наличие плотности дефектных состояний в запрещенной зоне  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  подтверждается данными фотолюминесценции в соответствующем интервале энергий 1,55–3,0 эВ. Выполнен анализ зонной структура гетероперехода  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ . На его основе установлен энергетический интервал между электронами в зоне проводимости  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  и дырками в канале проводимости в запрещенной зоне, равный 1,56 эВ.

**Ключевые слова:** кремний, оксид индия, эрбий, тонкие пленки, гетеропереход, зонная структура, разрыв зон, барьер, инжекция, термоэмиссия, электроны, дырки

**Благодарности:** Оптические измерения выполнены в рамках гос. задания FWGW-2022-00005. Работа выполнена при финансовой поддержке ФСИ (грант 4235ГС1/70543 от 27.10.2021), а также при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № 075-15-2020-797 (13.1902.21.0024)). Электрические измерения выполнены с использованием оборудования ЦКП «ВТАН» НГУ. Оптические измерения были частично выполнены на оборудовании ЦКП «Высокоразрешающая спектроскопия газов и конденсированных сред» ИАиЭ СО РАН. Напыление пленок выполнено в ЦКП «СЦСТИ» на базе УНУ «Комплекс ВЭПП-4 – ВЭПП-2000» в ИЯФ СО РАН. Мишень для напыления была изготовлена Phildal Holding Co., Ltd., Китай. Авторы благодарят Э.Д. Жанаева и Н.В. Дудченко за химическую обработку и термообработку образцов.

**Для цитирования:** Феклистов К.В., Лемзяков А.Г., Шкляев А.А., Протасов Д.Ю., Дерябин А.С., Спесивцев Е.В., Гуляев Д.В., Пугачев А.М., Есаев Д.Г. Барьеры для инжекции электронов и дырок из подложки кремния в ВЧ-магнетронно напыленные пленки  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ : *Известия высших учебных заведений. Материалы электронной техники.* 2023; 26(3): 000—000. <https://doi.org/10.17073/1609-3577j.met202305.529>

## The barriers for electron and hole injection from Si substrate into the RF magnetron-deposited $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ films

K. V. Feklistov<sup>1,2</sup>✉, A. G. Lemzyakov<sup>3</sup>, A. A. Shklyayev<sup>1,4</sup>, D. Yu. Protasov<sup>1,5</sup>,  
A. S. Deryabin<sup>1</sup>, E. V. Spesivsev<sup>1</sup>, D. V. Gulyaev<sup>1</sup>, A. M. Pugachev<sup>6</sup>, D. G. Esaev<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,  
Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,  
13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation*

<sup>2</sup> *Academ Infrared LLC, 9 Uchenykh Str., Novosibirsk 630090, Russian Federation*

<sup>3</sup> *Budker Institute of Nuclear Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,  
11 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation*

<sup>4</sup> *Novosibirsk State University, 1 Pirogova Str., Novosibirsk 630090, Russian Federation*

<sup>5</sup> *Novosibirsk State Technical University,  
20 Karla Marksa Ave., Novosibirsk 630073, Russian Federation*

<sup>6</sup> *Institute of Automation and Electrometry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences,  
1 Acad. Koptuyug Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation*

✉ *Corresponding author: kos@isp.nsc.ru*

**Abstract.** The  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  films were deposited on Si substrates by the RF magnetron sputtering technique. For the Si substrates of both *n*- and *p*-type the current through the MOS-structure (Si/ $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ /In-contact) was described by the thermionic emission of the main currents over the barrier, with the correction of the applied voltage into the partial voltage drop in silicon. By the temperature dependence measurements of the forward currents at small under-barrier biases the barriers for the current injection from Si into the films were found equal to the 0.14 eV and 0.3 eV for the electrons and holes accordingly. The obtained small barrier for the holes is described by the presence of the defect state density. It tails from the valence band maximum into the  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  band gap and provides there the conduction channel for holes. The defect state density in the  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  band gap is proved by the PL

data in the respective energy range 1.55–3 eV. The band analysis for the hetero-structure Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er is performed. It gives the energy gap between the electrons in the In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er conduction band and the holes in the band gap channel equal to the 1.56 eV.

**Keywords:** silicon, indium oxide, erbium, thin films, heterojunction, band structure, band discontinuity, barrier, injection, thermoemission, electrons, holes

**Acknowledgments:** Optical measurements were conducted under State Assignment FWGW–2022–00005. The work was financially supported by the FSI (Grant 4235GS1/70543 as of 27.10.2021) and by the Ministry of Science and Higher Education of the Russian Federation (Project No. 075–15–2020–797 (13.1902.21.0024)). Electrical measurements were carried out on facilities of the VTAN Joint Use Center of the Novosibirsk State University. Part of optical measurements were conducted on equipment of the Joint Use Center for High-Resolution Spectroscopy of Gases and Condensed Media of the Institute of Automation and Electrometry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences. Films were deposited at the Siberian Center for Synchrotron and Terahertz Radiation Joint Use Center on the VEPP–4 – VEPP–2000 Complex Unique Research Installation of the Institute of Nuclear Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences. The sputtering target was manufactured by Phildal Holding Co., Ltd., China. The Authors are grateful to E.D. Zhanaev and N.V. Dudchenko for chemical and thermal treatment of the specimens.

**For citation:** Feklistov K.V., Lemzyakov A.G., Shklyayev A.A., Protasov D.Y., Deryabin A.S., Spesivsev E.V., Gulyaev D.V., Pugachev A.M., Esaev D.G. The barriers for electron and hole injection from Si substrate into the RF magnetron-deposited In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er films. *Izvestiya vuzov. Materialy elektronnoi tekhniki = Materials of Electronics Engineering*. 2023; 26(3): 000–000. <https://doi.org/10.17073/1609-3577j.met202305.529>

## Введение

Внедрение оптической системы передачи данных по типу оптоволоконной связи непосредственно в микропроцессоры будет, по-видимому, следующим шагом развития вычислительных систем. Так, в 2015 г. был продемонстрирован процессор с обменом данными между ядром и модулем памяти по одной оптоволоконной линии с заведением в процессор внешнего лазера [1, 2]. Для промышленной реализации этой системы требуется интеграция светодиодов (СД) с длиной волны в окне прозрачности оптоволоконных линий (1,5 мкм) непосредственно в микропроцессоры, т. е. на кремний [3, 4].

Общепринятый подход к решению этой задачи в мире заключается в технологически сложном переносе хорошо отработанного материала светодиодов A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> (InGaAs) на кремниевую подложку: или перенос и связывание с подложкой с помощью так называемого бондинга (*bonding*) [3, 4], или непосредственный рост методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [3, 5, 6]. Это технологически сложный и дорогостоящий, но надежный перспективный подход. На текущий момент работы на этом направлении находятся на стадии устранения деградации — старения материала [6–8]. И даже получен выдающийся результат: создан светодиод, стабильный при непрерывной работе при  $T = 80\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 1200 ч, и сделана экстраполяция времени непрерывной работы СД на отказ 22 года [9]. Несмотря на значительные успехи на этом направ-

лении еще предстоит подтвердить полученную выше оценку непрерывной работы СД на отказ, особенно в температурных условиях эксплуатации процессоров до 90 °С. Однако сложность и дороговизна переноса технологии A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> на кремний пока сдерживает их промышленное применение в процессорах и мотивирует научное сообщество на поиск пусть менее эффективных, чем A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>, но более дешевых альтернативных решений.

Одним из технологически простых и недорогих альтернативных направлений является применение ионов эрбия Er<sup>3+</sup> с их внутрицентровым переходом  ${}^4I_{13/2} \rightarrow {}^4I_{15/2}$  на длине волны 1,54 мкм [10, 11] в окне прозрачности оптоволоконных линий.

Начиная с первых работ Н. Ennen [12], развивался прямой подход: внедрение атомов эрбия (Er) непосредственно в кремний (Si:Er) [13–16]. Этот подход имеет преимущество простоты и совместимости с кремниевой технологией. Однако, несмотря на значительные усилия мирового научного сообщества, созданные таким образом СД обладали крайне низкой квантовой эффективностью [15, 16], непригодной для практических применений. Во-первых, по причине технологической сложности сильного легирования кремния атомами эрбия в оптически активном состоянии [13, 17, 18]. А вторая нерешенная проблема — это температурное гашение фотолюминесценции (ФЛ) при комнатной температуре в результате процесса обратного де-возбуждения иона эрбия с рождением электрон-дырочной пары в решетке кремния без эмиссии фотона (так называемый *back transfer* [13, 19, 20]).

Из литературы известно, что наблюдаемые в кремнии процессы девозбуждения эрбия подавлены в диэлектриках, поскольку ФЛ эрбия наблюдается при комнатной температуре в целом ряде диэлектриков [13]. На этом основаны оптоволоконные лазеры и усилители, в которых атомы Er находятся в оптоволокне — диэлектрике на основе  $\text{SiO}_2$  [21]. Только в оптоволокне возбуждение Er осуществляется оптической накачкой внешними СД  $A^{III}B^V$ . Между тем, необходимо получить электрическую накачку Er пропусканием тока. Ранее была продемонстрирована электролюминесценция (ЭЛ) эрбия и целого ряда других редкоземельных элементов в оксиде кремния [22, 23] и других диэлектриках, таких как  $\text{Si}_3\text{N}_4$  [24],  $\text{TiO}_2$  [25] и др., при их возбуждении горячими электронами по ударному механизму в сильных электрических полях. Было найдено сечение ударного возбуждения эрбия высокоэнергетичными электронами  $6 \cdot 10^{-15} \text{ см}^{-2}$  [22]. Но большой барьер для инжекции электронов из кремния в такие диэлектрики ( $\sim 3,2$  эВ для  $\text{Si}/\text{SiO}_2$ ) дает в результате низкие токи инжекции и большие рабочие электрические поля [22—24]. Кроме того, возбуждение эрбия горячими электронами по ударному механизму крайне неэффективно по сравнению с возбуждением по механизму рекомбинации электронно-дырочных пар.

В ряде работ показана принципиальная возможность получения при комнатной температуре ЭЛ ионов Er в оптически прозрачных проводящих оксидах, например в  $\text{ZnO}$  [26] и  $\text{TiO}_2$  [27], с возбуждением Er по механизму рекомбинации электронно-дырочных пар. Однако связанные с дефектами решетки уровни в запрещенной зоне  $\text{ZnO}$  оказываются оптически активными в видимом диапазоне [26]. Что касается  $\text{TiO}_2$ , то в нем через связанные с дефектами уровни в запрещенной зоне возбуждаются уровни  $\text{Er}^{3+}$  видимого диапазона [27]. Все это делает основное инфракрасное (ИК) излучение на длине волны 1,54 мкм в них неэффективным. Эти работы ставят задачу выбора более подходящего оксида для возбуждения в нем атомов эрбия по эффективному механизму рекомбинации электронно-дырочных пар. В качестве тестируемого оксида был выбран оксид индия, легированный эрбием ( $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ ). Выбор основан на том, что ФЛ Er в оксиде индия при комнатной температуре наблюдалась в литературе [28, 29], в том числе и нами [30]. А родственный материал ИТО ( $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{SnO}_2$ ) давно известен и отработан в качестве оптически прозрачных проводящих слоев [31, 32].

Первой задачей на этом направлении является создание условий для инжекции обоих типов носителей заряда (электронов и дырок) из кремния в пленки  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ . Для этого необходимо найти высоты барьеров для инжекции носителей заряда на гетерогранице  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ . Литературные

данные по разрывам зон на гетерогранице  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3$  редки и дают большой разброс значений. Так, теоретический расчет дает отрицательный барьер для электронов, следующих из кремния в оксид индия [33]. С помощью измерения напряжения холостого хода и тока короткого замыкания солнечного элемента на основе гетероперехода  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3$  было установлено электронное сродство  $\text{In}_2\text{O}_3$  — 4,45 эВ [34]. Сравнение с электронным сродством Si (4,05 эВ) также дает отрицательный барьер для инжекции электронов. Однако в той же работе [33] авторы ссылаются на неопубликованные данные для барьера для электронов  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3$ , который составляет +0,61 эВ. Для родственного материала на гетероструктуре  $p\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Mo}$  с помощью измерения  $C-V$ -характеристик был установлен разрыв зон проводимости +0,86 эВ [35].

Несмотря на значительный разброс литературных данных, и учитывая естественный  $n$ -тип проводимости нелегированного  $\text{In}_2\text{O}_3$  [36, 37], обусловленный собственными дефектами — вакансиями кислорода, а также известное применение  $n$ -типа проводимости легированного  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{SnO}_2$  (ИТО) в качестве оптически прозрачных проводящих слоев и контактов [31, 32], можно ожидать небольшой барьер для инжекции электронов в  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3$ .

В предшествующей работе авторов [30] был найден барьер для инжекции электронов из подложки кремния  $n$ -типа проводимости в пленки  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$   $\Phi_{\text{ef}} = 0,14$  эВ (рис. 1). Это небольшой ба-

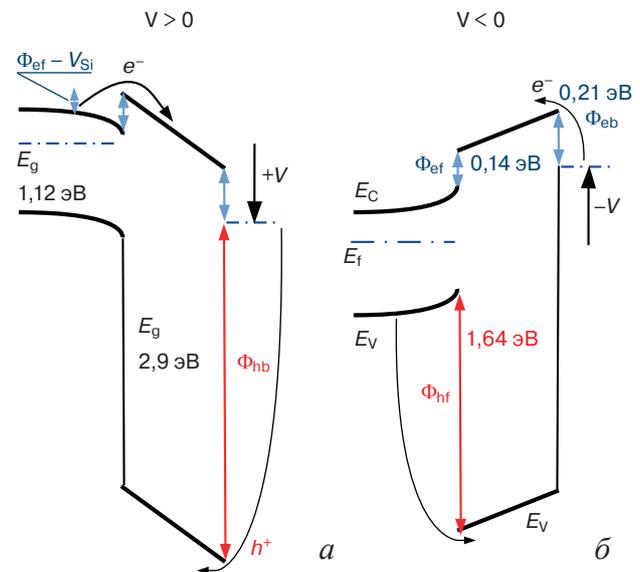


Рис. 1. Схематичные зонные диаграммы для гетероструктуры  $n\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  для прямых (а) и обратных (б) смещений, с отмеченными установленными [30] барьерами для инжекции электронов из кремния и In-контакта на поверхности и предполагаемыми барьерами для инжекции дырок

Fig. 1. Schematic band diagrams of  $n\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  heterostructure for (a) forward and (b) reverse bias showing earlier estimated [30] electron injection barrier 1 between silicon and  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  film (0.14 eV) and barrier 2 between surface indium contact and film (0.21 eV)

рьер, через который можно легко реализовать инжекцию электронов. Но его величина ставит под сомнение возможность инжекции дырок из кремния. Если исходить из известных в литературе значений ширины запрещенной зоны кремния  $E_{gSi} = 1,12$  эВ и фундаментальной ширины запрещенной зоны оксида индия  $E_{gIn_2O_3} = 2,69 \pm 2,93$  эВ [38, 39], то барьер для инжекции дырок из кремния в пленку  $In_2O_3 : Er$  должен быть равен разрыву зон валентностей ( $E_V$ ) этих материалов, т. е. составлять примерно 1,64 эВ (см. рис. 1, б). При таком большом барьере для дырок реализовать одновременную встречную инжекцию и транспорт электронов и дырок в пленке  $In_2O_3 : Er$  выглядит, на первый взгляд, невозможным.

Цель работы — нахождение прямым электрическим методом барьера для инжекции дырок из подложки кремния  $p$ -типа проводимости в пленки ( $\Phi_{hf}$  для  $p$ -Si/ $In_2O_3 : Er$ ). А так же уточнение зонной структуры гетероперехода Si/ $In_2O_3 : Er$  (рис. 1) с учетом найденных барьеров для электронов и дырок.

### Образцы и методы исследования

Пленки  $In_2O_3 : Er$  напыляли на подложки кремния  $n$ - и  $p$ -типа проводимости: КЭФ 7,5 и КДБ 7,5 соответственно, с ориентацией поверхности (100). С целью подлегирования обратного контакта в обратную сторону пластин  $n$ - и  $p$ -типа проводимости была выполнена имплантация ионов  $As^+$  с энергией 100 кэВ и дозой  $10^{15}$  см $^{-2}$  и ионов  $V^+$  с энергией 30 кэВ и дозой  $10^{15}$  см $^{-2}$  соответственно и последующая термообработка при температуре 1000 °С в течение 1 ч в инертной среде газа аргона (Ar). Перед напылением пленок пластины кремния подвергали химической обработке по так называемому RCA-процессу [40].

Напыление пленок  $In_2O_3 : Er$  на кремниевую подложку выполняли методом высокочастотного (ВЧ-, RF, *RadioFrequency*) магнетронного распыления-осаждения на установке VOC Edwards Auto 500 из мишени  $In_2O_3 : Er$  с содержанием эрбия в мишени 1 %. Основной режим напыления был следующий:

- поток Ar 8 sccm, поток  $O_2$  2 sccm (1 sccm = 1 станд. см $^3$ /мин.);
- рабочее давление в камере  $P = 6 \cdot 10^{-3}$  мбар;
- мощность на магнетроне  $W_{RF} = 120$  Вт;
- частота блока питания 13,56 МГц;
- температура подложки 100 °С;
- время осаждения  $t = 50$  мин.

В этом режиме на подложки  $n$ -типа проводимости осаждали пленки  $In_2O_3 : Er$  толщиной 200 нм. На подложки кремния  $p$ -типа — пленки  $In_2O_3 : Er$  толщиной 60 нм в режиме со следующими отличиями: поток Ar 20 sccm, поток  $O_2$  20 sccm,

$W_{RF} = 100$  Вт, но обеспечивающем в итоге одинаковую структуру пленок.

Микроструктура пленок [30] представляет из себя массив нанонитей диаметром порядка 10 нм, плотно сгруппированных в пучки (отдельные наностолбцы диаметром 50—100 нм), простирающиеся от подложки к поверхности. Все нанонити имеют объемноцентрированную кубическую кристаллическую решетку  $In_2O_3$  (PDF № 01–071–2194), но индивидуальную ориентацию в каждой нанонити [30].

Лицевые металлические индиевые контакты напыляли через маску  $0,7 \times 0,7$  мм $^2$ . Обратный контакт к подложке был выполнен напылением In без маски на всю площадь с обратной стороны.

Вольт-амперные характеристики (**ВАХ**) и их температурные зависимости для структур Si/ $In_2O_3 : Er$ /In-контакт были измерены на оборудовании Keithley 4200-SCS и Keithley 2400, оснащенном модулем контроля температуры Linkam LTS420E PB4.

Для возбуждения стационарной ФЛ использовался He—Cd-лазер с длиной волны 325 нм и плотностью мощности 1 Вт/см $^2$ . Спектр излучения измеряли с помощью спектрометра на основе двойного монохроматора СДЛ-1, оснащенного ФЭУ. Измерения проводили при комнатной температуре.

### Результаты и их обсуждение

**Вольт-амперные характеристики структур  $n$ -Si/ $In_2O_3 : Er$ .** На рис. 2, а представлены ВАХ структур на подложке кремния  $n$ -типа проводимости ( $n$ -Si/ $In_2O_3 : Er$ ) от комнатной температуры и выше: 300, 350, 360 К. При малых положительных (прямых) смещениях (от 0 до +0,5 В) на верхний контакт ток через структуру определяется инжекцией электронов из кремния  $n$ -типа через прямой барьер ( $\Phi_{ef}$ ) на границе Si/ $In_2O_3 : Er$  в пленку (так называемый подбарьерный режим, см. рис. 1, а). Поскольку высота барьера уменьшается от приложенного напряжения ( $\Phi_{ef} - V_{Si}$ , где  $V_{Si}$  — падение потенциала в кремнии, см. рис. 1, а), то ток через барьер характеризуется экспоненциальным ростом от приложенного напряжения. Кроме того, в подбарьерном режиме ток через барьер растет с ростом температуры (см. рис. 2, а) в интервале  $0 < V < 0,5$  В. Это определяется высокоэнергетичным «хвостом» Больцмановского распределения электронов в кремнии: чем выше температура, тем больше электронов, которые преодолевают барьер, тем выше ток, согласно модели электронной термоэмиссии [41]. При достаточно больших прямых смещениях  $0,5 < V < 2$  В (см. рис. 2, а) изгиб зон в кремнии начинает превышать высоту барьера (рис. 3, а), и все носители-электроны из подложки начинают свободно преодолевать барьер (надба-

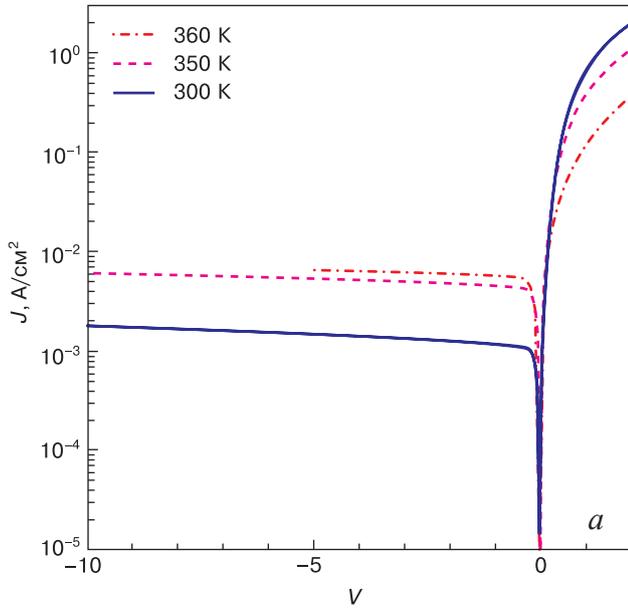
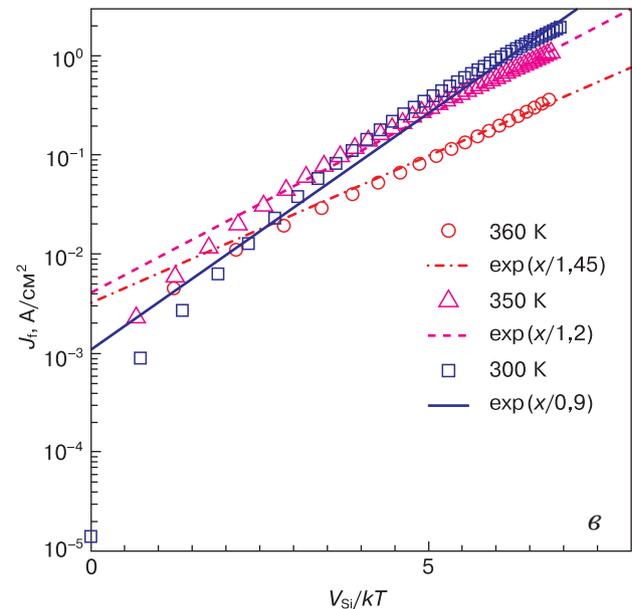
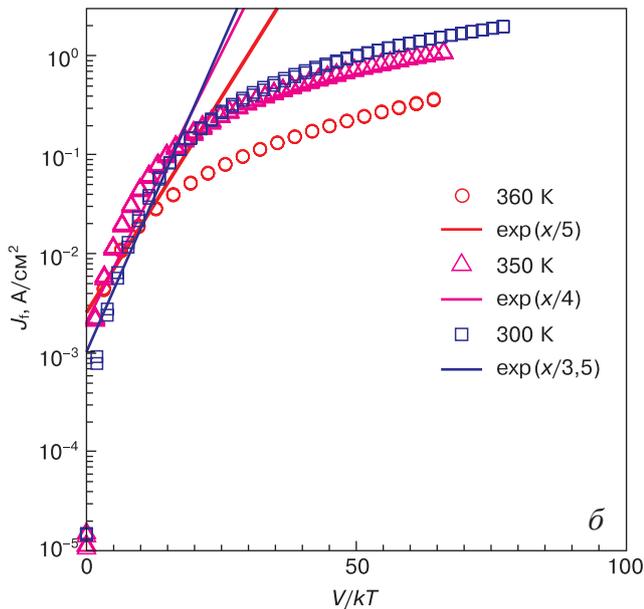


Рис. 2. Анализ ВАХ структур Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er/In-контакт для подложки кремния *n*-типа проводимости:

*a* — ВАХ при различных температурах в прямом (+*V*) и обратном (−*V*) смещении; *б* — аппроксимация прямых (+*V*) токов (*J<sub>f</sub>*) через барьер, согласно уравнению (16); *в* — скорректированная аппроксимация прямых (+*V<sub>Si</sub>*) токов *J<sub>f</sub>* через барьер, согласно уравнению (3)

Fig. 2. Analysis of Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er/In-contact structure I–V curves for *n* type conductivity silicon substrates: (*a*) I–V curves for different temperatures for forward (+*V*) and reverse (−*V*) bias; (*б*) approximation of forward (+*V*) currents (*J<sub>f</sub>*) through the barrier as per Eq. (16); (*в*) corrected approximation of forward (+*V<sub>Si</sub>*) currents *J<sub>f</sub>* through the barrier as per Eq. (3)



рьерный режим). В надбарьерном режиме ток через структуру определяется сопротивлением области пространственного заряда (**ОПЗ**) кремния и сопротивлением пленки In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er. Зависимость тока от температуры в надбарьерном режиме обратная зависимости в подбарьерном режиме: с ростом температуры ток уменьшается. Это определяется температурной зависимостью проводимости, а точнее подвижности носителей: чем выше температура, тем меньше подвижность, поскольку подвижность при повышенных температурах в основном определяется рассеянием носителей заряда на фоновых решетках [36].

При отрицательных (обратных) смещениях на верхний In-контакт электроны из металла инжектируются в пленку через обратный барьер ( $\Phi_{eb}$ ) на границе In/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er (см. рис. 1, б). При достаточно высоких температурах (от комнатной и выше) обратные токи имеют насыщающийся характер

(см. рис. 2, *a*) в соответствии с моделью термоэмиссии через барьер [41]:

$$J = J_s \left[ \exp\left(\frac{V}{nkT}\right) - 1 \right]. \quad (1a)$$

Для прямой ветви и  $V > 3kT$  упрощенное выражение (1a) имеет вид растущей экспоненты:

$$J = J_s \exp\left(\frac{V}{nkT}\right), \quad (16)$$

где  $V$  — приложенное напряжение;  $n$  — фактор неидеальности;  $k$  — постоянная Больцмана;  $T$  — абсолютная температура, К;  $J_s$  — обратный ток насыщения, определяемый как:

$$J_s = A^R T^2 \exp\left(-\frac{\Phi}{kT}\right), \quad (2)$$

где  $\Phi$  — высота барьера;  $A^R$  — постоянная Ричардсона ( $A^R = 120 \text{ A}/(\text{cm}^2 \cdot \text{K}^2)$  для электронов в кремнии и  $A^R = 30 \text{ A}/(\text{cm}^2 \cdot \text{K}^2)$  для дырок в кремнии [41]).

На рис. 2, б представлена аппроксимация экспонентой прямых ветвей ВАХ при малых смещениях (на подбарьерном участке), в соответствии с формулой (16). Из рис. 2, б видно, что начальные участки ВАХ удается описать экспонентами, но при этом получаются слишком большие коэффициенты неидеальности ( $n = 3 \div 5$ ). Для корректно-

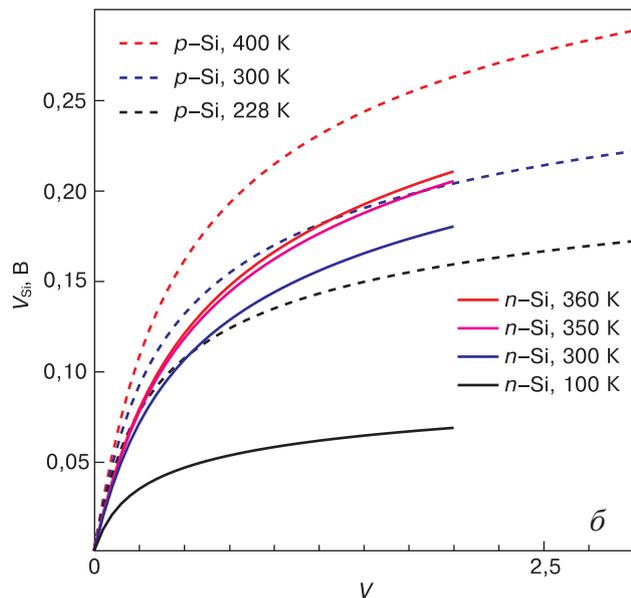
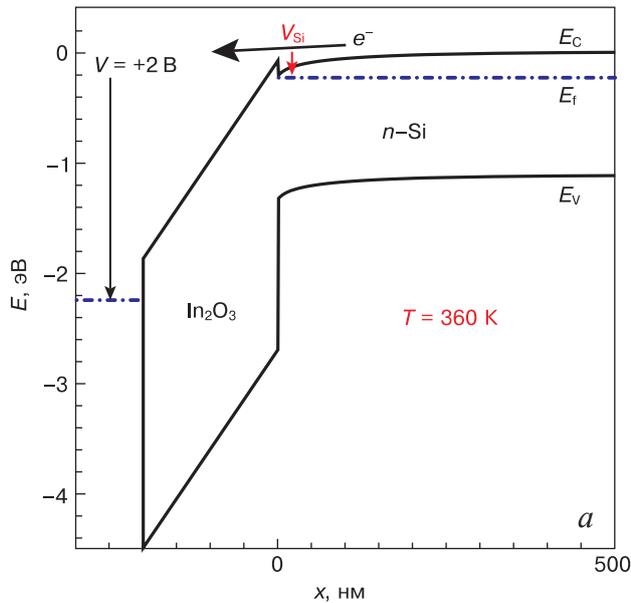


Рис. 3. Коррекция модели термоэмиссии через барьер (16) с учетом потенциала, падающего в кремнии (3): а — расчет зонной структуры в приближении электростатики (уравнение Пуассона, распределение носителей Больцмана [41]) для  $T = 360$  К; б — расчет  $V_{Si}(V)$  для различных температур  $T$  (сплошные линии — подложки Si КЭФ 7,5  $n$ -типа проводимости и пленки  $In_2O_3 : Er$  толщиной 200 нм; штриховые — подложки Si КДБ 7,5  $p$ -типа проводимости и пленки  $In_2O_3 : Er$  толщиной 60 нм

Fig. 3. Barrier thermoemission model correction (Eq. (16)) for silicon potential drop (Eq. (3)): (a) band structure calculation in electrostatic approximation (Poisson's equation and Boltzmann's carrier distribution [41]) for  $T = 360$  K; (б)  $V_{Si}(V)$  calculation for different temperatures  $T$  (solid curves are for KEF 7.5  $n$  type conductivity Si substrate and 200 nm  $In_2O_3 : Er$  film, dashed curves are for KDB 7.5  $p$  type conductivity Si substrate and 60 nm  $In_2O_3 : Er$  film)

го анализа необходимо учесть, что исследуемая структура  $n-Si/In_2O_3 : Er/In$ -контакт представляет собой структуру металл—диэлектрик—полупроводник (МДП) или металл—оксид—полупроводник (МОП), в которой пленка  $In_2O_3 : Er$  выступает в качестве промежуточного диэлектрика между кремниевой подложкой и металлическим контактом. И, хотя  $In_2O_3$  не является классическим диэлектриком, а, скорее, широкозонным полупроводником ( $E_{gIn_2O_3} = 2,69 \div 2,93$  эВ [38, 39]), и имеет небольшой барьер для инжекции электронов, как будет показано ниже, тем не менее, в выражение для тока через барьер (16) необходимо внести поправку.

Для коррекции выражения (16) необходимо учесть, что в МДП-структуре приложенное напряжение падает не только в ОПЗ кремния, но и в диэлектрике. А высота барьера уменьшается именно на величину потенциала, падающего в кремнии ( $\Phi - V_{Si}$ ) (см. рис. 1, а, рис. 3, а). Туннелирование через барьер при малых смещениях еще мало и не рассматривается. Тогда выражение термоэмиссии через барьер (16) в МДП-структуре изменится как

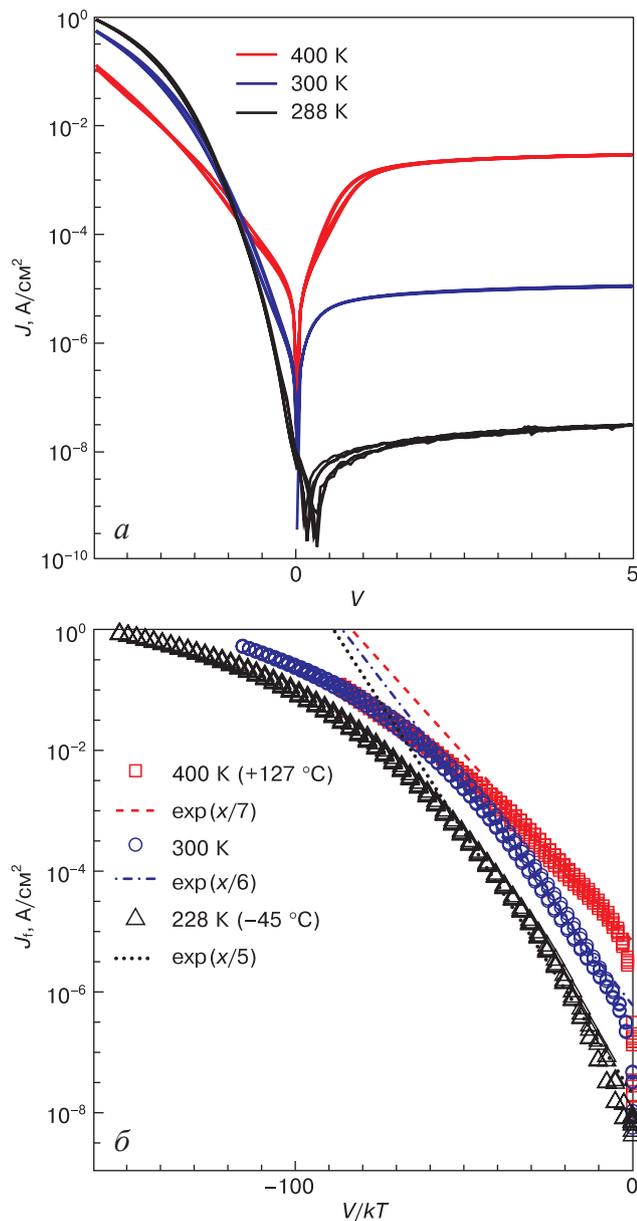
$$J = J_s \exp\left(-\frac{V_{Si}}{nkT}\right). \quad (3)$$

Расчет потенциала, падающего в кремнии  $V_{Si}$  в зависимости от приложенного напряжения  $V$  был получен с помощью численного решения уравнения Пуассона в приближении статистики носителей Больцмана [41] и приведен на рис. 3, б для разных температур сплошными линиями для подложки КЭФ 7,5  $n$ -типа проводимости. Также эти расчетные зависимости приведены в работе [41], но для системы Si/SiO<sub>2</sub>. Их можно использовать с корректировкой на диэлектрическую проницаемость  $In_2O_3$  ( $\epsilon_{In_2O_3} = 8,9$  [31, 32]) вместо SiO<sub>2</sub>. Если перестроить прямые ВАХ в координатах не приложенного напряжения  $V$ , а потенциала, падающего в кремнии ( $V_{Si}$ ) (см. рис. 2, в), то полученные ВАХ хорошо ложатся на экспоненту в соответствии с формулой (3). При этом коэффициент неидеальности близок к единице (см. рис. 2, в).

Таким образом, начальные (подбарьерные) стадии прямых ВАХ через структуры  $n-Si/In_2O_3 : Er$  могут быть описаны в рамках модели термоэмиссии через барьер с коррекцией приложенного напряжения на потенциал, падающий в кремнии.

**Вольт-амперные характеристики структур  $p-Si/In_2O_3 : Er$ .** На рис. 4, а представлены ВАХ структур на подложке кремния  $p$ -типа проводимости ( $p-Si/In_2O_3 : Er$ ) для разных температур: 228, 300, 400 К. Они также демонстрируют выпрямляющий характер, аналогично случаю подложки кремния  $n$ -типа проводимости (см. рис. 2, а), только имеют обратную полярность: прямая ветка при отрицательных напряжениях соответствует инжекции дырок из  $p$ -подложки в пленку через прямой

барьер  $\Phi_{hf}$  (см. рис. 1, б), а обратная ветка при положительных смещениях соответствует инжекции дырок из металлического контакта на поверхности в пленку через обратный барьер  $\Phi_{hb}$  (см. рис. 1, а). Прямая ветка ВАХ тоже характеризуется участком подбарьерного тока от 0 до  $-1$  В и надбарьерного тока от  $-1$  до  $-3$  В (см. рис. 4, а). Аналогично случаю инжекции электронов, здесь, в случае инжекции дырок, подбарьерный ток растет с ростом температуры в соответствии с ростом концентрации дырок над барьером в распределении Больцмана. Если в случае инжекции электронов подбарьерный режим находился в диапазоне напряжений от 0 до  $+0,5$  В, то в случае дырок подбарьерный режим имеет более широкий диапазон от 0 до  $-1$  В, что предварительно говорит о более высоком барьере для дырок, но не таком большом, как следует из разрывов зон валентностей ( $1,64$  эВ, см. рис. 1, б). Прямой надбарьерный ток от  $-1$  до  $-3$  В (см. рис. 4, а)

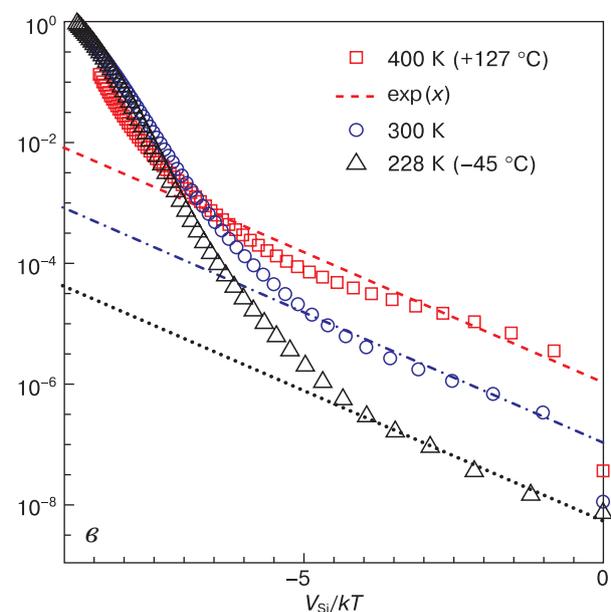


падает с ростом температуры, аналогично случаю подложки  $n$ -типа проводимости, поскольку определяется тем же механизмом рассеяния носителей на фоновых решетках [36]. В обратном смещении (0 —  $+5$  В) токи имеют насыщающийся характер в соответствии с моделью термоэмиссии через барьер, согласно уравнению (1а) [41].

Аналогично рассмотренному выше случаю инжекции электронов (см. рис. 2 и 3), данный случай инжекции дырок из  $p$ -подложки через барьер в пленку  $In_2O_3:Er$ , также был проанализирован в рамках модели термоэмиссии через барьер. На рис. 4, б представлены аппроксимации прямых ВАХ при помощи экспоненты в соответствии с нескорректированным уравнением (16). При этом получаются большие коэффициенты неидеальности ( $n = 5-7$ ). Далее аналогично с помощью решения уравнения Пуассона в приближении статистики носителей Больцмана была рассчитана МОП-структура на подложке  $p$ -типа проводимости КДБ 7,5 с диэлектриком  $In_2O_3$  ( $\epsilon_{In_2O_3} = 8,9$  [31, 32]) толщиной 60 нм для разных приложенных напряжений ( $V = 0 \div -3$  В) для следующих температур: 228, 300, 400 К. Из расчета для каждого приложенного напряжения был найден потенциал,

Рис. 4. Анализ ВАХ-структур Si/ $In_2O_3:Er$ /In-контакт для подложки кремния  $p$ -типа проводимости: а — ВАХ при различных температурах в прямом ( $-V$ ) и обратном ( $+V$ ) смещении; б — аппроксимация прямых ( $-V$ ) токов  $J_f$  через барьер, согласно уравнению (16); в — скорректированная аппроксимация прямых ( $-V_{Si}$ ) токов  $J_f$  через барьер, согласно (3)

Fig. 4. Analysis of Si/ $In_2O_3:Er$ /In-contact structure I-V curves for  $p$  type conductivity silicon substrates: (a) I-V curves for different temperatures for forward ( $-V$ ) and reverse ( $+V$ ) bias; (b) approximation of forward ( $-V$ ) currents ( $J_f$ ) through the barrier as per Eq. (16); (v) corrected approximation of forward ( $-V_{Si}$ ) currents  $J_f$  through the barrier as per Eq. (3)



падающий в кремнии  $V_{Si}$ . Полученные расчетные зависимости  $V_{Si}$  от  $V$  представлены на рис. 3, б пунктирными линиями. На рис. 4, в построены ВАХ прямых токов  $J_f$  в зависимости от потенциала, падающего в кремнии. Тогда начальные (подбарьерные) участки ВАХ могут быть аппроксимированы экспонентой в соответствии со скорректированным выражением (3), а коэффициенты неидеальности при этом получаются близкими к единице ( $n = 1$ ).

Таким образом, начальные стадии ВАХ через структуры (Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er) на подложках кремния как  $n$ -, так и  $p$ -типа могут быть описаны в рамках модели термоэмиссии основных носителей через барьер с коррекцией приложенного напряжения на потенциал, падающий в кремнии.

**Определение барьера для инжекции электронов в пленки In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er из подложки кремния  $n$ -типа проводимости.** Для определения прямого барьера  $\Phi_{ef}$  для инжекции электронов из кремния  $n$ -типа проводимости в пленку In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er (см. рис. 1, а) были измерены температурные зависимости прямых токов при малых смещениях в подбарьерном режиме  $V = +0,2, +0,4$  В (см. рис. 2, а). Для определения обратного барьера  $\Phi_{eb}$  для инжекции электронов из металлического In-контакта в пленку In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er (см. рис. 1, б) была измерена температурная зависимость обратного тока в насыщении  $V = -2$  В (см. рис. 2, а). Полученные температурные зависимости были построены в координатах Шотки в соответствии с уравнениями (2) и (3) (рис. 5, а).

При обратном смещении в насыщении  $V = -2$  В (см. рис. 2, а) температурная зависимость обратно-

го тока в координатах Шотки (см. рис. 5, а, серая штриховая линия) ложится на прямую с наклоном, соответствующим обратному барьеру для инжекции электронов из металлического In-контакта в пленку In/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er  $\Phi_{eb} = 0,21$  эВ (см. рис. 1, б). При низких температурах  $T < 150$  К (см. рис. 5, а) обратный ток перестает зависеть от температуры, что, по-видимому, связано с изменением механизма протекания тока с термоэмиссии на туннелирование через барьер.

В прямом небольшом подбарьерном смещении  $V = +0,2$  и  $+0,4$  В (см. рис. 2, а) температурные зависимости тока в координатах Шотки дают наклоны 82 и 14 мэВ (см. рис. 5, а, красная и зеленая штриховые линии), которые соответствуют высоте прямого барьера, уменьшенного на значение напряжения, падающего в кремнии  $\Phi_{ef} - V_{Si}$  (см. рис. 1, а). Добавка к ним  $V_{Si} = 61$  и  $94$  мВ соответственно (см. рис. 3, б, синяя сплошная линия) дает значения высоты прямого барьера для инжекции электронов из кремния в пленку ( $n$ -Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er)  $\Phi_{ef} = 0,143$  и  $0,108$  эВ соответственно. Но поскольку  $V = +0,4$  В уже близко к надбарьерному режиму (см. рис. 3, а), то при этом, помимо термоэмиссии через барьер, добавляется механизм туннелирования через барьер, и полученное в рамках термоэмиссии значение  $\Phi_{ef} = 0,108$  эВ занижено. Следовательно, более корректная величина высоты барьера получена в строго подбарьерном режиме при малом смещении  $V = +0,2$  В. Таким образом, прямой барьер для инжекции электронов из подложки кремния в пленку ( $n$ -Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er) составляет  $\Phi_{ef} = 0,14$  эВ.

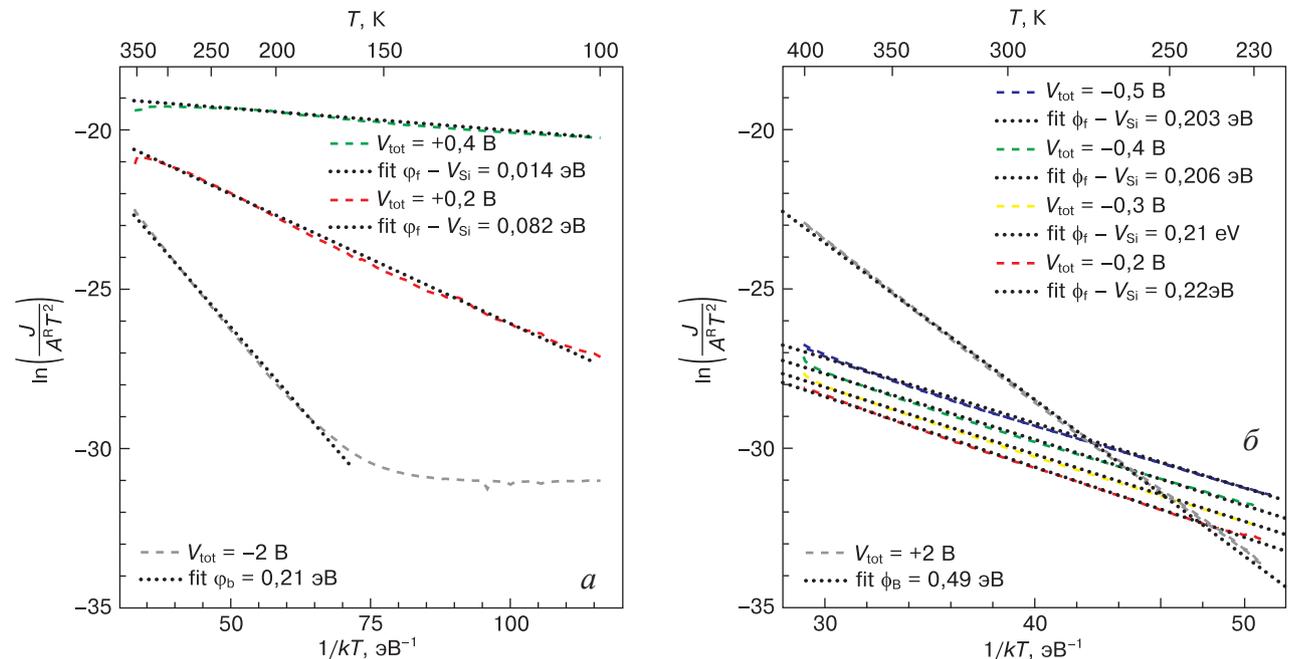


Рис. 5. Температурные зависимости в координатах Шотки прямых токов при малых подбарьерных смещениях (цветные штриховые линии) и обратных токов в насыщении (серые штриховые линии) для структур Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er на подложках кремния  $n$ - (а) и  $p$ - (б) типа проводимости. Анализ наклонов и барьеров для инжекции электронов и дырок

Fig. 5. Forward current vs temperature functions in Schottky coordinates at low sub-barrier bias (color dashed lines) and backward currents at saturation (gray dashed lines) for Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er structures on (a)  $n$  and (b)  $p$  type conductivity silicon substrates. Slope and barrier height analysis for electron and hole injection

**Определение барьера для инжекции дырок в пленку  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  из подложки кремния  $p$ -типа проводимости.** Для определения прямого барьера для инжекции дырок из кремния  $p$ -типа проводимости в пленку  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  (см. например  $\Phi_{\text{hf}}$  на рис. 1, б) измерены температурные зависимости прямых токов при малых смещениях в подбарьерном режиме  $-0,5 \text{ В} \leq V < 0$  (см. рис. 4, а). Для определения обратного барьера для инжекции дырок из металлического  $\text{In}$ -контакта в пленку  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  (см. например  $\Phi_{\text{hb}}$  на рис. 1, а) измерена температурная зависимость обратного тока в насыщении при  $V = 2 \text{ В}$  (см. рис. 4, а). Полученные температурные зависимости построены в координатах Шоттки в соответствии с уравнениями (2) и (3) и представлены на рис. 5, б.

При обратном смещении в насыщении  $V = +2 \text{ В}$  (см. рис. 4, а) температурная зависимость обратного тока в координатах Шоттки (см. рис. 5, б, серая штриховая линия) ложится на прямую с наклоном, соответствующим обратному барьеру для инжекции дырок из металлического  $\text{In}$ -контакта в пленку  $(\text{In}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$   $\Phi_{\text{hb}} = 0,5 \text{ эВ}$  (см. рис. 6, б).

В прямом небольшом подбарьерном смещении  $V = -0,2, -0,3, -0,4$  и  $-0,5 \text{ В}$  (см. рис. 4, а) температурные зависимости тока в координатах Шоттки дают наклоны  $0,22, 0,21, 0,206$  и  $0,203 \text{ мэВ}$  соответственно (см. рис. 5, б, цветные штриховые линии), которые соответствуют высоте прямого барьера, уменьшенной на величину напряжения, падающего в кремнии  $\Phi_{\text{hf}} - V_{\text{Si}}$  (см. рис. 6, а). Коррекция на найденную величину  $V_{\text{Si}} = 0,08, 0,1, 0,12$  и  $0,13 \text{ В}$  соответственно (см. рис. 3, б, синяя штриховая линия) дает значение высоты прямого барьера для инжекции дырок из кремния в пленки в структурах  $p\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$   $\Phi_{\text{hf}} = 0,3 \text{ эВ}$  (см. рис. 6, а).

Таким образом, на структурах пленки  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  на подложках кремния  $n$ - и  $p$ -типа проводимости  $(\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$  из температурных зависимостей обратных токов в насыщении и прямых подбарьерных токов были установлены: прямой барьер для инжекции электронов из кремния  $n$ -типа проводимости в пленки  $(n\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$   $\Phi_{\text{ef}} = 0,14 \text{ эВ}$ , обратный барьер для инжекции электронов из металлического  $\text{In}$ -контакта в пленку  $(\text{In}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$   $\Phi_{\text{eb}} = 0,21 \text{ эВ}$ , прямой барьер для инжекции дырок из кремния  $p$ -типа проводимости в пленки  $(p\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$   $\Phi_{\text{hf}} = 0,3 \text{ эВ}$  и обратный барьер для инжекции дырок из металлического  $\text{In}$ -контакта в пленку  $(\text{In}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$   $\Phi_{\text{hb}} = 0,5 \text{ эВ}$ .

**Анализ зонной структуры гетероперехода  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ .** Полученные данные о барьерах для инжекции носителей заряда представлены на схематических зонных диаграммах гетероструктуры  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  на рис. 6 для подложки кремния  $p$ -типа проводимости. Разрыв зон проводимости  $E_C$  кремния и пленки  $E_{C\text{In}_2\text{O}_3\text{Er}} - E_{C\text{Si}}$  отложен

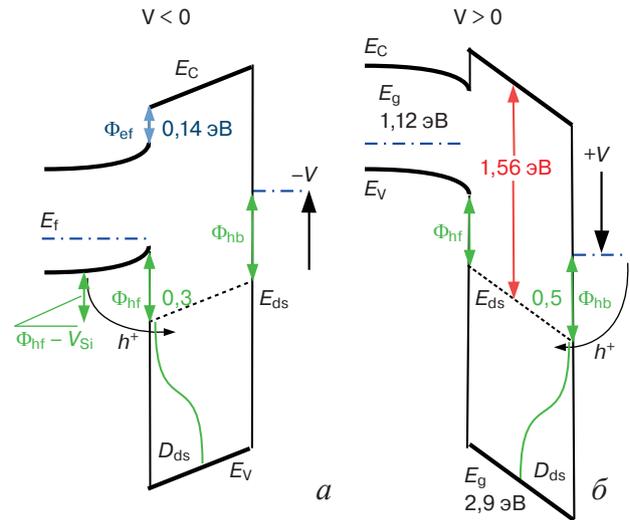


Рис. 6. Схематичные зонные диаграммы для гетероструктуры  $p\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  для прямых (а) и обратных (б) смещений с отложенными барьерами для инжекции электронов и дырок

Fig. 6. Schematic band diagrams of  $p\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  heterostructure for (a) forward and (b) reverse bias with electron and hole injection barriers shown

на рис. 6 равным найденному барьеру для инжекции электронов  $\Phi_{\text{ef}} = 0,14 \text{ эВ}$ . Это было сделано на основе косвенных литературных данных о малом барьере для электронов как для системы  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3$  (например, в работах [33, 34] приводятся данные об отрицательном барьере), так и для родственных материалов:  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Mo}$  [35],  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Sn}$  [31, 32]. Если опираться на найденный барьер для инжекции электронов  $\Phi_{\text{ef}} = 0,14 \text{ эВ}$ , литературное значение ширины запрещенной зоны кремния  $E_{\text{gSi}} = 1,12 \text{ эВ}$  [41] и значение ширины запрещенной зоны пленки  $E_{\text{gIn}_2\text{O}_3} = 2,69 \div 2,93 \text{ эВ}$  [38, 39] (возьмем для определенности  $2,9 \text{ эВ}$ ), тогда разрыв зон валентности  $E_V$  кремния и оксида индия  $E_{V\text{In}_2\text{O}_3\text{Er}} - E_{V\text{Si}}$  получается большой:  $1,64 \text{ эВ}$  (см. рис. 1, б).

Несмотря на получившийся столь большой разрыв зон валентностей ( $\Delta E_V \sim 1,64 \text{ эВ}$ ), барьер для инжекции дырок из кремния в пленку оказался небольшим  $\Phi_{\text{hf}} = 0,3 \text{ эВ}$  (см. рис. 6, а). Это говорит о том, что в запрещенной зоне полученных пленок существует канал проводимости для дырок. На рис. 6 он обозначен пунктирной линией  $E_{\text{ds}}$ .

По-видимому, канал проводимости для дырок в запрещенной зоне связан с дефектными состояниями несовершенной структуры ВЧ-магнетронно напыленных пленок  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$ . Вероятно, что большая концентрация дефектов, вводимая при магнетронном осаждении, формирует множественные дефектные уровни в запрещенной зоне. Из множества дефектных уровней формируется плотность дефектных состояний, простирающаяся от края зоны валентности  $E_V$  до канала проводимости дырок в запрещенной зоне  $E_{\text{ds}}$ . На рис. 6 плотность дефектных состояний в запрещенной зоне пленок  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  схематично показана зеленой линией  $D_{\text{ds}}$ .

Таким образом, транспорт электронов в пленке осуществляется по ее зоне проводимости  $E_C$  (см. рис. 1, а). А транспорт дырок в пленке идет внутри запрещенной зоны в канале проводимости  $E_{ds}$  (см. рис. 6, а), обусловленном «хвостами» плотности дефектных состояний  $D_{ds}$  в запрещенную зону. С учетом известной ширины запрещенной зоны кремния ( $E_{gSi} = 1,12$  эВ [41]) и найденных барьеров для инжекции электронов и дырок из кремния в пленки  $In_2O_3 : Er$ :  $\Phi_{ef} = 0,14$  эВ и  $\Phi_{hf} = 0,3$  эВ соответственно (см. рис. 6, а), энергетический интервал между электронами в зоне проводимости и дырками в канале проводимости получается равен  $E_C - E_{ds} = 1,56$  эВ (см. рис. 6, б).

**Плотность дефектных состояний в запрещенной зоне  $In_2O_3 : Er$ .** На основе спектров ФЛ в интервале длин волн 400—800 нм (рис. 7) подтверждено существование связанных с дефектами уровней в запрещенной зоне  $In_2O_3$  [42—48]. Это соответствует диапазону энергий 1,55—3,1 эВ, т. е. попадает в запрещенную зону  $In_2O_3$   $E_{gIn_2O_3} = 2,69 \div 2,93$  эВ [38, 39].

В работах [42—48] были исследованы пленки  $In_2O_3$ , синтезированные самыми различными методами:

- напыление металлического In с последующим его термическим окислением [42];
- рост — окисление в атмосфере аргона с кислородом на подложке InP с золотом в качестве сурфактанта на поверхности по механизму пар—жидкость—кристалл (VLS) [43];
- окисление зерен металлического In диаметром 1—3 мкм в атмосфере аргона с кислородом [44];

- испарение и транспорт In в атмосфере аргона с кислородом и осаждение на подложку [45];
- испарение и переосаждение  $In_2O_3$  в проточной атмосфере аргона в печи [46];
- осаждение  $In_2O_3$  из газовой фазы в атмосфере аргона с кислородом на кремниевую подложку, покрытую сурфактантом—золотом [47];
- осаждение металлического индия на подложки кремния разной ориентации ((100), (110), (111)) и окисление при 850 °С во влажной атмосфере в потоке азота [48].

При этом получают самые разные структуры пленок: нанокристаллиты 400—600 нм, состоящие из слипшихся более мелких нанокристаллитов размером 40—60 нм [42], нанонити с квадратным поперечным сечением размером 15—150 нм и длиной до десятков мкм [43], нанонити диаметром 40—120 нм и длиной 15—25 мкм [44], нанонити с диаметром в диапазоне 20—100 нм и средним значением 30 нм, длиной до 100 мкм [45], кристаллиты с октаэдрической огранкой размером несколько мкм [46], нанонити 20—40 нм диаметром и длиной 1 мкм с каплями золота на конце у каждой [47], поликристаллиты размером порядка 0,1—1,0 мкм [48].

Полученную ФЛ в интервале длин волн 400—800 нм, приходящемся на запрещенную зону  $In_2O_3$ , авторы работ [42—48] связывают со следующими дефектами в запрещенной зоне: дефекты, связанные с дефицитом кислорода [42]; вакансии кислорода [43]; однократно ионизованная вакансия кислорода  $[V_{O}^+]$  [44]. Авторы работы [45] один из наблюдаемых пиков на 420 нм считают обусловленным дефектом дефицита кислорода  $[V_O]$ , а второй пик на 630 нм — дефектами, связанными с избытком атомов кислорода, такими как межузельный атом кислорода  $[O_I]$ , вакансия In  $[V_{In}]$  или замещение атома In атомом O  $[O_{In}]$  [45]. В работе [46] ФЛ связывают не с вакансиями кислорода, а с межузельными атомами In  $[In_i^{3+}]$  [46]; а в [47, 48] — снова с вакансиями кислорода. Таким образом, тип дефекта чаще связывают с дефицитом атомов кислорода, но есть и обратные примеры [45]. А вид дефекта чаще упоминается такой, как вакансия кислорода, но единого мнения у авторов нет.

Аналогичная ФЛ в диапазоне 400—800 нм наблюдается и в наших магнетронно напыленных пленках (см. рис. 7, синяя линия). Край поглощения ФЛ 1,55 эВ (см. рис. 7) хорошо совпадает с полученным энергетическим интервалом между электронами и дырками  $E_C - E_{ds} = 1,56$  эВ (см. рис. 6, б). При этом электроны находятся в зоне проводимости  $E_C$   $In_2O_3 : Er$ , а дырки находятся в канале проводимости  $E_{ds}$ , обусловленном плотностью дефектных состояний  $D_{ds}$ , простирающейся от края валентной зоны  $E_V$  внутрь запрещенной зоны  $In_2O_3 : Er$  (см. рис. 6, б). Таким образом, плотность дефектных состояний  $D_{ds}$  (см. рис. 6) в запрещенной зоне

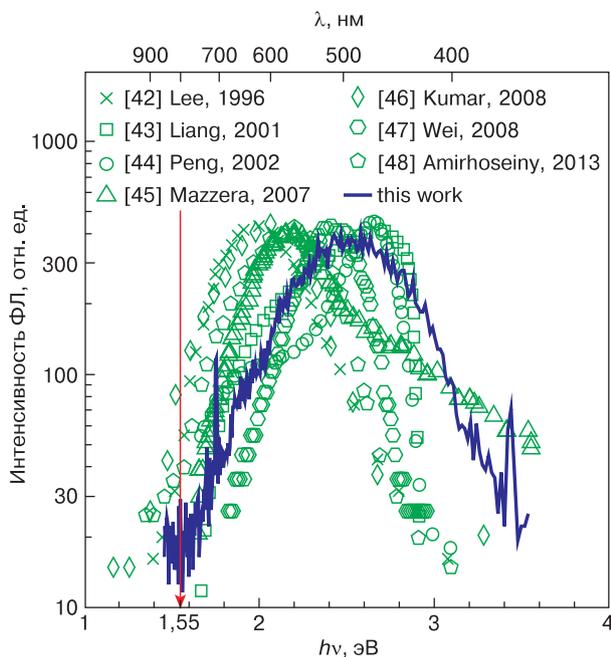


Рис. 7. Спектры ФЛ  $In_2O_3 : Er$  в сопоставлении с литературными данными ФЛ пленок  $In_2O_3$ , полученных различными методами [42—48]

Fig. 7.  $In_2O_3 : Er$  PL spectra compared against literary data on PL of  $In_2O_3$  films synthesized using different methods [42—48]

подтверждается по ФЛ и на наших структурах и объясняет полученный низкий барьер для инжекции дырок.

### Заключение

Выполнено ВЧ-магнетронное напыление пленок  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  на подложку кремния.

ВАХ через структуры  $(\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$  на подложках кремния как  $n$ -, так и  $p$ -типа проводимости имеют выпрямляющие характеристики и при малых смещениях могут быть описаны в рамках модели термоэмиссии основных носителей заряда через барьер с коррекцией приложенного напряжения  $V$  на потенциал, падающий в кремнии  $V_{\text{Si}}$ .

Установлен барьер для инжекции электронов из кремния  $n$ -типа проводимости в пленки  $(n\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$   $\Phi_{\text{ef}} = 0,14$  эВ и барьер для инжекции ды-

рок из кремния  $p$ -типа проводимости в пленки  $(p\text{-Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er})$   $\Phi_{\text{hf}} = 0,3$  эВ.

Зонная структура гетероперехода  $\text{Si}/\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  обладает небольшим разрывом зон проводимости  $\Delta E_{\text{C}} = 0,14$  эВ и большим разрывом зон валентности  $\Delta E_{\text{V}} = 1,64$  эВ. Но наличие в запрещенной зоне  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  канала проводимости для дырок  $E_{\text{ds}}$ , обусловленного простирающимся из валентной зоны в запрещенную зону хвостом плотности дефектных состояний  $D_{\text{ds}}$ , дает небольшой барьер для инжекции дырок  $\Phi_{\text{hf}} = E_{\text{ds}} - E_{\text{VSi}} = 0,3$  эВ. Энергетический интервал между электронами в зоне проводимости и дырками в канале проводимости в запрещенной зоне составляет  $E_{\text{C}} - E_{\text{ds}} = 1,56$  эВ.

Наличие плотности дефектных состояний  $D_{\text{ds}}$  в запрещенной зоне  $\text{In}_2\text{O}_3 : \text{Er}$  подтверждается данными ФЛ в соответствующем интервале энергий 1,55—3,0 эВ.

### Библиографический список / Reference

1. Sun C., Wade M., Lee Y., Orcutt J.S., Alloatti L., Georgas M.S., Waterman A.S., Shainline J.M., Avizienis R.R., Lin S., Moss B.R., Kumar R., Pavanello F., Atabaki A.H., Cook H.M., Ou A.J., Leu J.C., Chen Y.-H., Asanović K., Ram R.J., Popović M.A., Stojanović V.M. Single-chip microprocessor that communicates directly using light. *Nature*. 2015; 528: 534—538. <https://doi.org/10.1038/nature16454>
2. Atabaki A.H., Moazeni S., Pavanello F., Gevorgyan H., Notaros J., Alloatti L., Wade M.T., Sun Ch., Kruger S.A., Al Qubaisi H.M.K., Wang I., Zhang B., Khilo A., Baiocco Ch.V., Popović M.A., Stojanović V.M., Rajeev J. Ram integrating photonics with silicon nanoelectronics for the next generation of systems on a chip. *Nature*. 2018; 556: 349—354. <https://doi.org/10.1038/s41586-018-0028-z>
3. Cornet Ch., Léger Y., Robert C. Integrated lasers on silicon. Elsevier Ltd.; 2016. 178 p. <https://doi.org/10.1016/C2015-0-01237-0>
4. Di L., Kurczveil G., Huang X., Zhang C., Srinivasan S., Huang Z., Seyedi M.A., Norris K., Fiorentino M., Bowers J.E., Beausoleil R.G. Heterogeneous silicon light sources for datacom applications. *Optical Fiber Technology*. 2018; 44: 43—52. <https://doi.org/10.1016/j.yofte.2017.12.005>
5. Norman J.C., Jung D., Wan Y., Bowers J.E. Perspective: The future of quantum dot photonic integrated circuits. *APL Photonics*. 2018; 3: 030901. <https://doi.org/10.1063/1.5021345>
6. Jung D., Norman J., Wan Y., Liu S., Herrick R., Selvidge J., Mukherjee K., Gossard A.C., Bowers J.E. Recent advances in InAs quantum dot lasers grown on on-axis (001) silicon by molecular beam epitaxy. *Physica Status Solidi (A)*. 2019; 216(1): 1800602. <https://doi.org/10.1002/pssa.201800602>
7. Jung D., Herrick R., Norman J., Turnlund K., Jan C., Feng K., Gossard A.C., Bowers J.E. Impact of threading dislocation density on the lifetime of InAs quantum dot lasers on Si. *Applied Physics Letters*. 2018; 112(15): 153507. <https://doi.org/10.1063/1.5026147>
8. Mukherjee K., Selvidge J., Jung D., Norman J., Taylor A.A., Salmon M., Liu A.Y., Bowers J.E., Herrick R.W. Recombination-enhanced dislocation climb in InAs quantum dot lasers on silicon. *Journal of Applied Physics*. 2020; 128(2): 025703. <https://doi.org/10.1063/1.5143606>
9. Shang C., Hughes E., Wan Y., Dumont M., Koscić R., Selvidge J., Herrick R., Gossard A.C., Mukherjee K., Bowers J.E. High-temperature reliable quantum-dot lasers on Si with misfit and threading dislocation filters. *Optica*. 2021; 8(5): 749—754. <https://doi.org/10.1364/OPTICA.423360>
10. Carnall W.T., Fields P.R., Rajnak K. Electronic energy levels in the trivalent lanthanide aquo ions. I.  $\text{Pr}^{3+}$ ,  $\text{Nd}^{3+}$ ,  $\text{Pm}^{3+}$ ,  $\text{Sm}^{3+}$ ,  $\text{Dy}^{3+}$ ,  $\text{Ho}^{3+}$ ,  $\text{Er}^{3+}$ , and  $\text{Tm}^{3+}$ . *The Journal of Chemical Physics*. 1968; 49(10): 4424—4442. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1669893>
11. Gruber J.B., Henderson J.R., Muramoto M., Rajnak K., Conway J.G. Energy levels of single-crystal erbium oxide. *The Journal of Chemical Physics*. 1966; 45(2): 477—482. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1727592>
12. Ennen H., Schneider J., Pomrenke G., Axmann A. 1.54  $\mu\text{m}$  luminescence of erbium implanted III-V semiconductors and silicon. *Applied Physics Letters*. 1983; 43(10): 943—945. <http://dx.doi.org/10.1063/1.94190>
13. Polman A. Erbium implanted thin film photonic materials. *Journal of Applied Physics*. 1997; 82(1): 1—39. <https://doi.org/10.1063/1.366265>
14. Kenyon A.J. Topical review: Erbium in silicon. *Semiconductor Science and Technology*. 2005; 20(12): R65—R84. <https://doi.org/10.1088/0268-1242/20/12/R02>
15. Coffa S., Franzò G., Priolo F. Mechanism and performance of forward and reverse bias electroluminescence at 1.54  $\mu\text{m}$  from Er-doped Si diodes. *Journal of Applied Physics*. 1997; 81(6): 2784—2793. <https://doi.org/10.1063/1.363935>
16. Coffa S., Franzò G., Priolo F. High efficiency and fast modulation of Er-doped light emitting Si diodes. *Applied Physics Letters*. 1996; 69(14): 2077—2079. <https://doi.org/10.1063/1.116885>
17. Polman A., van den Hoven G.N., Custer J.S., Shin J.H., Serna R., Alkemade P.F.A. Erbium in crystal silicon: Optical activation, excitation, and concentration limits. *Journal of Applied Physics*. 1995; 77(3): 1256—1262. <https://doi.org/10.1063/1.358927>
18. Gusev O.B., Bresler M.S., Pak P.E., Yassievich I.N., Forcales M., Vinh N.Q., Gregorkiewicz T. Excitation cross section of erbium in semiconductor matrices under optical pumping. *Physical Review B*. 2001; 64(7): 075302. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.64.075302>
19. Priolo F., Franzò G., Coffa S., Carnera A. Excitation and nonradiative deexcitation processes of  $\text{Er}^{3+}$  in crystalline Si. *Physical Review B*. 1998; 57(8): 4443. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.57.4443>

20. Coffa S., Franz G., Priolo F., Polman A., Serna R. Temperature dependence and quenching processes of the intra-4f luminescence of Er in crystalline Si. *Physical Review B*. 1994; 49(23): 16313. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.49.16313>
21. Bradley J.D.B., Pollnau M. Erbium-doped integrated waveguide amplifiers and lasers. *Laser & Photonics Reviews*. 2011; 5(3): 368—403. <https://doi.org/10.1002/lpor.201000015>
22. Wang S., Eckau A., Neufeld E., Carius R., Buchal Ch. Hot electron impact excitation cross-section of Er<sup>3+</sup> and electroluminescence from erbium-implanted silicon metal-oxide-semiconductor tunnel diodes. *Applied Physics Letters*. 1997; 71(19): 2824—2826. <https://doi.org/10.1063/1.120147>
23. Krzyzanowska H., Ni K.S., Fu Y., Fauchet P.M. Electroluminescence from Er-doped SiO<sub>2</sub>/nc-Si multilayers under lateral carrier injection. *Materials Science and Engineering: B*. 2012; 177(17): 1547—1550. <https://doi.org/10.1016/j.mseb.2011.12.032>
24. Berencen Y., Illera S., Rebohle L., Ramirez J.M., Wutzler R., Cirera A., Hiller D., Rodriguez J.A., Skorupa W., Garrido B. Luminescence mechanism for Er<sup>3+</sup> ions in a silicon-rich nitride host under electrical pumping. *Journal of Physics D: Applied Physics*. 2016; 49(8): 085106. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/49/8/085106>
25. Zhu C., Lv C., Gao Z., Wang C., Li D., Ma X., Yang D. Multicolor and near-infrared electroluminescence from the light-emitting devices with rare-earth doped TiO<sub>2</sub> films. *Applied Physics Letters*. 2015; 107(13): 131103. <https://doi.org/10.1063/1.4932064>
26. Yang Y., Li Y., Xiang L., Ma X., Yang D. Low-voltage driven ~1.54 μm electroluminescence from erbium-doped ZnO/p<sup>+</sup>-Si heterostructured devices: Energy transfer from ZnO host to erbium ions. *Applied Physics Letters*. 2013; 102(18): 181111. <http://dx.doi.org/10.1063/1.4804626>
27. Yang Y., Jin L., Ma X., Yang D. Low-voltage driven visible and infrared electroluminescence from light-emitting device based on Er-doped TiO<sub>2</sub>/p<sup>+</sup>-Si heterostructure. *Applied Physics Letters*. 2012; 100(3): 031103. <http://dx.doi.org/10.1063/1.3678026>
28. Kim H.K., Li C.C., Nykolak G., Becker P.C. Photoluminescence and electrical properties of erbium-doped indium oxide films prepared by RF sputtering. *Journal of Applied Physics*. 1994; 76(12): 8209—8211. <https://doi.org/10.1063/1.357882>
29. Xiao Q., Zhu H., Tu D., Ma E., Chen X. Near-infrared-to-near-infrared downshifting and near-infrared-to-visible upconverting luminescence of Er<sup>3+</sup>-doped In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocrystals. *The Journal of Physical Chemistry C*. 2013; 117(20): 10834—10841. <http://dx.doi.org/10.1021/jp4030552>
30. Feklistov K.V., Lemzyakov A.G., Prosvirin I.P., Gismatulin A.A., Shklyayev A.A., Zhivodkov Y.A., Krivyakin G.K., Komonov A.I., Kozhukhov A.S., Spesivsev E.V., Gulyaev D.V., Abramkin D.S., Pugachev A.M., Esaev D.G., Sidorov G.Yu. Nanowired structure, optical properties and conduction band offset of RF magnetron-deposited n-Si/In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Er films. *Materials Research Express*. 2020; 7(12): 25903. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/abd06b>
31. Tahar R.B.H., Ban T., Ohya Y., Takahashi Y. Tin doped indium oxide thin films: Electrical properties. *Journal of Applied Physics*. 1998; 83(5): 2631—2645. <https://doi.org/10.1063/1.367025>
32. Hamberg I., Granqvist C.G. Evaporated Sn-doped In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films: Basic optical properties and applications to energy-efficient windows. *Journal of Applied Physics*. 1986; 60(11): R123—R159. <https://doi.org/10.1063/1.337534>
33. Hoffling B., Schleife A., Fuchs F., Rödl C., Bechstedt F. Band lineup between silicon and transparent conducting oxides. *Applied Physics Letters*. 2010; 97(3): 032116. <https://doi.org/10.1063/1.3464562>
34. Wang E.Y., Hsu L. Determination of electron affinity of In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> from its heterojunction photovoltaic properties. *Journal of the Electrochemical Society*. 1978; 125: 1328—1331. <https://doi.org/10.1149/1.2131672>
35. Zhang X., Zhang Q., Lu F. Energy band alignment of an In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>:Mo/Si heterostructure. *Semiconductor Science and Technology*. 2007; 22(8): 900—904. <https://doi.org/10.1088/0268-1242/22/8/013>
36. Weiher R.L. Electrical properties of single crystals of indium oxide. *Journal of Applied Physics*. 1962; 33(9): 2834—2839. <https://doi.org/10.1063/1.1702560>
37. Zhang D.H., Li C., Han S., Liu X.L., Tang T., Jin W., Zhou C.W. Electronic transport studies of single-crystalline In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanowires. *Applied Physics Letters*. 2003; 82(1): 112—114. <https://doi.org/10.1063/1.1534938>
38. Weiher R.L., Ley R.P. Optical properties of indium oxide. *Journal of Applied Physics*. 1966; 37(1): 299—302. <http://dx.doi.org/10.1063/1.1707830>
39. King P.D.C., Veal T.D., Fuchs F., Wang Ch.Y., Payne D.J., Bourlange A., Zhang H., Bell G.R., Cimalla V., Ambacher O., Egdel R.G., Bechstedt F., McConville C.F. Band gap, electronic structure, and surface electron accumulation of cubic and rhombohedral In<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. *Physical Review B*. 2009; 79(20): 205211. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.79.205211>
40. Kern W., Puotinen D.A. Cleaning solutions based on hydrogen peroxide for use in silicon semiconductor technology. *RCA Review*. 1970; 31: 187—206. URL: <https://www.americanradiohistory.com/ARCHIVE-RCA/RCA-Review/RCA-Review-1970-Jun.pdf>
41. Зи С. Физика полупроводниковых приборов. Пер. с англ. В 2-х кн. М.: Мир; 1984. Кн. 1. 456 с.
42. Sze C.M. Physics of semiconductor devices. In 2 books. John Wiley and Sons; 1981. Book 1. 456 p. (Russ. transl. Zi S. Fizika poluprovodnikovyx priborov. V 2 kn. Moscow: Mir; 1984 Kn. 456 p.)
43. Lee M.S., Choi W.C., Kim E.K., Kim C.K., Min S.K. Characterization of the oxidized indium thin films with thermal oxidation. *Thin Solid Films*. 1996; 279(1-2): 1—3. [https://doi.org/10.1016/0040-6090\(96\)08742-1](https://doi.org/10.1016/0040-6090(96)08742-1)
44. Liang C., Meng G., Lei Y., Phillipp F., Zhang L. Catalytic growth of semiconducting In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanofibers. *Advanced Materials*. 2001; 13(17): 1330—1333. [https://doi.org/10.1002/1521-4095\(200109\)13:17<1330::AID-ADMA1330>3.0.CO;2-6](https://doi.org/10.1002/1521-4095(200109)13:17<1330::AID-ADMA1330>3.0.CO;2-6)
45. Peng X., Meng G., Zhang J., Wang X., Wang Y., Wang C., Zhang L. Synthesis and photoluminescence of single-crystalline In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanowires. *Journal of Materials Chemistry*. 2002; (12): 1602—1605. <https://doi.org/10.1039/B111315A>
46. Mazzera M., Zha M., Calestani D., Zappettini A., Salviati G., Zanotti L. Low-temperature In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanowire luminescence properties as a function of oxidizing thermal treatments. *Nanotechnology*. 2007; 18(35): 355707. <http://dx.doi.org/10.1088/0957-4484/18/35/355707>
47. Kumar M., Singh V.N., Singh F., Lakshmi K.V., Mehta B.R., Singh J.P. On the origin of photoluminescence in indium oxide octahedron structures. *Applied Physics Letters*. 2008; 92(17): 171907. <https://doi.org/10.1063/1.2910501>
48. Wei Z.P., Guo D.L., Liu B., Chen R., Wong L.M., Yang W.F., Wang S.J., Sun H.D., Wu T. Ultraviolet light emission and excitonic fine structures in ultrathin single-crystalline indium oxide nanowires. *Applied Physics Letters*. 2010; 96(3): 031902. <https://doi.org/10.1063/1.3284654>
49. Amirhoseiny M., Hassan Z., Shashiong N. Synthesis of nanocrystalline In<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on different Si substrates at wet oxidation environment. *Optik*. 2013; 124(17): 2679—2681. <https://doi.org/10.1016/j.ijleo.2012.08.073>

## Информация об авторах / Information about the authors

**Феклистов Константин Викторович** — канд. физ.–мат. наук, младший научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; ООО «АИР», ул. Ученых, д. 9, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6598-9433>; e-mail: [kos@isp.nsc.ru](mailto:kos@isp.nsc.ru)

**Лемзяков Алексей Георгиевич** — научный сотрудник, Институт ядерной физики имени Г.И. Будкера Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 11, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5680-9819>; e-mail: [a.g.lemzyakov@inp.nsk.su](mailto:a.g.lemzyakov@inp.nsk.su)

**Шкляев Александр Андреевич** — доктор физ.–мат. наук, главный научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; Новосибирский государственный университет, ул. Пирогова, д. 2, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7271-3921>; e-mail: [alexsan@mail.ru](mailto:alexsan@mail.ru)

**Протасов Дмитрий Юрьевич** — канд. физ.–мат. наук, старший научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; Новосибирский государственный технический университет, просп. Карла Маркса, д. 20, Новосибирск, 630073, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7859-1590>; e-mail: [protasov@isp.nsc.ru](mailto:protasov@isp.nsc.ru)

**Дерябин Александр Сергеевич** — младший научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5868-1484>; e-mail: [das@isp.nsc.ru](mailto:das@isp.nsc.ru)

**Спесивцев Евгений Васильевич** — канд. техн. наук, старший научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7485-7566>; e-mail: [evs@isp.nsc.ru](mailto:evs@isp.nsc.ru)

**Гуляев Дмитрий Владимирович** — канд. физ.–мат. наук, старший научный сотрудник, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4269-0228>; e-mail: [gulyaev@isp.nsc.ru](mailto:gulyaev@isp.nsc.ru)

**Пугачев Алексей Маркович** — канд. физ.–мат. наук, старший научный сотрудник, Институт автоматизации и электрометрии Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Коптюга, д. 1, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; e-mail: [apg@iae.nsk.su](mailto:apg@iae.nsk.su)

**Есаев Дмитрий Георгиевич** — канд. физ.–мат. наук, заведующий лабораторией, Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, просп. Акад. Лаврентьева, д. 13, Новосибирск, 630090, Российская Федерация; e-mail: [esaev@isp.nsc.ru](mailto:esaev@isp.nsc.ru)

**Konstantin V. Feklistov** — Cand. Sci. (Phys.–Math.), Junior Researcher, Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; Academ Infrared LLC, 9 Uchenykh Str., Novosibirsk 630090, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-6598-9433>; e-mail: [kos@isp.nsc.ru](mailto:kos@isp.nsc.ru)

**Aleksey G. Lemzyakov** — Researcher, Budker Institute of Nuclear Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 11 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5680-9819>; e-mail: [a.g.lemzyakov@inp.nsk.su](mailto:a.g.lemzyakov@inp.nsk.su)

**Alexander A. Shklyayev** — Dr. Sci. (Phys.–Math.), Chief Researcher, Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; Novosibirsk State University, 1 Pirogova Str., Novosibirsk 630090, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7271-3921>; e-mail: [alexsan@mail.ru](mailto:alexsan@mail.ru)

**Dmitry Yu. Protasov** — Cand. Sci. (Phys.–Math.), Senior Researcher, Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; Novosibirsk State Technical University, 20 Karla Marksa Ave., Novosibirsk 630073, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7859-1590>; e-mail: [protasov@isp.nsc.ru](mailto:protasov@isp.nsc.ru)

**Alexander S. Deryabin** — Junior Researcher, Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-5868-1484>; e-mail: [das@isp.nsc.ru](mailto:das@isp.nsc.ru)

**Evgeny V. Spesivsev** — Cand. Sci. (Eng.), Senior Researcher, Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-7485-7566>; e-mail: [evs@isp.nsc.ru](mailto:evs@isp.nsc.ru)

**Dmitry V. Gulyaev** — Cand. Sci. (Phys.–Math.), Senior Researcher, Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-4269-0228>; e-mail: [gulyaev@isp.nsc.ru](mailto:gulyaev@isp.nsc.ru)

**Alexey M. Pugachev** — Cand. Sci. (Phys.–Math.), Senior Researcher, Institute of Automation and Electrometry, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 1 Acad. Koptuyug Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; e-mail: [apg@iae.nsk.su](mailto:apg@iae.nsk.su)

**Dmitriy G. Esaev** — Cand. Sci. (Phys.–Math.), Head of Laboratory, Rzhanov Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, 13 Acad. Lavrentieva Ave., Novosibirsk 630090, Russian Federation; e-mail: [esaev@isp.nsc.ru](mailto:esaev@isp.nsc.ru)

*Поступила в редакцию 30.05.2023; поступила после доработки 16.06.2023; принята к публикации 07.07.2023  
Received 30 May 2023; Revised 16 June 2023; Accepted 7 July 2023*