

## Электрический транспорт в пористых структурах Si-Ge/c-Si, сформированных электрохимическим осаждением германия в пористый кремний

Д. Л. Горошко<sup>1</sup>, И. М. Гаврилин<sup>2</sup>, А. А. Дронов<sup>2</sup>, О. А. Горошко<sup>1</sup>, Л. С. Волкова<sup>3</sup>,  
Н. Л. Гревцов<sup>4</sup>, Е. Б. Чубенко<sup>4</sup>, В. П. Бондаренко<sup>4</sup>

<sup>1</sup>Институт автоматики и процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук, г. Владивосток, Россия

<sup>2</sup>Национальный исследовательский университет «МИЭТ», г. Москва, Россия

<sup>3</sup>Институт нанотехнологий микроэлектроники Российской академии наук, г. Москва, Россия

<sup>4</sup>Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники, г. Минск, Беларусь

goroshko@iacp.dvo.ru

**Аннотация.** Пленочные структуры на основе твердых растворов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  ( $0 < x < 1$ ) в настоящее время получают методами химического осаждения из газовой фазы. Для приборного применения полученных структур необходимо знать электрофизические свойства материала, синтезированного при разных условиях. В работе проведены гальваномагнитные исследования электропроводности в пористых и сплошных пленках  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , а также концентрации и подвижности основных носителей заряда в них при температуре 30–300 К. Показано, что, как и в чистых кремнии и германии сравнимой пористости, электропроводность в исследованных образцах можно рассматривать как в среде с пустотами. Установлено, что тип основных носителей заряда в сплаве определяется типом использованной кремниевой подложки. Это практически важно для создания обоих плеч термоэлектрического преобразователя, что делает метод получения сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  перспективным для приборного применения, в частности в термоэлектрических преобразователях и литий-ионных аккумуляторах.

**Ключевые слова:** сплав Si-Ge, электропроводность, электрохимическое осаждение германия, пористый кремний, подвижность, концентрация носителей

**Финансирование работы:** работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 20-19-007206 <https://rscf.ru/project/20-19-00720>).

**Для цитирования:** Электрический транспорт в пористых структурах Si-Ge/c-Si, сформированных электрохимическим осаждением германия в пористый кремний / Д. Л. Горошко, И. М. Гаврилин, А. А. Дронов и др. // Изв. вузов. Электроника. 2023. Т. 28. № 6. С. 734–744. <https://doi.org/10.24151/1561-5405-2023-28-6-734-744>. –

EDN: YHKEJH

Original article

## Electrical transport in porous Si-Ge/c-Si structures formed by electrochemical deposition of germanium into porous silicon

D. L. Goroshko<sup>1</sup>, I. M. Gavrilin<sup>2</sup>, A. A. Dronov<sup>2</sup>, O. A. Goroshko<sup>1</sup>, L. S. Volkova<sup>3</sup>,  
N. L. Grevtsov<sup>4</sup>, E. B. Chubenko<sup>4</sup>, V. P. Bondarenko<sup>4</sup>

<sup>1</sup>*Institute of Automation and Control Processes, Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences, Vladivostok, Russia*

<sup>2</sup>*National Research University of Electronic Technology, Moscow, Russia*

<sup>3</sup>*Institute of Nanotechnologies of Microelectronics of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia*

<sup>4</sup>*Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics, Minsk, Belarus*

goroshko@iacp.dvo.ru

**Abstract.** Film structures based on the  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  ( $0 < x < 1$ ) solid solutions are currently obtained by chemical vapor deposition. For instrumental application of obtained structures it is necessary to know electrophysical properties of material synthetically produced under different circumstances. In this work, galvanomagnetic studies of electrical conductivity in porous and continuous  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  films, as well as of main charge carriers concentration and mobility, are performed. It was demonstrated that, as in pure silicon and germanium of comparable porosity, the electrical conductivity in the studied samples can be considered as in a medium with voids. It has been established that main charge carriers' type in the alloy is determined by type of the used silicon substrate. This is practically important for creating both arms of the thermoelectric converter, which makes the  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  ( $0 < x < 1$ ) alloy fabrication method promising for instrumental application, particularly in thermoelectric converters and lithium-ion batteries.

**Keywords:** Si-Ge alloy, electrical conductivity, germanium electrochemical deposition, porous silicon, mobility, carrier concentration, electrical conductivity

**Funding:** the work has been supported by the Russian Science Foundation (grant no. 20-19-00720).

**For citation:** Goroshko D. L., Gavrilin I. M., Dronov A. A., Goroshko O. A., Volkova L. S., Grevtsov N. L., Chubenko E. B., Bondarenko V. P. Electrical transport in porous Si-Ge/c-Si structures formed by electrochemical deposition of germanium into porous silicon. *Proc. Univ. Electronics*, 2023, vol. 28, no. 6, pp. 734–744. <https://doi.org/10.24151/1561-5405-2023-28-6-734-744>. – EDN: YHKEJH.

**Введение.** Кремний-германиевый сплав  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  ( $0 < x < 1$ ) является перспективным материалом для термоэлектрических преобразователей [1] и анодов литий-ионных аккумуляторов [2], что связано с уникальными электрохимическими свойствами такого

сплава по сравнению с чистыми материалами. Современные исследования направлены на улучшение свойств данных приборов, в том числе путем наноструктурирования – создания пористых и нанокристаллических пленок  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  [3, 4].

На сегодняшний день пленочные структуры на основе твердых растворов  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  в основном получают методами химического осаждения из газовой фазы, такими как плазмохимическое осаждение [5], осаждение при пониженном давлении [6], реактивное термохимическое осаждение [7]. Используют также магнетронное или электронно-лучевое испарение либо отдельных мишеней Si и Ge, либо готового сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  [8]. Однако сопутствующая перечисленным методам высокая стоимость кристаллического Ge и его газообразных прекурсоров, а также необходимость в сложном технологическом оборудовании препятствуют широкому практическому использованию пленочных структур на основе  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ .

В работах [9, 10] предложен новый подход к формированию сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , где в качестве прекурсора применяется диоксид германия. Этот метод включает в себя электрохимические процессы формирования пористого кремния с последующей термической обработкой. Такой подход позволяет формировать пленки  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  с контролируемым в широких пределах содержанием германия при относительно низких затратах, что является важным для практического применения. Отличительная особенность данного подхода – возможность получать как пористые, так и сплошные пленки сплава.

Очевидно, что для приборного применения полученных структур важно знать электрофизические свойства синтезированного при разных условиях материала. В настоящей работе проводятся гальваноманнитные исследования электропроводности в пористых и сплошных пленках сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , исследуются концентрация и подвижность основных носителей заряда в них при комнатной и пониженной температурах.

**Методы исследования.** Для формирования пористого кремния методом металл-стимулированного травления использовали пластины монокристаллического кремния (100) дырочного (КДБ-12, образцы Б5 и Б30) и электронного (КЭФ-20, образцы Ф5 и Ф30) типа проводимости с удельным сопротивлением 12 и 20 Ом·см соответственно. Процесс электрохимического осаждения германия в матрицу пористого кремния осуществляли в растворе, содержащем 0,05 М оксида германия (IV)  $\text{GeO}_2$ , 0,5 М сульфата калия  $\text{K}_2\text{SO}_4$  и 0,1 М янтарной кислоты. Сплав  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  синтезировали методом быстрого термического отжига в установке RTP System AS-One 100 (Франция). Отжиг проводили в потоке аргона (скорость потока 800 см<sup>3</sup>/мин) при температуре 1223 К в течение 5 с (образцы Б5 и Ф5) и 30 с (образцы Б30 и Ф30). Скорость нагрева составляла 10 К/с. Подробное описание условий формирования образцов дано в работе [7]. Морфологию образцов исследовали с помощью растровой электронной микроскопии (РЭМ) в двухлучевом сканирующем электронном микроскопе FEI Helios G4 CX (США). Линии Стокса комбинационного рассеяния света (КРС) изучали с использованием конфокального КРС спектрометра NTEGRA Spectra II (Россия). Возбуждение осуществляли

He-Ne-лазером с постоянной накачкой на длине волны 632,83 нм. Оптические спектры регистрировали с использованием фурье-спектрофотометра Bruker Vertex v80 (Германия).

Измерения электрофизических свойств образцов выполняли на установке Oxford Teslatron (Англия) в диапазоне температур 300–30 К и магнитных полей до 0,5 Тл. Измерения проводили при подключении образца по геометрии ван дер Пау при токе

0,1–1 мкА. Для этого из подложки со сформированным на ней слоем твердого раствора  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  вырезали квадрат со стороной 2,5–3 мм. Образец закрепляли на держателе клеем и подключали к контактным площадкам с помощью алюминиевой проволоки. Предварительно по углам образца осаждали контакты из алюминия или золота толщиной 200 нм, к которым проволоку приклеивали с помощью токопроводящего клея.

**Результаты и их обсуждение.** Характерная структура слоев сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ , отожженного в течение 5 с (образец Ф5) и 30 с (образец Ф30), представлена на рис. 1. Из рисунка видно, что увеличение продолжительности отжига приводит к получению более плотного слоя сплава. Во всех случаях пленка состоит из гранул с латеральным размером 0,2–0,5 мкм, а ее толщина составляет около 0,5 мкм. Структура пленок сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  образцов Б5 и Б30 выглядит аналогично структуре пленки образца Ф5, т. е. состоит из слоя крупных гранул с высокой пористостью. Толщина пористого слоя в них также не превышает 0,5–0,6 мкм. Причины отсутствия сплошного слоя на образце Б30 могут быть связаны с особенностями заполнения германием пористого кремния электропроводности *p*-типа. Обнаруженный эффект будет проанализирован в дальнейших исследованиях.

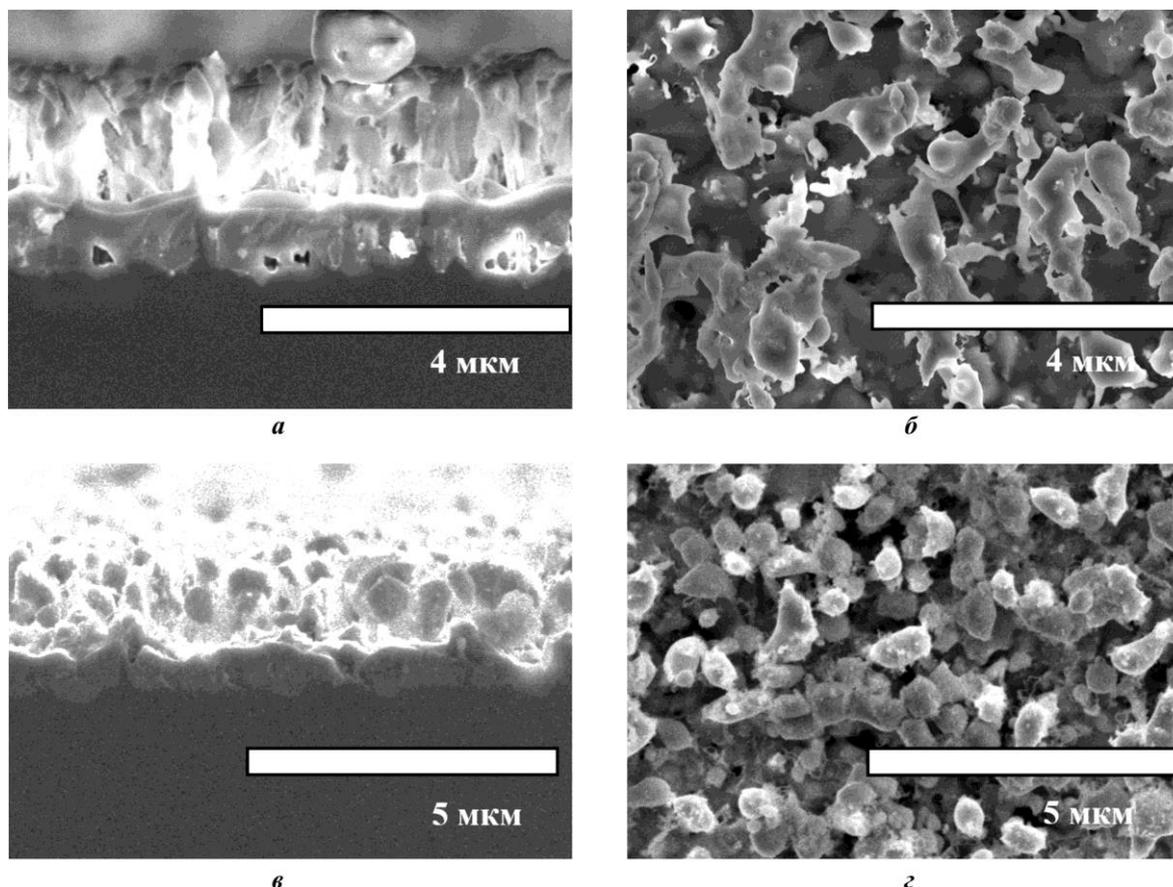


Рис. 1. РЭМ-изображения образцов Ф5 (а, б) и Ф30 (в, г): а, в – поперечное сечение; б, г – вид сверху  
 Fig. 1. SEM images of samples Ф5 (a, b) and Ф30 (c, d): a, c – cross section; b, d – top view

На рис. 2, а представлен типичный спектр КРС от поверхности образца Ф30. В области частот оптических фононов кремния и германия наблюдаются четыре характерных пика, соответствующих связям Ge–Ge ( $285\text{--}295\text{ см}^{-1}$ ), Ge–Si ( $402\text{--}408\text{ см}^{-1}$ )

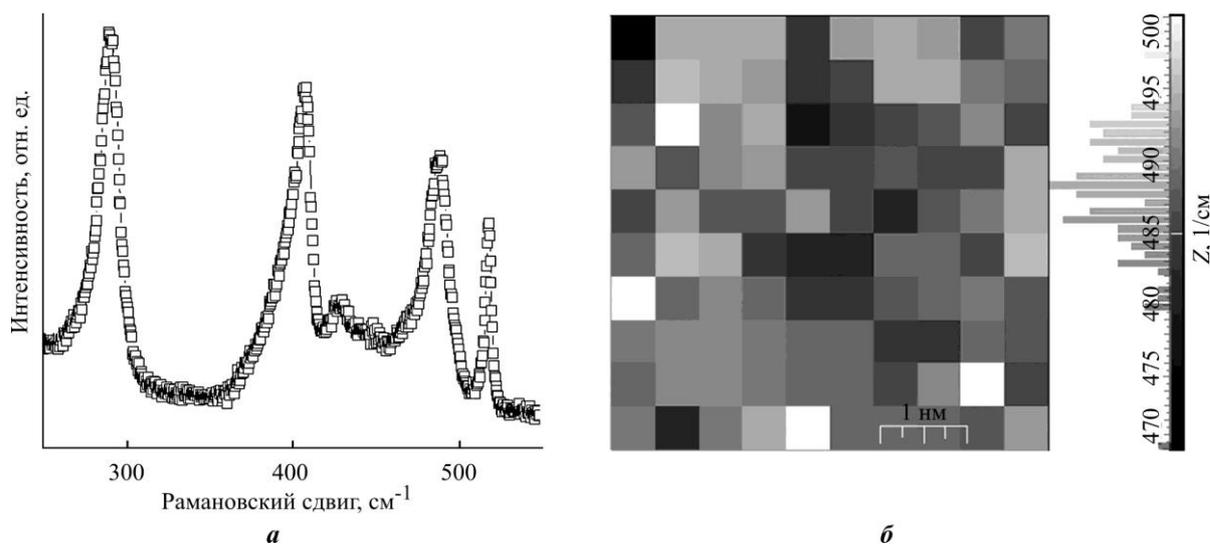


Рис. 2. Характерный спектр КРС от поверхности образца Ф30 (а) и карта поверхности образца Ф30 размером 5×5 мкм, полученная на основе спектров КРС (б) (черно-серым цветом обозначено положение максимума пика КРС оптических фононов для связей Si–Si в пленке сплава Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub>)

Fig. 2. Raman spectrum from surface of sample Ф30 (a) and surface map of sample Ф30 of 5×5 μm size obtained from Raman spectra (b) (the black-gray colour indicates the position of the maximum peak of the optical phonon for Si–Si bonds in the Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> alloy film)

<sup>1</sup>), Si–Si (470–500 см<sup>-1</sup>) в кремний-германиевом сплаве [11] и Si–Si в кремниевой подложке (~ 520 см<sup>-1</sup>). Дополнительно к этим пикам на всех образцах отмечается пик с положением ~ 428 см<sup>-1</sup>, соответствующий локальным колебаниям связей Si–Si в присутствии германия [12]. На рис. 2, б представлен результат картирования спектрального положения пика КРС из диапазона, соответствующего оптическим колебаниям связей Si–Si

в кремний-германиевом сплаве на различных областях поверхности образца. Видно, что состав сплава в разных местах неоднороден, поскольку положение данного пика варьируется в диапазоне 470–500 см<sup>-1</sup> с максимумом распределения при 487 см<sup>-1</sup>. По данным [12], в твердом растворе Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> эти положения соответствуют  $x = 0,7; 0,29; 0,47$ . Вероятной причиной неоднородности состава сплава по поверхности является разная степень заполнения пористого кремния германием перед отжигом, а также сложная динамика высокотемпературного отжига этой структуры.

Результаты гальваномагнитных измерений образцов, а также подложек, на которых они сформированы, в диапазоне температур 30–300 К приведены на рис. 3, где вместо удельного сопротивления и объемной концентрации носителей заряда представлены их слоевые величины. Это обусловлено двумя причинами. Во-первых, с точки зрения электропроводности толщина пористого слоя, определенная по РЭМ-изображениям, не является корректным значением для расчета удельных значений. Во-вторых, для части температурного диапазона графики представляют собой эффективные значения, в которые вносят свой вклад как пленка, так и подложка. Тем не менее для оценки, например, объемной концентрации или удельной электропроводности можно пользоваться реальной толщиной подложки или толщиной сплошного слоя пористого сплава. Видно, что с учетом толщины подложек, равной 470 мкм, при комнатной температуре их параметры хорошо совпадают с паспортными значениями кремниевых

пластин, из которых они вырезаны: концентрация  $1,5 \cdot 10^{15}$  и  $1,3 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ , подвижность 300 и  $1300 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  (рис. 3, а), удельное сопротивление 14 и  $37 \text{ Ом} \cdot \text{см}$  для подложек КДБ-12 и КЭФ-20 соответственно [13]. Тип основных носителей заряда, определенный по результатам измерений Холла, соответствует электронам для КЭФ-20 и дыркам для КДБ-12. Концентрация основных носителей в них практически не изменяется в диапазоне  $\sim 100\text{--}300 \text{ К}$  (область истощения примеси). При температуре менее  $100 \text{ К}$  наблюдается вымораживание примеси с энергией активации  $\sim 0,045 \text{ эВ}$ , что хорошо соответствует табличным данным для бора и фосфора [13].

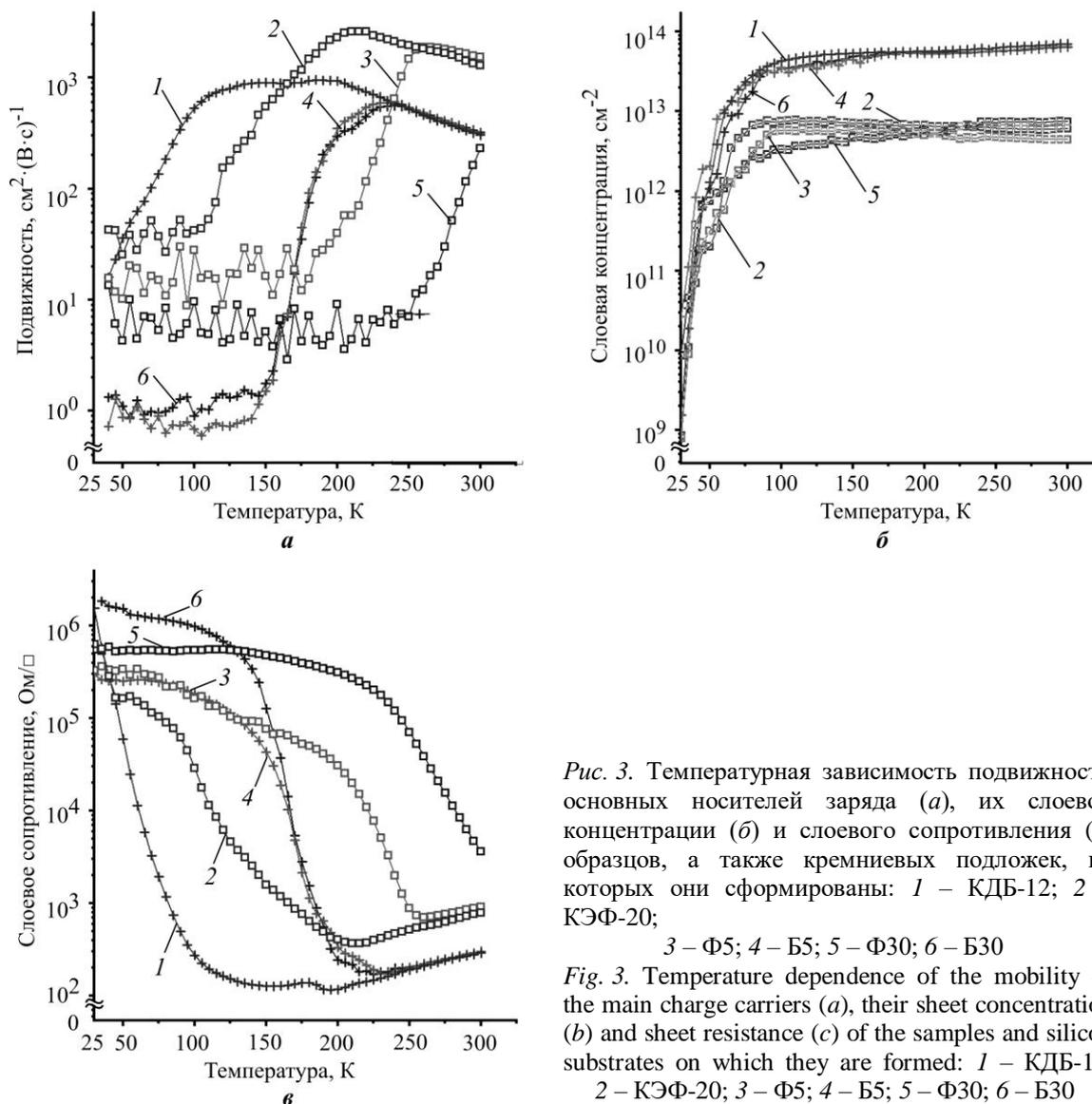


Рис. 3. Температурная зависимость подвижности основных носителей заряда (а), их слоевой концентрации (б) и слоевого сопротивления (в) образцов, а также кремниевых подложек, на которых они сформированы: 1 – КДБ-12; 2 – КЭФ-20;

3 – Ф5; 4 – Б5; 5 – Ф30; 6 – Б30

Fig. 3. Temperature dependence of the mobility of the main charge carriers (a), their sheet concentration (b) and sheet resistance (c) of the samples and silicon substrates on which they are formed: 1 – КДБ-12; 2 – КЭФ-20; 3 – Ф5; 4 – Б5; 5 – Ф30; 6 – Б30

Основная сложность изучения электрофизических свойств тонких пленок на проводящих подложках заключается в учете эффекта шунтирующего влияния подложки на свойства пленки. Обычно для этого применяют подложки с минимально возможной электропроводностью. В рассматриваемом случае это требование невыполнимо, поскольку на данном этапе исследований сплав  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  формировали в

слое пористого кремния, не отделенном от исходной монокристаллической подложки, характеризующейся относительно низким удельным сопротивлением.

Ослабить или даже полностью исключить эффект шунтирования возможно, если на интерфейсе пленка – подложка формируется запирающий переход. По данным оптических измерений, в области 0,9–1,4 эВ все исследованные образцы демонстрируют красное смещение края спектра пропускания относительно монокристаллической подложки. Это явление означает уменьшение ширины запрещенной зоны в пленке по сравнению с кремнием. Поскольку по данным КРС пленка состоит из сплава  $Si_{1-x}Ge_x$  со средним содержанием Ge 47 %, следует ожидать уменьшения ширины запрещенной зоны в ней до 1,0 эВ [14]. Сплошной слой на образце Ф30 формирует с подложкой непрерывный гетеробарьер в области металлургической границы, через который под соответствующей контактной площадкой при определенном направлении пропускания тока возникает обратно включенный выпрямляющий переход. В случае пористой пленки на стенках пор может формироваться высокая плотность локализованных внутри запрещенной зоны состояний, а формируемый при этом на поверхности обогащенный слой может быть проводником токов утечки. Если поры в пленке сплава сквозные и достигают кремниевой подложки, ток может стекать по стенкам пор в подложку, которая будет оказывать шунтирующий эффект. При понижении температуры эти состояния вымораживаются и образец переходит в состояние с обратно включенным гетеропереходом.

Эффект шунтирующего влияния подложки на результаты измерений хорошо иллюстрируется сравнением результатов электрических измерений подложек и образцов с пленками. Для образцов Б5, Б30 и Ф5 измеренные подвижность (см. рис. 3, а), слоевая концентрация (рис. 3, б) и слоевое сопротивление (рис. 3, в) при охлаждении образцов на дырочном и электронном кремнии до 250 и 200 К соответственно не отличаются от таковых для кремниевых подложек. Это означает полное шунтирование пленок подложкой. Разная температура «отключения» шунтирования связана с разной энергией активации поверхностных состояний в образцах, сформированных на электронном и дырочном кремнии. В свою очередь, образец Ф30 уже при комнатной температуре демонстрирует более высокое слоевое сопротивление и значительно меньшую подвижность, что указывает на отсутствие шунтирующего эффекта. Действительно, согласно РЭМ-изображениям (см. рис. 1, в) только образец Ф30 характеризуется сплошной пленкой сплава, а на образцах Б5, Б30 и Ф5 эта пленка отличается высокой степенью пористости (см. рис. 1, а). Для этих трех образцов при понижении температуры наблюдается рост слоевого сопротивления (см. рис. 3, в) и резкое падение подвижности (см. рис. 3, а). При этом по порядку значений эти величины в данных образцах приближаются к образцу Ф30. Таким образом, можно считать, что результаты измерений отражают процессы, происходящие непосредственно в пленках сплава  $Si_{1-x}Ge_x$  для образцов Б5, Б30 и Ф5 при температурах менее 175 и 225 К соответственно, а для образца Ф30 – во всем исследованном температурном диапазоне.

В температурном диапазоне отсутствия шунтирующего эффекта слоевое сопротивление пленок  $Si_{1-x}Ge_x$  возрастает при уменьшении температуры (рис. 3, в). Полученная из построения Аррениуса энергия активации проводимости составляет соответственно 340 и 380 мэВ для образцов Б5 и Б30 и 900 и 760 мэВ для образцов Ф5 и Ф30. Следует отметить, что по порядку величины эти значения сопоставимы с энергией активации проводимости пористого кремния [15], что свидетельствует об

одинаковых механизмах токопереноса в пористых материалах разного состава. Слоевое сопротивление для сплошной пористой пленки образца Ф30 при комнатной температуре в пять раз выше, чем слоевое сопротивление соответствующей подложки (см. рис. 3, в). Такой же эффект увеличения сопротивления двуслойной системы пористый кремний / кристаллический кремний наблюдался ранее [16] даже для существенно более низкоомных подложек с удельным сопротивлением 0,01 Ом·см. В работе [16] промоделирована электропроводность таких образцов, что позволило объяснить наблюдаемые эффекты проводимостью по среде с пустотами. При этом сделан вывод, что свойства пористой матрицы не меняются: в ней остается высокая концентрация носителей заряда, находившихся в монокристалле, из которого получен пористый материал. Результаты, полученные авторами настоящей статьи, подтверждают такое заключение. Об этом свидетельствует слабо отличающаяся от подложки слоевая концентрация носителей заряда в пленках сплава (рис. 3, б). Тип основных носителей заряда, определенный из знака напряжения Холла, для всех пленок сплава во всем исследованном диапазоне температур не отличается от типа проводимости подложек. С учетом изложенного этот эффект очевиден, поскольку бор и фосфор являются мелкой акцепторной и донорной примесью как для кремния, так и для германия [13].

Анализ подвижности основных носителей заряда, определенной из измерений Холла в области отсутствия шунтирования подложкой, показал более высокую подвижность в образцах Ф5 и Ф30, сформированных на *n*-кремнии (см. рис. 3, а). Таким образом, аналогично объемному кремнию и германию и их сплавов, в которых при сравнимых уровнях легирования подвижность электронов выше, чем дырок, данный эффект наблюдается и в пористом материале, что также указывает на сохранение свойств объемного материала в каркасе пористого кремний-германиевого сплава. В свою очередь, 50–100-кратное снижение подвижности в пленках объясняется дополнительным рассеянием носителей заряда на развитой поверхности пор, а также пространственной флуктуацией зон проводимости по причине вариации состава пленки. По порядку величины при температуре 30–200 К подвижность в электронных пленках составляет 6–30 см<sup>2</sup>/(В·с), а в дырочных – около 2 см<sup>2</sup>/(В·с) (см. рис. 3, а).

**Заключение.** Выполненные исследования электрофизических свойств пористых сплавов Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> со средним  $x = 0,47$ , сформированных на кремниевых подложках методом электрохимического осаждения германия в матрицу пористого кремния, показали, что в области отсутствия шунтирующего вклада от подложки качественное поведение температурных зависимостей подвижности, концентрации и сопротивления всех образцов не зависит от продолжительности термообработки и типа электропроводности подложки. По порядку величины измеренных электрофизических параметров полученный результат совпадает с известными литературными данными о низкотемпературных измерениях гальваномагнитных свойств пористых пленок чистого кремния и германия. Измерения показали, что шунтирующий вклад подложки пропадает при низких температурах и связан не с вымораживанием носителей заряда в подложке, а с выпрямляющими свойствами гетеробарьера на интерфейсе сплав Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> – монокристаллический кремний. При высоких температурах возникает ток утечки в подложку по стенкам пор сплава. В случае формирования сплошного пористого слоя такая утечка отсутствует и результаты измерений отражают процессы, происходящие непосредственно в пленке сплава.

Установлено, что, как и в чистых кремнии и германии сравнимой пористости, электропроводность в исследованных образцах можно рассматривать как в среде с пустотами. При этом практически важным результатом исследования формирования

пленок сплава на кремниевых подложках является то, что тип проводимости сплава определяется типом легирования подложки. Этот аспект важен при создании *n*- и *p*-плеч термоэлектрического преобразователя, что с учетом простоты и масштабируемости предлагаемого метода получения сплава  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  делает его перспективным для приборного применения.

### Литература

1. **Basu R., Singh A.** High temperature Si–Ge alloy towards thermoelectric applications: A comprehensive review // *Mater. Today Phys.* 2021. Vol. 21. Art. ID: 100468. <https://doi.org/10.1016/j.mtphys.2021.100468>
2. Unique structural design and strategies for germanium-based anode materials toward enhanced lithium storage / **D. Li, H. Wang, T. Zhou et al.** // *Adv. Energy Mater.* 2017. Vol. 7. Iss. 23. Art. No. 1700488. <https://doi.org/10.1002/aenm.201700488>
3. Review of experimental approaches for improving *zT* of thermoelectric materials / **Z. Ma, J. Wei, P. Song et al.** // *Mater. Sci. Semicond. Process.* 2021. Vol. 121. Art. ID: 105303. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2020.105303>
4. Structural strategies for germanium-based anode materials to enhance lithium storage / **J. Hao, Y. X. Wang, Q. J. Guo et al.** // *Part. Part. Syst. Character.* 2019. Vol. 36. Iss. 9. Art. ID: 1900248. <https://doi.org/10.1002/ppsc.201900248>
5. Boron-doped nanocrystalline silicon germanium thin films for uncooled infrared bolometer applications / **R. Xu, W. Li, J. He et al.** // *Infrared Phys. Technol.* 2013. Vol. 58. P. 32–35. <https://doi.org/10.1016/j.infrared.2013.01.005>
6. **Lu J., Guo R., Dai W., Huang B.** Enhanced in-plane thermoelectric figure of merit in *p*-type SiGe thin films by nanograin boundaries // *Nanoscale.* 2015. Vol. 7. Iss. 16. P. 7331–7339. <https://doi.org/10.1039/C5NR00181A>
7. In-situ phosphorous-doped SiGe layer on Si substrate by reactive thermal chemical vapor deposition at low temperature / **K. Tao, J. Wang, Y. Sun et al.** // *Mater. Sci. Semicond. Process.* 2015. Vol. 38. P. 137–141. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2015.04.024>
8. **Hamdoh A., Kaneko T., Isomura M.** Formation of crystalline silicon-germanium thin films on silicon substrates by solid phase crystallization // *Thin Solid Films.* 2018. Vol. 645. P. 203–208. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2017.10.002>
9. Raman spectra of silicon/germanium alloy thin films based on porous silicon / **E. B. Chubenko, N. L. Grevtsov, V. P. Bondarenko et al.** // *J. Appl. Spectrosc.* 2022. Vol. 89. Iss. 5. P. 829–834. <https://doi.org/10.1007/s10812-022-01432-3>
10. A new approach for producing of film structures based on  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  / **I. M. Gavrilin, N. L. Grevtsov, A. V. Pavlikov et al.** // *Mater. Lett.* 2022. Vol. 313. Art. ID: 131802. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.131802>
11. **Lannin J. S.** Vibrational and Raman-scattering properties of crystalline  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  alloys // *Phys. Rev. B.* 1977. Vol. 16. Iss. 4. P. 1510–1518. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.16.1510>
12. **Alonso M. I., Winer K.** Raman spectra of *c*- $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  alloys // *Phys. Rev. B.* 1989. Vol. 39. Iss. 14. P. 10056–10062. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.39.10056>
13. Handbook series on semiconductor parameters: in 2 vol. / eds **M. E. Levinshtein, S. Rumyantsev, M. Shur.** Vol. 1: Si, Ge, C (diamond), GaAs, GaP, GaSb, InAs, InP, InSb. Singapore: World Scientific, 1996. 232 p.
14. **Braunstein R., Moore A. R., Herman F.** Intrinsic optical absorption in germanium-silicon alloys // *Phys. Rev.* 1958. Vol. 109. Iss. 3. P. 695–709. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.109.695>
15. Carrier transport in porous-Si/Ni/c-Si nanostructures / **A. K. Fedotov, S. L. Prischepa, I. A. Svito et al.** // *Journal of Alloys and Compounds.* 2016. Vol. 657. P. 21–26. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.105>
16. **Зимин С. П.** Эффект Холла в низкоомном пористом кремнии // *Письма в ЖТФ.* 1994. Т. 20. № 7. С. 55–59.

Статья поступила в редакцию 01.08.2023 г.; одобрена после рецензирования 10.08.2023 г.; принята к публикации 24.10.2023 г.

### Информация об авторах

**Горошко Дмитрий Львович** – доктор физико-математических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории оптики и электрофизики Института автоматизации и

процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук (Россия, 690041, г. Владивосток, ул. Радио, 5), goroshko@iacp.dvo.ru

**Гаврилин Илья Михайлович** – кандидат химических наук, доцент, старший научный сотрудник Института перспективных материалов и технологий Национального исследовательского университета «МИЭТ» (Россия, 124498, г. Москва, г. Зеленоград, пл. Шокина, 1), gavrilin.ilya@gmail.com

**Дронов Алексей Алексеевич** – кандидат технических наук, доцент, старший научный сотрудник, заместитель директора по научной работе Института перспективных материалов и технологий Национального исследовательского университета «МИЭТ» (Россия, 124498, г. Москва, г. Зеленоград, пл. Шокина, 1), noiz@mail.ru

**Горошко Ольга Александровна** – кандидат физико-математических наук, старший инженер лаборатории оптики и электрофизики Института автоматизации и процессов управления Дальневосточного отделения Российской академии наук (Россия, 690041, г. Владивосток, ул. Радио, 5), olgagoroshko@dvo.ru

**Волкова Лидия Сергеевна** – младший научный сотрудник отдела структурного анализа и метрологии Института нанотехнологий микроэлектроники Российской академии наук (Россия, 119991, г. Москва, Ленинский пр-т, 32А), lidia.volkova.96@mail.ru

**Гревцов Никита Леонидович** – аспирант кафедры микро- и наноэлектроники, младший научный сотрудник лаборатории материалов и структур наноэлектроники Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники (Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Петруся Бровки, 6), hrautsou@gmail.com

**Чубенко Евгений Борисович** – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник лаборатории материалов и структур наноэлектроники Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники (Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Петруся Бровки, 6), eugene.chubenko@gmail.com

**Бондаренко Виталий Парфирович** – кандидат технических наук, заведующий лабораторией материалов и структур наноэлектроники Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники (Беларусь, 220013, г. Минск, ул. Петруся Бровки, 6), vitaly51@mail.ru

### References

1. Basu R., Singh A. High temperature Si–Ge alloy towards thermoelectric applications: A comprehensive review. *Mater. Today Phys.*, 2021, vol. 21, art. ID: 100468. <https://doi.org/10.1016/j.mtphys.2021.100468>
2. Li D., Wang H., Zhou T., Zhang W., Liu H. K., Guo Z. Unique structural design and strategies for germanium-based anode materials toward enhanced lithium storage. *Adv. Energy Mater.*, 2017, vol. 7, iss. 23, art. no. 1700488. <https://doi.org/10.1002/aenm.201700488>
3. Ma Z., Wei J., Song P., Zhang M., Yang L., Ma J., Liu W. et al. Review of experimental approaches for improving zT of thermoelectric materials. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, 2021, vol. 121, art. ID: 105303. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2020.105303>
4. Hao J., Wang Y. X., Guo Q. J., Zhao J. P., Li Y. Structural strategies for germanium-based anode materials to enhance lithium storage. *Part. Part. Syst. Charact.*, 2019, vol. 36, iss. 9, art. ID: 1900248. <https://doi.org/10.1002/ppsc.201900248>
5. Xu R., Li W., He J., Sun Y., Jiang Y.-D. Boron-doped nanocrystalline silicon germanium thin films for uncooled infrared bolometer applications. *Infrared Phys. Technol.*, 2013, vol. 58, pp. 32–35. <https://doi.org/10.1016/j.infrared.2013.01.005>
6. Lu J., Guo R., Dai W., Huang B. Enhanced in-plane thermoelectric figure of merit in p-type SiGe thin films by nanograin boundaries. *Nanoscale*, 2015, vol. 7, iss. 16, pp. 7331–7339. <https://doi.org/10.1039/C5NR00181A>

7. Tao K., Wang J., Sun Y., Jia R., Jin Z. In-situ phosphorous-doped SiGe layer on Si substrate by reactive thermal chemical vapor deposition at low temperature. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, 2015, vol. 38, pp. 137–141. <https://doi.org/10.1016/j.mssp.2015.04.024>
8. Hamdoh A., Kaneko T., Isomura M. Formation of crystalline silicon-germanium thin films on silicon substrates by solid phase crystallization. *Thin Solid Films*, 2018, vol. 645, pp. 203–208. <https://doi.org/10.1016/j.tsf.2017.10.002>
9. Chubenko E. B., Grevtsov N. L., Bondarenko V. P., Gavrilin I. M., Pavlikov A. V., Dronov A. A., Volkova L. S., Gavrilov S. A. Raman spectra of silicon/germanium alloy thin films based on porous silicon. *J. Appl. Spectrosc.*, 2022, vol. 89, iss. 5, pp. 829–834. <https://doi.org/10.1007/s10812-022-01432-3>
10. Gavrilin I. M., Grevtsov N. L., Pavlikov A. V., Dronov A. A., Chubenko E. B., Bondarenko V. P., Gavrilov S. A. A new approach for producing of film structures based on  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ . *Mater. Lett.*, 2022, vol. 313, art. ID: 131802. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2022.131802>
11. Lannin J. S. Vibrational and Raman-scattering properties of crystalline  $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$  alloys. *Phys. Rev. B*, 1977, vol. 16, iss. 4, pp. 1510–1518. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.16.1510>
12. Alonso M. I., Winer K. Raman spectra of  $c\text{-Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  alloys. *Phys. Rev. B*, 1989, vol. 39, iss. 14, pp. 10056–10062. <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.39.10056>
13. Levinshtein M. E., Rumyantsev S., Shur M., eds. *Handbook series on semiconductor parameters*, in 2 vol. Vol. 1. *Si, Ge, C (diamond), GaAs, GaP, GaSb, InAs, InP, InSb*. Singapore, World Scientific, 1996. 232 p.
14. Braunstein R., Moore A. R., Herman F. Intrinsic optical absorption in germanium-silicon alloys. *Phys. Rev.*, 1958, vol. 109, iss. 3, pp. 695–709. <https://doi.org/10.1103/PhysRev.109.695>
15. Fedotov A. K., Prischeva S. L., Svito I. A., Redko S. V., Saad A., Mazanik A. V., Dolgiy A. L., Fedotova V. V. et al. Carrier transport in porous-Si/Ni/c-Si nanostructures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, vol. 657, pp. 21–26. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.10.105>
16. Zimin S. P. Hall effect in low-resistance porous silicon. *Pis'ma v ZhTF = Tech. Phys. Lett.*, 1994, vol. 20, iss. 7, pp. 55–59. (In Russian).

The article was submitted 01.08.2023; approved after reviewing 10.08.2023;  
accepted for publication 24.10.2023.

#### Information about the authors

**Dmitriy L. Goroshko** – Dr. Sci. (Phys.-Math.), Leading Researcher of the Laboratory of Optics and Electrophysics, Institute of Automation and Control Processes, Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (Russia, 690041, Vladivostok, Radio st., 5) [goroshko@iacp.dvo.ru](mailto:goroshko@iacp.dvo.ru)

**Ilya M. Gavrilin** – Cand. Sci. (Chem.), Assoc. Prof., Senior Scientific Researcher of the Institute of Advanced Materials and Technologies, National Research University of Electronic Technology (Russia, 124498, Moscow, Zelenograd, Shokin sq., 1), [gavrilin.ilya@gmail.com](mailto:gavrilin.ilya@gmail.com)

**Aleksey A. Dronov** – Cand. Sci. (Eng.), Assoc. Prof., Senior Scientific Researcher, Deputy Director for Scientific Work of the Institute of Advanced Materials and Technologies, National Research University of Electronic Technology (Russia, 124498, Moscow, Zelenograd, Shokin sq., 1), [noiz@mail.ru](mailto:noiz@mail.ru)

**Olga A. Goroshko** – Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Engineer of the Laboratory of Optics and Electrophysics, Institute of Automation and Control Processes, Far Eastern Branch of the Russian Academy of Sciences (Russia, 690041, Vladivostok, Radio st., 5), [olagoroshko@dvo.ru](mailto:olagoroshko@dvo.ru)

**Lidiya S. Volkova** – Junior Scientific Researcher of the Structural Analysis and Metrology Department, Institute of Nanotechnologies of Microelectronics of the Russian Academy of Sciences (Russia, 119991, Moscow, Leninsky ave., 32A), [lidiya.volkova.96@mail.ru](mailto:lidiya.volkova.96@mail.ru)

**Nikita L. Grevtsov** – PhD student of the Micro- and Nanoelectronics Department, Junior Scientific Researcher of the Laboratory of Materials and Structures of Nanoelectronics,

Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (Belarus, 220013, Minsk, Petrus Brovka st., 6), hrautsou@gmail.com

**Eugene B. Chubenko** – Cand. Sci. (Eng.), Leading Researcher of the Laboratory of Materials and Structures of Nanoelectronics, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (Belarus, 220013, Minsk, Petrus Brovka st., 6), eugene.chubenko@gmail.com

**Vitaly P. Bondarenko** – Cand. Sci. (Eng.), Head of the Laboratory of Materials and Structures of Nanoelectronics, Belarusian State University of Informatics and Radioelectronics (Belarus, 220013, Minsk, Petrus Brovka st., 6), vitaly51@mail.ru