

Туннельные диоды на базе эпитаксиальных структур $n^+-\text{Ge}/p^+-\text{Si}(001)$, выращенных методом горячей проволоки

© В.Г. Шенгуров, Д.О. Филатов, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, Н.А. Алябина, А.В. Зайцев

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского,
603950 Нижний Новгород, Россия

E-mail: shengurov@phys.unn.ru

Поступила в Редакцию 24 апреля 2019 г.

В окончательной редакции 29 апреля 2019 г.

Принята к публикации 29 апреля 2019 г.

Методом разложения GeH_4 на горячей проволоке при низкой температуре подложки ($\sim 325^\circ\text{C}$) получены эпитаксиальные структуры $n^+-\text{Ge}/p^+-\text{Si}(001)$, на основе которых сформированы лабораторные макеты туннельных диодов, допускающих монолитную интеграцию в интегральные схемы на основе Si. Легирование слоев $n^+-\text{Ge}$ донорной примесью (P) до концентраций $> 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ осуществлялось с применением термического разложения GaP. На вольт-амперных характеристиках туннельных диодов наблюдались выраженные участки отрицательного дифференциального сопротивления.

Ключевые слова: туннельный диод, структуры Ge/Si, метод горячей проволоки.

DOI: 10.21883/FTP.2019.09.48136.19

1. Введение

Туннельные диоды (ТД) широко используются в электронике сверхвысоких частот в составе генераторов и усилителей. Усилительные ТД чаще всего изготавливаются на основе Ge; по шумовым характеристикам, а также по стабильности и надежности они превосходят аналоги на основе GaAs [1]. Первые ТД на базе Ge изготавливались с использованием сплавной технологии, концентрация доноров и акцепторов в Ge n - и p -типа проводимости составляла $\sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ [2]. В [3] сообщается об изготовлении ТД с использованием сплавной технологии на подложках Si(111) с концентрацией бора $N_B \approx 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$, а для контактов n^+ -типа использовалось легирование Ge мышьяком (As). Однако вплоть до настоящего времени отсутствовали Ge-ТД, которые могли бы быть монолитно интегрированы в стандартную кремниевую технологию. В то же время новые концепции развития запоминающих устройств и многоуровневых логических схем для сверхбольших интегральных схем нуждаются в ТД.

Эпитаксиальная технология позволяет контролируемо и надежно реализовать структуры с сильнолегированными слоями и атомарно резкими концентрационными переходами [4]. В настоящей работе для выращивания эпитаксиальных слоев (ЭС) $n^+-\text{Ge}$ с высокой концентрацией донорной примеси (P) $N_P \approx 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ был применен низкотемпературный (температура подложки в процессе осаждения Ge $T_g \approx 325^\circ\text{C}$) метод горячей проволоки [5]. Ранее данным методом были выращены монокристаллические ЭС Ge/Si(001) толщиной $\sim 1 \text{ мкм}$ с рекордно низкой плотностью прорастающих дислокаций ($\sim 10^5 \text{ см}^{-3}$) [6], на базе ЭС $p-\text{Ge}/n^+-\text{Si}(001)$ были получены лабораторные макеты фотодиодов для коммуникативного диапазона длин волн 1.3–1.55 мкм [7]. В настоящей работе для выращивания сильнолегирован-

ных ЭС $n^+-\text{Ge}$: P был применен метод получения молекулярных пучков P_2 путем селективного испарения P при термическом разложении GaP, который ранее был использован для легирования ЭС Si при выращивании методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [8]. Выбор GaP в качестве источника P был обусловлен удачным сочетанием свойств этого соединения. Оно устойчиво на воздухе, его разложение, сопровождающееся преимущественным испарением P, начинается при достаточно высоких температурах ($\sim 700^\circ\text{C}$) [9]. При этом в области температур 700–750°C с поверхности GaP сублимируются преимущественно молекулы P_2 . В настоящей работе с использованием данного метода легирования были выращены структуры $n^+-\text{Ge}/p^+-\text{Si}(001)$, на основе которых были изготовлены лабораторные макеты ТД, характеризующиеся отрицательным дифференциальным сопротивлением (ОДС) при 300 К.

2. Методика эксперимента

Слои Ge выращивались на подложках $p^+-\text{Si}(001)$ марки КДБ-0.001 в сверхвысоком вакууме при помощи оригинальной установки МЛЭ [10]. Также для холловских измерений были выращены ЭС $n^+-\text{Ge}$ на высокоомных подложках Si(001) марки КД-4000. Базовое давление остаточных газов в ростовой камере МЛЭ составляло $\sim 5 \cdot 10^{-9}$ Торр. В качестве финишной операции подготовки поверхности подложки для эпитаксиального наращивания использовали отжиг в камере роста при температуре $\sim 900^\circ\text{C}$ в течение 10 мин. Такой отжиг в случае использования сильнолегированных подложек Si : В приводит к накоплению акцепторной примеси вблизи поверхности [11], что способствует формированию резких туннельных переходов на границе ЭС–подложка.

После отжига температуру подложки снижали до $\sim 325^\circ\text{C}$, в ростовую камеру напускали моногерман (GeH_4) до давления $(2-8) \cdot 10^{-4}$ Торр, который разлагался пиролизически на поверхности полоски Та, нагреваемой до $1300-1500^\circ\text{C}$ пропусканием через нее постоянного электрического тока. В результате, на поверхность растущего ЭС поступал однородный поток атомов Ge. Более детально методика роста ЭС Ge/Si(001), а также результаты исследований структурных, оптических и электрофизических свойств ЭС Ge, полученных данным методом, приведены в [5,7].

Легирование ЭС Ge в процессе роста осуществлялось из эффузионной ячейки с тиглем из BN с загруженным GaP и нагреваемым до $700-750^\circ\text{C}$. Образование потока молекул P_2 происходило благодаря преимущественной сублимации P с поверхности GaP. Соиспарение Ga предотвращалось при помощи специального экрана, закрывающего тигель, на котором осаждались атомы Ga с образованием GaP [12].

Структурное совершенство ЭС $n^+\text{-Ge} : \text{P}/\text{Si}(001)$ устанавливалось по данным двухкristальной рентгеновской дифрактометрии при помощи дифрактометра Bruker Discoverer D8. Плотность прорастающих дислокаций в ЭС Ge определялась методом подсчета ямок травления с использованием оптического микроскопа Leica DM 4000M. Электрофизические параметры ЭС $n^+\text{-Ge}$, выращенных на высокоомных подложках Si(001) — концентрация электронов n и подвижность μ — определялись методом Ван-дер-Пау при 300 К при помощи установки для холловских измерений Nanometrics HL5500PC.

На базе структур $n^+\text{-Ge}/p^+\text{-Si}(001)$ стандартным методом фотолитографии с химическим жидкостным травлением были изготовлены лабораторные макеты меза-ТД. Омические контакты формировались последовательным термическим вакуумным осаждением пленок Ti, Pt и Au толщиной ~ 200 нм с последующим отжигом. Пассивация боковой поверхности меза-структур не проводилась. Измерение вольт-амперных характеристик (ВАХ) лабораторных образцов ТД осуществлялось при помощи характериографа TR-4805 при 300 К, вольт-фарадных характеристик — при помощи RLC-измерителя E7-12 на частоте 1 МГц.

3. Результаты эксперимента и их обсуждение

Как следует из результатов рентгенодифракционных исследований (рис. 1), ЭС $n^+\text{-Ge} : \text{P}/p^+\text{-Si}(001)$ были монокристаллическими. Значения ширины кривой качания вблизи рефлекса Ge(004) на уровне 1/2 максимума интенсивности были схожими с полученными ранее для нелегированных ЭС (3–5') [7]. Плотность прорастающих дислокаций в слоях $n^+\text{-Ge} : \text{P}$, отождествленная с плотностью ямок травления, также была сравнима с их плотностью в нелегированных слоях Ge/Si(001), полученных ранее методом горячей проволоки: $\sim 1 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$ [5,7].

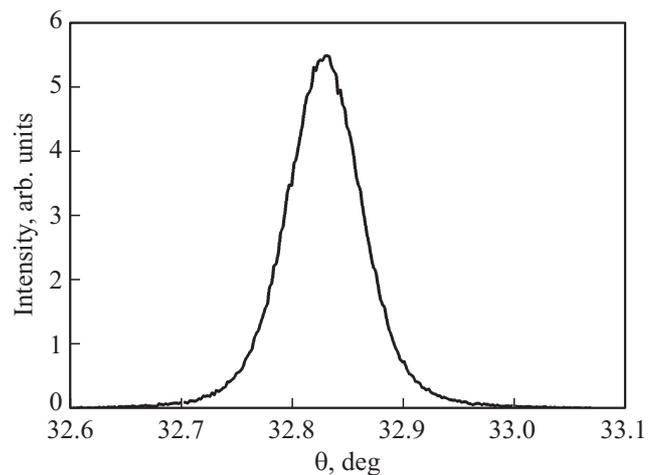


Рис. 1. Кривая качания ЭС $n^+\text{-Ge} : \text{P}/p^+\text{-Si}(001)$ вблизи рефлекса Ge(004).

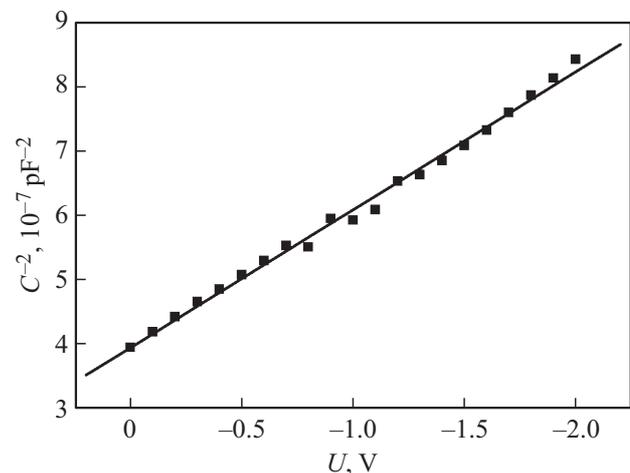


Рис. 2. Вольт-фарадная характеристика ТД на базе структуры $n^+\text{-Ge}/p^+\text{-Si}(001)$ (диаметр мезы 500 мкм).

Концентрация электронов (n) в слоях $n^+\text{-Ge}$, определенная по результатам холловских измерений, выполненных на ЭС $n^+\text{-Ge} : \text{P}$, выращенных на высокоомных подложках $p^+\text{-Si}(001)$, составляла $1.6 \cdot 10^{19} - 1.9 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ в зависимости от температуры эффузионной ячейки. Следует отметить, что максимальные значения n в ЭС $n^+\text{-Ge}/\text{Si}(001)$, полученные в настоящей работе, на порядок величины превышают значения, полученные в ЭС Ge : Sb при осаждении методом МЛЭ [13]. Отметим также, что послеростовой отжиг при температурах $600-700^\circ\text{C}$, проведенный для некоторых образцов, лишь незначительно увеличивал значения n в ЭС Ge : P (например, с $2.9 \cdot 10^{19}$ до $4.4 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$), что свидетельствует о практически полной электрической активации примеси P в выращенных ЭС Ge : P. Подвижность электронов μ в ЭС $n^+\text{-Ge} : \text{P}/\text{Si}(001)$ при указанных выше значениях n составляла $\sim 200 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$, что сравнимо со значениями, полученными в [14].

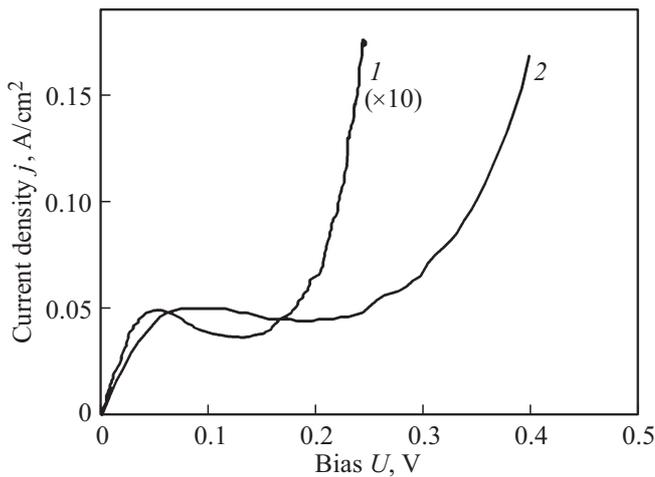


Рис. 3. ВАХ туннельных диодов $n^+ \text{-Ge}/p^+ \text{-Si}(001)$ при 300 К. Размеры мез: 1 — 100×100 мкм, 2 — диаметр 500 мкм.

На рис. 2 приведена вольт-фарадная характеристика ТД, сформированного на базе структуры $n^+ \text{-Ge} : \text{P}/p^+ \text{-Si}(001)$, из которой были определены значения концентрации ионизованных доноров P^+ в слое $n^+ \text{-Ge} : \text{P}$, $N_{\text{P}} \approx 2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$, и контактной разности потенциалов на анизотипном гетеропереходе $n^+ \text{-Ge}/p^+ \text{-Si}(001)$, $\phi_k \approx 1.85 \text{ В}$. Данное значение ϕ_k согласуется с расчетным ($\sim 1.8 \text{ В}$). Ранее исследования структур $n^+ \text{-Ge} : \text{P}/\text{Si}(001)$, выращенных в схожих условиях, методом масс-спектропии вторичных ионов (ВИМС) [15] показали, что распределение концентрации P по глубине ЭС $n^+ \text{-Ge} : \text{P}$ является однородным, а гетеропереходы $n^+ \text{-Ge}/p^+ \text{-Si}(001)$ являются резкими — изменение N_{P} в Si вблизи гетерограницы составляло порядок на $\sim 2 \text{ нм}$. Данные о распределении Ge и P в ЭС $n^+ \text{-Ge}/\text{Si}(001)$, полученные методом ВИМС, свидетельствуют об отсутствии сегрегации P . Этому способствует, вероятно, непрерывное покрытие поверхности растущего ЭС Ge атомами водорода, которые образуются при пиролизе GeH_4 , при этом адсорбированный на поверхности роста водород выступает в роли сурфактанта [16]. Результаты ВИМС [15] подтверждаются тем, что ВФХ в координатах $C^2(U)$ для ТД (рис. 2) хорошо аппроксимируется линейной функцией.

На рис. 3 приведены ВАХ $n^+ \text{-Ge}/p^+ \text{-Si}(001)$ ТД с различными размерами мез, на которых наблюдаются выраженные участки ОДС. Увеличение плотности тока через ТД, а также уменьшение глубины ОДС с увеличением площади мез указывает на значительный вклад токов утечки по поверхности мез в общий ток через ТД и свидетельствует о необходимости пассивации боковой поверхности мез.

4. Заключение

В настоящей работе впервые низкотемпературным методом горячей проволоки выращены эпитаксиальные

структуры $n^+ \text{-Ge}/p^+ \text{-Si}(001)$ с туннельными $p^+ \text{-}n^+$ -переходами. Для получения сильнолегированных слоев $n^+ \text{-Ge} : \text{P}$ с высокими концентрациями электронов ($> 10^{19} \text{ см}^{-3}$), использовался метод получения потока молекул P_2 путем селективного термического разложения GaP . Полученные слои $n^+ \text{-Ge} : \text{P}$ характеризуются однородным распределением P по толщине и резкими концентрационными переходами на границе с подложкой $p^+ \text{-Si}$, что связано с отсутствием сегрегации P при росте слоев $\text{Ge}/\text{Si}(001)$ в методе горячей проволоки, что в свою очередь может быть объяснено наличием на ростовой поверхности адсорбированного атомарного водорода, образующегося при разложении GeH_4 на горячей проволоке, который выступает в роли сурфактанта и подавляет сегрегацию P . Проказана возможность изготовления на базе эпитаксиальных структур $n^+ \text{-Ge} : \text{P}/p^+ \text{-Si}(001)$, выращенных методом горячей проволоки, туннельных диодов, допускающих монолитную интеграцию в интегральные схемы на базе Si .

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ (государственный контракт № 16.7443.2017/БЧ) и при поддержке Российского научного фонда, проект № 18-72-10061 (исследования электрофизических параметров сильнолегированных слоев $n^+ \text{-Ge} : \text{P}$).

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] М.С. Гусятинер, А.И. Горбачев. *Полупроводниковые сверхвысокочастотные диоды* (М., Радио и связь, 1983).
- [2] P. Geicksman, R.M. Minton. *Solid-State Electron.*, **8**, 517 (1965).
- [3] V.M. Franks, K.F. Hulme, J.R. Morgan. *Solid-State Electron.*, **8**, 343 (1965).
- [4] E. Kasper, J.C. Bean. *Silicon Molecular Beam Epitaxy* (Wilheim, CRC Press, 1988).
- [5] C. Mukherjee, H. Seitz, B. Schroeder. *Appl. Phys. Lett.*, **78**, 3457 (2001).
- [6] S.A. Matveev, S.A. Denisov, D.V. Guseinov, V.N. Trushin, A.V. Nezhdanov, D.O. Filatov, V.G. Shengurov. *J. Phys. Conf. Ser.*, **541**, 012026 (2014).
- [7] В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, С.А. Денисов, Н.А. Алябина, Д.В. Гусейнов, В.Н. Трушин, А.П. Горшков, Н.С. Волкова, М.М. Иванова, А.В. Круглов, Д.О. Филатов. *ФТП*, **49**, 1411 (2015).
- [8] В.А. Толмасов, Л.Н. Абросимова, Т.Н. Сергиевская, Т.М. Зотова. *Кристаллография*, **18**, 884 (1973).
- [9] К. Хилсум, А. Роуз-Инс. *Полупроводники типа $A^{III}B^V$* (М., Изд-во иностр. лит., 1963) с. 123.
- [10] В.Г. Шенгуров, В.Ю. Чалков, С.А. Денисов, С.П. Светлов, Д.В. Шенгуров. *Вакуумная техника и технология*, **21**, 45 (2011).

- [11] В.А. Толочасов, В.В. Васькин, М.И. Овсянников. ФТП, **15**, 104 (1981).
- [12] M.J. Mondry, E.J. Caine, H. Kroemer. J. Vac. Sci. Technol. A, **3**, 316 (1985).
- [13] K. Nishida, X. Xu, K. Sawano, T. Maruizumi, Y. Shiraki. Thin Sol. Films, **557**, 66 (2014).
- [14] T.K.P. Luong. Opt. Photon. J., **7**, 75 (2017).
- [15] В.Г. Шенгуров, Д.О. Филатов, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, Н.А. Алябина, А.В. Зайцев, М.Н. Дроздов. *Матер. XXIII междунар. симп. „Нанозфизика и нанозлектроника“* (Нижний Новгород, Россия, 2019) (в печати).
- [16] N. Ohtani, S. Mokler, M.H. Xie, J. Zhang, B.A. Joyce. Jpn. J. Appl. Phys., **33** (1), 2311 (1994).

Редактор Л.В. Шаронова

Tunnel diodes based on n^+ -Ge/ p^+ -Si(001) epitaxial structures grown by hot wire chemical vapor deposition

*V.G. Shengurov, D.O. Filatov, S.A. Denisov,
V.Yu. Chalkov, N.A. Alyabina, A.V. Zaitsev*

Lobachevskii State University of Nizhny Novgorod,
603950 Nizhny Novgorod, Russia

Abstract The n^+ -Ge/ p^+ -Si(001) epitaxial structures have been grown by hot wire chemical vapor deposition from GeH₄ at low substrate temperature ($\sim 325^\circ\text{C}$). On the basis of these ones, the prototype tunnel diodes allowing monolithic integration into the Si-based integrated circuits have been fabricated. Doping of the n^+ -Ge layers with donor impurity (P) up to the concentration $> 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ has been performed with applying the thermal decomposition of GaP. The current–voltage curves of the tunnel diodes manifested distinct regions of negative differential resistance.