

## Распределение концентрации носителей заряда в эпитаксиальных слоях Ge и GeSn, выращенных на $n^+$ -Si(001)-подложках

© А.М. Титова, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, Н.А. Алябина, А.В. Здравейцев, В.Г. Шенгуров

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

E-mail: asya\_titova95@mail.ru

Поступила в Редакцию 18 июня 2022 г.

В окончательной редакции 25 июня 2022 г.

Принята к публикации 25 июня 2022 г.

Методом химического осаждения из газовой фазы, активированной „горячей нитью“, выращены гетероэпитаксиальные слои Ge или  $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$  на высоколегированных донорной примесью (As или Sb) подложках Si(001). Для сравнения такие же слои были выращены на высокоомных подложках Si(001). В тех и других слоях вольт-емкостным методом были измерены профили распределения концентрации носителей заряда по глубине слоев, а в последних слоях дополнительно методом эффекта Холла были измерены подвижности носителей заряда. Установлено, что слои, выращенные на высокоомных подложках, были  $p$ -типа проводимости, а слои, выращенные в тех же режимах на высоколегированных подложках, были  $n$ -типа с концентрацией электронов в слоях Ge  $n = (4-9) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , а в слоях GeSn  $n = (2-4) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Экспериментально и теоретически установлено, что эффект автолегирования слоев Ge и GeSn в методе химического осаждения из газовой фазы, активированной „горячей нитью“, отсутствует. По нашему мнению, формирование слоев Ge и GeSn  $n$ -типа проводимости при выращивании их на высоколегированных донорной примесью (As или Sb) подложках  $n^+$ -Si(001) связано с сегрегацией этой примеси при росте буферного слоя Si и с последующим встраиванием ее в растущие слои Ge или GeSn.

**Ключевые слова:** эпитаксия, легирование, Ge, Si, Sn, концентрация.

DOI: 10.21883/FTP.2022.09.53401.36

### 1. Введение

В последние годы наблюдается много экспериментальных попыток, направленных на интеграцию фотоники с электроникой. Доминирующими материалами полупроводниковой электроники являются элементы IV группы Si и Ge. Это связано с возможностью использования гетероструктур Ge/Si при создании различных полупроводниковых приборов, таких как фотодетекторы инфракрасного диапазона [1], солнечные элементы [2], Ge-лазеры [3], транзисторы [4] и др. Кроме того, гетероструктуры Ge/Si могут быть использованы в качестве эпитаксиальных подложек для выращивания на них слоев  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ , включая нитриды. В последнем случае это позволит заменить дорогие подложки, такие как GaAs,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , SiC и др., на подложки Si и даст возможность объединить оптоэлектронные устройства, созданные на основе  $\text{A}^{\text{III}}\text{B}^{\text{V}}$ , с хорошо развитой кремниевой электроникой. Однако получение качественных слоев Ge на Si затрудняется большим несоответствием параметров решеток Ge и Si (4%), а также различием коэффициентов теплового расширения Si-подложки и Ge-слоя ( $5.92 \cdot 10^{-6}$  и  $2.3 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  для Ge и Si соответственно) [5]. Это приводит к высокой плотности структурных дефектов в эпитаксиальном слое Ge, высокой шероховатости его поверхности, низким электрофизическим параметрам, что затрудняет приборное применение структур Ge/Si.

Применение Si и Ge в оптоэлектронике ограничено из-за их непрямозонности и сопутствующей низкой эффективности в оптоэлектронных приложениях. Слои  $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$  на Si(001) стали активной областью исследований, поскольку этот материал переходит в разряд прямозонных при  $x = 0.06-0.11$  (в зависимости от уровня напряжения) [6,7]. Поэтому последние эксперименты фокусируются на исследованиях слоев твердых растворов GeSn, которые потенциально могут быть использованы как прямозонные материалы IV группы для осуществления интеграции на одном чипе фотоники и оптоэлектроники. Ряд экспериментальных исследований выполнены по изготовлению и характеристике слоев GeSn [8–13]. Из-за большого несоответствия между параметрами решеток Ge и Sn ( $\sim 14\%$ ) рост слоев твердого раствора  $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$  с большим процентным содержанием Sn трудно достигнуть на Si- и Ge-подложках. Кроме того, растворимость Sn в Ge составляет всего 0.5%, что препятствует образованию слоев твердого раствора с высоким содержанием Sn. Из-за более низкой поверхностной энергии, чем у Ge, имеется тенденция к поверхностной сегрегации Sn во время роста.

Несмотря на эти трудности, были предприняты большие усилия по выращиванию слоев GeSn в основном методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) [6,8–12] и методом химического осаждения из газовой фазы (CVD) [8,9,13]. В силу вышесказанного для роста гетероструктур Ge/Si(001) и GeSn/Si(001) необходимо использовать низкотемпературные методы роста. Такое требо-

вание обусловлено и необходимостью *in situ* легирования слоев. Многослойные эпитаксиальные гетероструктуры Ge/Si(001) и GeSn/Si(001), которые используются для изготовления ряда приборов, содержат слои разного типа проводимости и с разной величиной концентрации легирующей примеси. Метод *in situ* легирования слоев Ge (или GeSn) обеспечивает высокий уровень электрически активной примеси в эпитаксиальных слоях. Дополнительное преимущество метода *in situ* легирования — это лучший контроль формы профиля легирующей примеси (резкий переход от нелегированного слоя к легированному или наоборот) и позиционирование легирующей примеси в слое. Это требование является ключевым при формировании структур со сверхмелкими переходами.

Необходимость снижения температуры роста обусловило поиск различных вариантов модификации этого метода. Нами для роста слоев Ge и GeSn на Si(001) был выбран метод химического осаждения из газовой фазы, активированного на „горячей нити“ (HW CVD). Ранее он использовался как низкотемпературный метод роста эпитаксиальных слоев Si [14]. Слои Ge были выращены этим методом лишь ограниченной толщины (до 300 нм) на Si(001)-подложке [15].

Низкотемпературный метод HW CVD отличается от обычного метода CVD тем, что необходимая для разложения молекул газа-прекурсора высокая термическая энергия обеспечивается не нагревом подложки до определенной температуры, а нагревом до высокой (1300–2000°C) температуры „горячей нити“, изготовленной из Ta или W и расположенной вблизи подложки. Фрагменты (Ge, H, GeH<sub>3</sub> и др.) прекурсора после разложения моногермана на „горячей нити“ попадают на поверхность подложки и обеспечивают рост слоя. Нами впервые методом HW CVD были выращены достаточно структурно совершенные эпитаксиальные слои Ge на Si(001) толщиной от 0,2 мкм до нескольких микрометров при постоянной низкой температуре Si-подложки ( $T_s = 350^\circ\text{C}$ ) [16]. На основе структур Ge/Si(001) с тонким слоем Ge (0,2 мкм) нами разработана технология выращивания методом MOCVD эпитаксиальных подложек GaAs/Ge/Si(001) с плотностью прорастающих дислокаций в слое GaAs не выше  $\sim 10^6 \text{ см}^{-2}$  [17].

Путем испарения P<sub>2</sub> из соединения GaP при термическом разложении источника GaP методом HW CVD были получены слои  $n^+$ -Ge с высокой концентрацией электронов, вплоть до  $1,3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  [18]. Для получения методом HW CVD слоев Ge  $p$ -типа проводимости нами был разработан сублимационный источник атомов Ga, вырезанный из слитка монокристаллического германия, легированного галлием. При нагреве сублимационного источника пропусканием тока до температуры, близкой к температуре плавления Ge, с его поверхности испарялись в основном атомы Ga, поскольку давление паров этого элемента выше (на  $\sim 4$  порядка величины), чем давление паров Ge. В результате были выращены совершенные по структуре слои Ge:Ga/Si(001) с

концентрацией дырок в пределах  $10^{17}–10^{19} \text{ см}^{-3}$  [19]. Получение нами слоев GeSn/Si(001) описано в [20].

Одной из актуальных задач современной эпитаксиальной технологии является формирование структур с предельно резкими концентрационными переходами между слоями. Простейшей из таких структур может служить тонкий высокоомный эпитаксиальный слой на высоколегированной подложке. Это относится в первую очередь к концентрации электрически активной примеси, т.е. концентрации носителей заряда электронов и дырок, поскольку именно эти параметры в большинстве случаев и определяют работу приборов.

Цель данной работы заключалась в исследовании типа проводимости специально не легированных эпитаксиальных слоев Ge и GeSn, а также распределении концентрации электрически активной примеси (концентрации носителей заряда) в них, при выращивании на высоколегированных  $n^+$ -Si(001)-подложках, а также проверке эффекта автолегирования эпитаксиального слоя германия в камере роста установки HW CVD.

## 2. Методика эксперимента

Рост гетероструктур (ГС) со слоями Ge или GeSn проводили методом HW CVD на подложках Si(001) по методике, близкой к описанной в [16,20]. Осаждение слоев Ge и GeSn проводилось на высокоомных подложках Si(001) марки КДБ-12, а также на легированных сурьмой (КЭС-0.01) или мышьяком (КЭМ-0.003). После предэпитаксиального термического отжига подложки при температуре  $T_s = 1200^\circ\text{C}$  в течение 10 мин ее температуру снижали до 450–600°C и растили буферный слой кремния методом сублимации кремниевого источника, вырезанного из слитка Si такой же марки, что и подложка. Затем температуру подложки снижали до 300°C при росте слоев Ge или до 200°C при росте слоев GeSn, напускали в камеру роста моногерман (GeH<sub>4</sub>) до давления  $(4–6) \cdot 10^{-4}$  Торр, нагревали Ta-нить до 1400°C и растили слои Ge. При росте слоев GeSn, кроме вышеперечисленных действий, еще нагревали эффузионную ячейку с оловом до 900–1040°C [20].

После проведения металлизации и фотолитографии формировали на поверхности слоев барьер Шоттки типа Ta–Pd–Au. Измерение профиля концентрации носителей заряда проводили вольт-емкостным методом, а измерения подвижности носителей заряда — методом эффекта Холла.

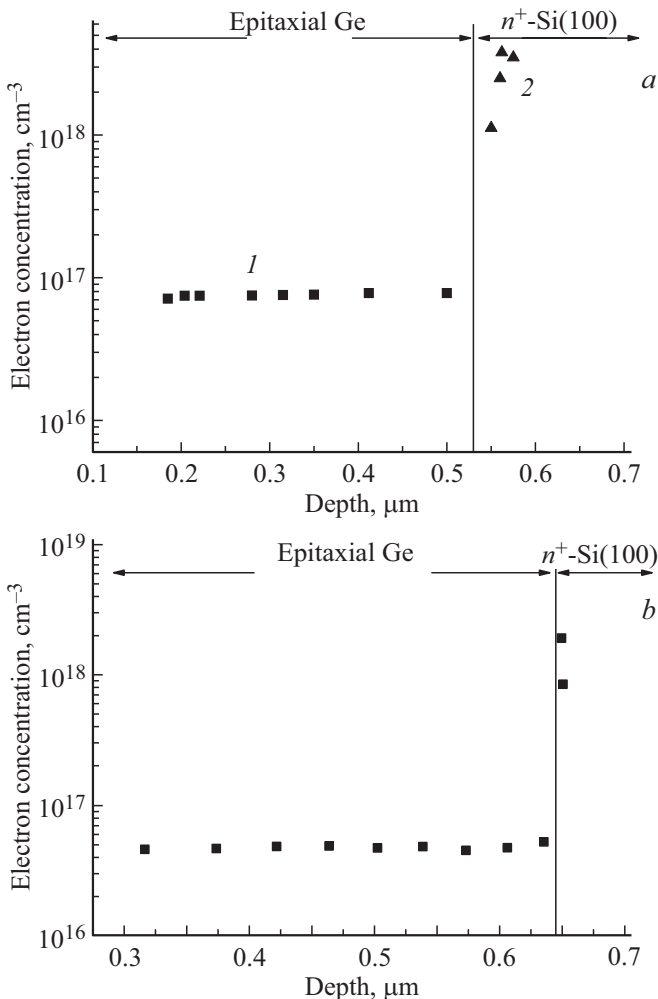
## 3. Результаты эксперимента и обсуждение

Нелегированные слои германия толщиной 0,5–2,0 мкм, осажденные нами методом HW CVD на высокоомные подложки Si(001), имели дырочную проводимость и содержали концентрацию дырок в интервале  $5 \cdot 10^{16}–1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ .

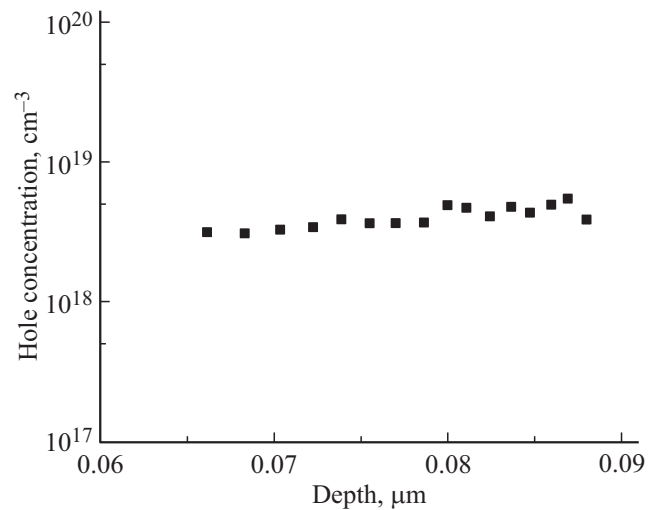
Холловские измерения, выполняемые при комнатной температуре, показали, что слои Ge были *p*-типа проводимости с подвижностью дырок  $602 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$  для слоя с минимальной концентрацией. Такой тип проводимости связан с наличием структурных дефектов в слоях Ge, которые вызваны несоответствием параметров решеток и приводят к акцепторным состояниям вблизи края валентной зоны [3]. Относительно высокая подвижность дырок указывает, что плотность дефектов в них невысокая: плотность ямок травления на поверхности слоя составляет  $N_D \approx 1 \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$  [16].

Слои германия такой же толщины, выращенные в таких же режимах на высоколегированных с концентрацией  $4 \cdot 10^{18} - 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  донорными примесями (As или Sb) подложках Si(001), имели *n*-тип проводимости и концентрацию электронов  $(4-9) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ .

На рис. 1, *a* приведены профили распределения концентрации электронов в ГС, содержащих эпитаксиаль-



**Рис. 1.** *a* — распределение концентрации электронов по толщине в эпитаксиальных слоях Ge, выращенных на  $n^+$ -Si(001)-подложках марки КЭМ-0.005 с толщиной слоя 1.2 мкм (кривая 1) и с толщиной слоя 0.6 мкм (кривая 2). *b* — распределение концентрации дырок в эпитаксиальном слое Ge толщиной  $\sim 0.65$  мкм, выращенном на подложке КЭС-0.01.



**Рис. 2.** Распределение концентрации дырок по толщине ( $\sim 200$  нм) эпитаксиального слоя GeSn, выращенного на высокоомной  $p$ -Si(001)-подложке.

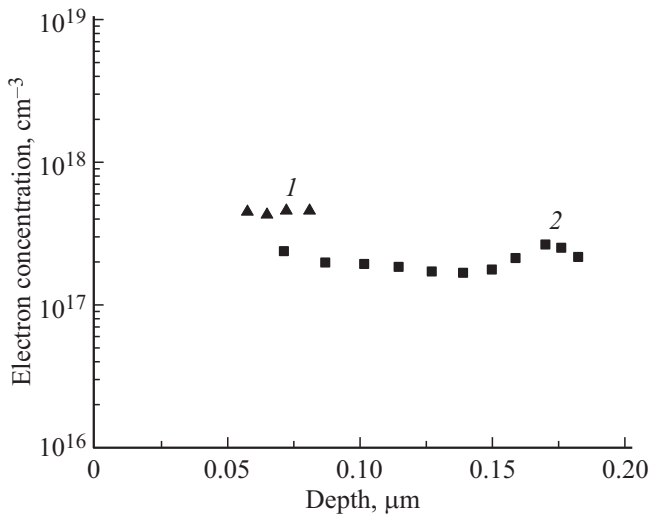
ные слои Ge, которые осаждали в одинаковых режимах на подложках Si(001) марки КЭМ-0.003, но в течение разного времени: 120 мин (кривая 1) и 60 мин (кривая 2). Видно, что в более толстом слое (кривая 1) концентрация электронов составляет  $\sim (7-8) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , а в тонком слое Ge (кривая 2) концентрация электронов была измерена лишь на границе эпитаксиальный слой Ge/буферный слой  $n^+$ -Si.

На рис. 1, *b* приведен профиль распределения концентрации электронов в слое Ge, выращенном на Si-подложке марки КЭС-0.01. В этом случае в слое Ge величина концентрации электронов несколько ниже, чем в слое, профиль концентрации электронов в котором приведен на рис. 1, *a* (кривая 1). В связи с этим и на большую глубину слоя был измерен профиль концентрации электронов, включая и пограничную область с  $n^+$ -Si-слоем.

Слои GeSn толщиной 150–500 нм, выращиваемые на высокоомных подложках Si(001), были *p*-типа проводимости. Подвижность дырок в слоях толщиной 300 нм с концентрацией  $2.1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  составляла  $174 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ . Отметим, что концентрация дырок в слоях  $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$  увеличивалась от  $1.4 \cdot 10^{18}$  до  $3.5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  при повышении содержания Sn в них от 1 до 3%. Типичный профиль распределения концентрации дырок в таких слоях приведен на рис. 2.

В то же время слои GeSn, выращиваемые в таких же режимах на высоколегированных донорной примесью подложках, были *n*-типа проводимости. Типичные профили распределения концентрации электронов в таких слоях приведены на рис. 3, где кривая 1 соответствует  $x = 0.02$ , а кривая 2 —  $x = 0.025$  в слоях  $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ .

Для выявления причин появления в слоях Ge и GeSn *n*-типа проводимости при их выращивании на высоколегированных подложках нами было проведено исследо-



**Рис. 3.** Распределение концентрации электронов по толщине эпитаксиального слоя  $\text{Ge}_{1-x}\text{Sn}_x$ , выращенного на  $n^+$ -Si(001)-подложке марки КЭМ-0.005. Кривая 1 —  $x = 2\%$ , толщина  $\sim 160$  нм, кривая 2 —  $x = 2.5\%$ , толщина  $\sim 300$  нм.

вание вероятности эффекта автолегирования эпитаксиальных слоев в нашей методике эпитаксиального роста. В методе HW CVD процесс автолегирования в принципе не исключается. Примесь, испаряющаяся из высоколегированной подложки во время ее отжига, может попасть в растущий слой после ряда последовательных актов конденсации и реиспарения на деталях камеры роста. Интенсивность и продолжительность этого процесса „памяти“ будет определяться технологическим режимом эпитаксиального роста. Были исследованы высокоомные слои кремния, выращенные из Si — сублимирующих источников с концентрацией примеси (B)  $\sim 4 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ . Слои осаждали при температуре  $\sim 800^\circ\text{C}$  со скоростью 3 мкм/ч на высоколегированные мышьяком подложки Si(100) с концентрацией, равной  $\sim 1.5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Осаждение слоев проводили в установке с радиационным нагревом подложек, в которой значительное число деталей имеют температуру, достаточную для реиспарения примеси. Переход от режима отжига к режиму осаждения проводился путем снижения температуры подложки от  $1200^\circ\text{C}$  к температуре роста слоя в течение 3 мин. Вольт-емкостным методом было проведено исследование распределения концентрации электрически активной примеси в переходной области, которое сравнивали с теоретическим профилем распределения концентрации примеси, построенным с помощью номограмм Райса [21]. Оно показало, что в пределах ошибок измерения эти профили совпадают, и, следовательно, ширина концентрационных переходов определяется в основном диффузией примеси в слой из подложки.

Поскольку в методе МЛЭ рост слоев кремния происходит при относительно невысоких температурах ( $700^\circ\text{C}$  и ниже), то размытие профиля легирующей примеси вблизи перехода пленка-подложка, по данным,

полученным из номограмм Райса [21], не должно превышать 5 нм. При этом предполагается, что коэффициент диффузии примеси в эпитаксиальный слой такой же, как и в монокристалле [22].

Поскольку эпитаксиальное осаждение слоев германия на подложку Si(001) нами осуществлялось методом HW CVD при более низкой температуре ( $350^\circ\text{C}$ ), то можно предположить, что область диффузии примеси из высоколегированной подложки в слой не должна превышать десятка моноатомных слоев.

Однако в большинстве случаев коэффициент диффузии в эпитаксиальном слое был выше обычного объемного значения, что требовало учета ускорения в области дефектного слоя. Как показали проводимые нами исследования, на ПЭМ (просвечивающая электронная микроскопия) изображении поперечного среза структуры Ge/Si(001), выращенной методом HW CVD, видны области контраста напряжений вблизи границы Ge/Si, связанные с дислокациями несоответствия, в то время как толщина эпитаксиального слоя Ge практически свободна от дефектов [16]. Эта область дефектного слоя составляла  $< 200$  нм. В этой области можно ожидать увеличения коэффициента диффузии из-за структурных дефектов [23]. Однако в наших экспериментах слои Ge на Si(001) были большей толщины ( $\sim 1$  мкм) и на всю толщину слоя были однородно легированы донорной примесью из высоколегированной Si-подложки  $n$ -типа.

Известно, что донорные примеси — сурьма и мышьяк проявляют склонность к сегрегации в процессе низкотемпературного ( $\sim 500\text{--}600^\circ\text{C}$ ) роста слоев Si методом МЛЭ [24,25]. Кроме того, в процессе высокотемпературного предэпитаксиального отжига эти примеси будут выходить из объема Si-подложки на поверхность, поскольку давление пара примесей Sb и As при такой температуре отжига выше на несколько порядков величины, чем у Si. В результате примеси Sb или As выходят на поверхность Si-подложки и захватываются растущим буферным слоем Si, который дополнительно легируется еще этой же примесью из сублимирующего источника. Накопленная на поверхности буферного слоя примесь начинает входить в слой Ge (или GeSn), осаждаемый при низкой температуре ( $\sim 300$  или  $200^\circ\text{C}$ ) соответственно. Отметим также, что в методе HW CVD в процессе роста активно участвует атомарный водород, который является продуктом пиролиза моногермана ( $\text{GeH}_4$ ). Он является сурфактантом и способствует однородному внедрению донорной примеси по толщине слоев Ge и GeSn.

## 4. Заключение

Экспериментально установлено, что при низкотемпературном выращивании методом HW CVD специально не легированных эпитаксиальных слоев Ge или GeSn на высоколегированных подложках Si(001) формируются слои  $n$ -типа проводимости, а не  $p$ -типа, как в случае

роста слоев в таких же режимах на высокоомных Si-подложках.

Проведенные нами эксперименты подтвердили отсутствие вероятности автолегирования эпитаксиальных слоев Ge и GeSn в нашей методике роста, поскольку теоретические и экспериментальные профили распределения концентрации носителей заряда на границе автоэпитаксиальный высокоомный слой-высоколегированная подложка совпадают.

По нашему мнению, формирование слоев Ge и GeSn *n*-типа проводимости при выращивании их на высоколегированных донорной примесью подложках Si(001) с аналогичными буферными слоями *n*<sup>+</sup>-Si связано с сегрегацией этой примеси при росте буферного слоя Si с последующим встраиванием ее в растущие слои Ge или GeSn.

### Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (22-22-00866).

### Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

### Список литературы

- [1] J. Wang, S. Lee. *Sensors*, **11**, 696 (2011).
- [2] M.J. Archer, D.C. Law, S. Mesropian, M. Haddad, C.M. Fetzer, A.C. Ackerman, C. Ladous, R.R. King, H.A. Atwater. *Appl. Phys. Lett.*, **92**, 103503 (2008).
- [3] J. Liu, X. Sun, R. Camacho-Aguilera, L. C. Kimerling, J. Michel. *Optics Lett.*, **35** (5), 679 (2010).
- [4] P.S. Goley, M.K. Hudait. *Challenges and Opportunities Mater.*, **7**, 2301 (2014).
- [5] W.I. Wang. *Appl. Phys. Lett.*, **44**, 1149 (1984).
- [6] S. Zaima, O. Nakatsuka, N. Taoka, M. Kurosawa, W. Takeuchi, M. Sakashita. *Sci. Technol. Adv. Mater.*, **16**, 043502 (2015).
- [7] X. Wang, A. C. Covian, L. Je, S. Fu, H. Li, J. Piao, J. Liu. *Frontiers Phys.*, **7**, 134 (2019).
- [8] B. Clafflin, G. J. Grzybowski, M. E. Ware, S. Zollner, A.M. Kiefer. *Frontiers Mater.*, **7**, 44 (2020).
- [9] D. Stange, S. Wirths, R. Geiger, C. Schulte-Braucks, B. Marzban, N. Driesch, G. Mussler, T. Zabel, T. Stoica, J. Hartmann, S. Mantl, Z. Ikonic, D. Grutzmacher, H. Sigg, J. Witzens, D. Buca. *ACS Photonics*, **3**, 1279 (2016).
- [10] Ю.Г. Садофьев, В.П. Марговицкий, М.А. Базалевский, А.В. Клековкин, Д.В. Аверьянов, И.С. Васильевский. *ФТП*, **49** (1), 128 (2015).
- [11] V. Timofeev, V. Mashanov, A. Nikiforov, A. Gutakovskii, T. Gavrilova, I. Skvortsov, D. Gulyaev, D. Firsov, O. Komkov. *Appl. Sur. Sci.*, **553**, 149572 (2021).
- [12] А.Р. Туктамышев, В.И. Машанов, В.А. Тимофеев, А.И. Никифоров, С.А. Тийс. *ФТП*, **49** (12), 1630 (2015).
- [13] C.L. Senaratne, J.D. Gallagher, L. Jiang, T. Aoki, D.J. Smith, J. Menéndez, J. Kouvetakis. *Appl. Phys.*, **116**, 133509 (2014).
- [14] J. Thiesen, E. Iwaniczko, K.M. Jones, A. Mahan, R. Crandall. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 992 (1999).
- [15] C. Mukherjee, H. Seitz, B. Schröder. *Appl. Phys. Lett.*, **22**, 3457 (2001).
- [16] 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).
- [17] Y. Buzynin, V. Shengurov, B. Zvonkov, A. Buzynin, S. Denisov, N. Baidus, M. Drozdov, D. Pavlov, P. Yunin. *AIP Advances*, **7**, 015304 (2017).
- [18] V. Shengurov, S. Denisov, V. Chalkov, V. Trushin, A. Zaitsev, D. Prokhorov, D. Filatov, A. Zdoroveishchev, M. Ved, A. Kudrin, M. Dorokhin, Y. Buzynin. *Mater. Sci. Semicond. Process.*, **100**, 175 (2019).
- [19] V.G. Shengurov, S.A. Denisov, V.Yu. Chalkov, D.O. Filatov, A.V. Kudrin, S.M. Sychyov, V.N. Trushin, A.V. Zaitsev, A.M. Titova, N.A. Alyabina. *Mater. Sci. Eng. B*, **259**, 114579 (2020).
- [20] V.G. Shengurov, V.Y. Chalkov, S.A. Denisov, V.N. Trushin, A.V. Zaitsev, A.V. Nezhdanov, D.A. Pavlov, D.O. Filatov. *J. Cryst. Growth*, **578**, 126421 (2022).
- [21] W. Rice. *Proc. IEEE*, **52** (3), 284 (1964).
- [22] В.А. Усков, С.П. Светлов. *Изв. вузов. Физика*, **7**, 145 (1972).
- [23] Б.И. Болтакс. *Диффузия и точечные дефекты в полупроводниках* (Л., Наука, 1975) с. 384.
- [24] J.C. Bean. *Appl. Phys. Lett.*, **33**, 654 (1978).
- [25] А.И. Никифоров, Б.З. Кантер, С.И. Стенин. *Электрон. промышленность*, **6**, 3 (1989).

Редактор Г.А. Оганесян

### Distribution of charge carrier concentrations in epitaxial Ge and GeSn layers grown on *n*<sup>+</sup>-Si(001) substrates

A.M. Titova, S.A. Denisov, V.Yu. Chalkov, N.A. Alyabina, A.V. Zdoroveishchev, V.G. Shengurov

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

**Abstract** Ge or Ge<sub>1-x</sub>Sn<sub>x</sub> heteroepitaxial layers are grown on Si(001) substrates heavily doped with a donor impurity (As or Sb) by the HW CVD method. For comparison, the same layers were grown on high-resistance Si(001) substrates. In those and other layers, the profiles of the charge carrier concentration distribution over the depth of the layers were measured by the capacitance-voltage method, and in the last layers, the charge carrier mobilities were additionally measured by the Hall effect method. It was found that the layers grown on high-resistance substrates were of *p*-type conductivity, and the layers grown in the same modes on highly doped substrates were of *n*-type with an electron concentration in the Ge layers  $n = (4-9) \cdot 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ , and in the GeSn layers  $n = (2-4) \cdot 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ . It has been experimentally and theoretically established that there is no effect of autoloading of Ge and GeSn layers in the HW CVD method. In our opinion, the formation of *n*-type Ge and GeSn layers during their growth on *n*<sup>+</sup>-Si(001) substrates highly doped with a donor impurity (As or Sb) is associated with the segregation of this impurity during the growth of the Si buffer layer and its subsequent incorporation into the growing Ge layers. or GeSn.