

УДК 621.315.592

## Гетероэпитаксиальные слои Ge/Si(001), легированные в процессе HW CVD испарением примеси из сублимирующего Ge-источника

© А.М. Титова, В.Г. Шенгуров, С.А. Денисов, В.Ю. Чалков, А.В. Зайцев,  
Н.А. Алябина, А.В. Кудрин, А.В. Здоровейщев

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

E-mail: asya\_titova95@mail.ru

Поступила в Редакцию 19 сентября 2023 г.

В окончательной редакции 5 декабря 2023 г.

Принята к публикации 6 декабря 2023 г.

Гетероэпитаксиальные слои Ge/Si(001) были выращены методом HW CVD и *in situ* легированы Ga или Sb с использованием резистивно нагреваемого Ge-источника, содержащего одну из этих примесей. При сублимации германиевого источника получали концентрацию атомов галлия в слоях  $\sim 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Режим внедрения этой примеси в эпитаксиальные слои был исследован в зависимости от температуры „горячей нити“ (Ta) и температуры роста с использованием методов C-V-профилометрии и эффекта Холла. Для увеличения предельной концентрации носителей заряда в слоях Ge/Si(001) в процессе роста слоев на Ge-источнике формировали зону расплава, что позволило увеличить концентрацию примеси в слое Ge почти на порядок величины.

**Ключевые слова:** гетероэпитаксиальные слои, испарение сублимацией, HW CVD, Si, Ge, *n*- и *p*-тип легирования.

DOI: 10.61011/FTP.2023.09.56985.5571

### 1. Введение

В последнее время германий (Ge) находит новые применения в качестве ключевого материала для интеграции микро- и оптоэлектронных приборов на кремниевой (Si) платформе [1]. Наиболее значительными методами осаждения для системы Ge-на-Si являются молекулярно-лучевая эпитаксия с твердотельными источниками (Solid source molecular beam epitaxy, SS MBE) [2,3] и газофазное осаждение (chemical vapor deposition, CVD) [4]. В обоих этих методах для роста эпитаксиальных слоев (ЭС) Ge-на-Si используется двухтемпературный режим ( $\sim 350/600^\circ\text{C}$ ) [5]. Однако высокие температуры этой второй стадии роста нежелательны для КМОП-интеграции. Это побуждает интенсивно искать альтернативные низкотемпературные методы роста Ge-на-Si. Кроме того, низкие температуры желательны и для улучшения внедрения легирующих примесей и снижения их диффузии.

Ранее [6] мы выращивали чистые (нелегированные) эпитаксиальные слои Ge-на-Si на подложке при постоянной низкой температуре ( $\sim 350^\circ\text{C}$ ) с использованием процесса CVD с разложением моногермана ( $\text{GeH}_4$ ) на „горячей нити“ (Hot Wire CVD). Кроме того, мы успешно *in situ* легировали такие слои атомами фосфора до максимальной концентрации электронов  $\sim 1.3 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  [7].

При этом для ряда применений требуются ЭС Ge/Si(001) как умеренно легированные ( $\sim 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ ), так и с высокой концентрацией электрически активной примеси ( $> 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ ). Они требуются для ряда

применений: от наноразмерных транзисторов с высокой подвижностью [8] до светоизлучающих приборов на основе Ge [9,10].

В настоящее время широко исследовано *in situ* легирование ЭС Ge/Si(001) донорными примесями: фосфором [7] и сурьмой [11]. В то же время, несмотря на широкое применение требуемых слоев Ge *p*-типа проводимости, их получение мало изучено.

Так, в методе GS MBE при росте ЭС Ge/Si(001) использовали *in situ* легирование *p*-типа с применением источников  $\text{B}_2\text{H}_6$  и  $\text{Ge}_2\text{H}_6$ . Слои были выращены при температуре  $T_s = 300\text{--}400^\circ\text{C}$  с концентрацией бора между  $3 \cdot 10^{16}$  и  $4 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  [12]. В другой работе этих авторов были выращены слои с большей концентрацией бора ( $8 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-3}$ ), но рост проходил при более высокой температуре  $T_s = 600^\circ\text{C}$  [13].

На наш взгляд, для выращивания методом HW CVD ЭС Ge *p*-типа проводимости в качестве легирующей примеси целесообразно использовать галлий (Ga), который имеет большую растворимость в матрице Ge, чем бор и алюминий [14].

Для успешного *in situ* легирования слоев Ge необходимо выбрать подходящий тип источника с целью получения чистого потока примеси. Используемое в MBE методе испарение примеси из элементарного состояния сопряжено с рядом технических и принципиальных трудностей. Испаряемые частицы в основном состоят из многоатомных молекул, встраивание которых в решетку Ge затруднено и приводит к генерации дефектов [15].

В то же время известен метод легирования ЭС Si, в котором испарение примеси происходит из твердого состояния путем сублимации [15–18]. При сублимации на подложке осаждаются в основном одиночные атомы. Например, масс-спектрометрические исследования молекулярного пучка германия [19] показывают, что он состоит на 80% из одиночных атомов Ge. По-видимому, и примесь, которой легирован монокристалл германия, будет сублимировать в виде одиночных атомов. Поскольку электрически активные состояния в решетке слоя германия могут занимать только одиночные атомы примесных элементов, очевидно, что эффективность легирования будет определяться именно долей одноатомных частиц в потоке примеси.

Другим важным преимуществом этого способа легирования является стационарность состава молекулярного потока после определенного времени сублимации.

По аналогичному варианту с сублимационным Si-источником для выращивания высококачественных слоев  $p$ -Ge/Si(001) методом HW CVD нами было предложено использовать испарение атомов галлия (Ga) из сублимирующего источника, вырезанного из слитка монокристаллического германия, который легирован этой примесью [20]. При нагреве источника до температуры, близкой к температуре плавления Ge, из него испаряются преимущественно атомы Ga, поскольку давление насыщенных паров Ga почти на 4 порядка величины выше, чем давление паров Ge [21].

В то же время для контролируемого *in situ* легирования ЭС Ge необходимо более детально изучить закономерности переноса атомов Ga и других легирующих примесей (например, Sb) из сублимирующего Ge-источника в растущий слой в процессе HW CVD. Поскольку давление паров атомов Sb, как и давление паров атомов галлия, также выше, чем давление паров Ge при температуре, близкой к его плавлению [21], можно ожидать, что испарение их из Ge-источника будет также достаточно интенсивным, что позволит *in situ* легировать ими слой Ge/Si(001).

Отметим также, что при легировании ЭС Ge/Si(001) из сублимирующего источника верхний предел концентрации легирующей примеси в них ограничен концентрацией ее в монокристалле Ge, выпускаемом промышленностью ( $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ ). В то же время иногда необходимы слои Ge/Si(001) с более высокой концентрацией примеси. Поэтому в данной работе нами был применен и метод испарения примеси из расплава, сформированного на Ge-источнике. Высокая плотность потока примеси из расплава в германиевом источнике должна увеличить ее концентрацию в ЭС Ge.

Цель данной работы — исследование процесса легирования путем переноса примеси (Ga и Sb) из сублимирующего Ge-источника в ЭС Ge/Si(001) в процессе роста методом HW CVD, а также путем испарения легирующей примеси из расплава, сформированного на Ge-источнике, для повышения плотности потока примеси и увеличения концентрации примеси в ЭС.

## 2. Методика эксперимента

Выращивание легированных ЭС Ge методом HW CVD проводили в сверхвысоковакуумной установке с базовым давлением  $\sim 5 \cdot 10^{-9}$  Торр по методике, аналогичной описанной в [20]. Ge-источники вырезали в виде брусочков размером  $50 \times 5 \times 1 \text{ мм}^3$  из слитков монокристаллического Ge, легированных атомами Ga или Sb. Такой источник устанавливали на охлаждаемых проточной водой токовводах и нагревали пропусканием тока до температуры  $\sim 900^\circ\text{C}$ , которую контролировали с помощью оптического пирометра.

Параллельно Ge-источнику на другой паре токовводов закрепляли Ta-полоску размером  $70 \times 5 \times 0.1 \text{ мм}^3$ , которая выполняла функцию „горячей нити“ при росте ЭС Ge-слоев методом HW CVD. Третью пару токовводов использовали для крепления на ней Si-сублимирующего источника, из которого растили буферный слой Si на подложке Si(001). Все три источника были закреплены на одном фланце Ду-160 ростовой камеры. На таком же фланце с противоположенной стороны крепили нагреватель и держатель подложки с пластиной Si(001).

Перед началом осаждения слоев подложку Si(001) отжигали при температуре  $\sim 1000^\circ\text{C}$  в течение 10 мин с целью десорбции окисного слоя с ее поверхности. Затем температуру подложки снижали до  $\sim 700^\circ\text{C}$  и выращивали из сублимирующего Si-источника буферный слой кремния толщиной  $\sim 0.1 \text{ мкм}$  для залечивания дефектов подложки. После этого температуру подложки снижали до  $\sim 350^\circ\text{C}$ , нагревали Ta-нить до температуры  $T_{\text{Ta}} = 1300\text{--}1500^\circ\text{C}$ , напускали в камеру роста моногерман ( $\text{GeH}_4$ ) до давления  $(4\text{--}9) \cdot 10^{-4}$  Торр, нагревали сублимирующий Ge-источник до температуры  $\sim 900^\circ\text{C}$ , открывали заслонку, отделяющую подложку от источников, и проводили рост слоя.

Для исследования зависимости концентрации примеси в ЭС Ge/Si(001) от температуры подложки, последнюю варьировали от 300 до  $\sim 500^\circ\text{C}$ . Измерение концентрации носителей заряда в ЭС Ge/Si(001) проводили методом  $C$ - $V$ -профилометрии с использованием измерителя LCR E7-12 на частоте 1 МГц. В некоторых случаях концентрацию носителей заряда и их подвижность в легированных ЭС Ge определяли методом эффекта Холла. Структурное совершенство ЭС Ge/Si(001) исследовали методом рентгеновской дифракции (РД) на дифрактометре D8 DISCOVER компании Bruker (Германия). Количественной оценкой кристаллической структуры слоев Ge/Si(001) служила ширина кривой качания на полувысоте максимума (англ. full width of half maximum, FWHM) интенсивности рентгеновского пика от слоя Ge(004). Морфологию поверхности ЭС Ge/Si(001) смотрели с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ).

### 3. Результаты эксперимента и обсуждение

#### 3.1. Перенос легирующей примеси из сублимирующего Ge-источника в эпитаксиальный слой

Далее приведены установленные количественные закономерности переноса легирующей примеси (Ga и Sb) из Ge-источника в слой Ge при выращивании их методом HW CVD на подложках Si(001).

Количественно эффективность легирования ЭС обычно определяется коэффициентом переноса атомов примеси:

$$k_n = \frac{N}{N_{so}}, \quad (1)$$

где  $N$  — концентрация примеси в ЭС,  $N_{so}$  — концентрация примеси в источнике.

Нами было установлено, что коэффициент переноса атомов Ga или Sb из легированных этими примесями Ge-источников в ЭС Ge сильно зависит от температуры роста и скорости роста, а также от концентрации примеси в источнике.

Зависимость концентрации дырок (Ga) в ЭС Ge от температуры роста представлена на рис. 1 (кривая 1). Источники были вырезаны из монокристаллов Ge с концентрацией галлия  $\sim 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Там же приведена аналогичная зависимость концентрации носителей заряда от температуры роста в ЭС Ge, легированных сурьмой (кривая 2). Исходная концентрация Sb в Ge-источнике была также равна  $\sim 1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Как и следовало ожидать, в обоих случаях зависимость концентрации носителей заряда в ЭС от обратной температуры роста экспоненциальная. Значения энергии активации ( $E_a$ ) легирования, вычисленные по наклонам кривых 1 и 2 на рис. 1, и коэффициенты переноса этих примесей при  $T_S = 350^\circ\text{C}$  приведены в табл. 1. Из табл. 1 видно, что значение энергии активации Sb выше, чем энергии активации Ga, а коэффициент переноса, наоборот, в случае легирования ЭС Ge галлием он выше, чем в случае легирования сурьмой.

Наши исследования показали, что слои Ge, легированные атомами галлия, были  $p$ -типа проводимости. В то же время оказалось, что и слои Ge, выращенные с использованием источника, легированного атомами Sb ( $n$ -типа), тоже оказались  $p$ -типа проводимости. Наличие дырочной проводимости в осажденных германиевых слоях рядом

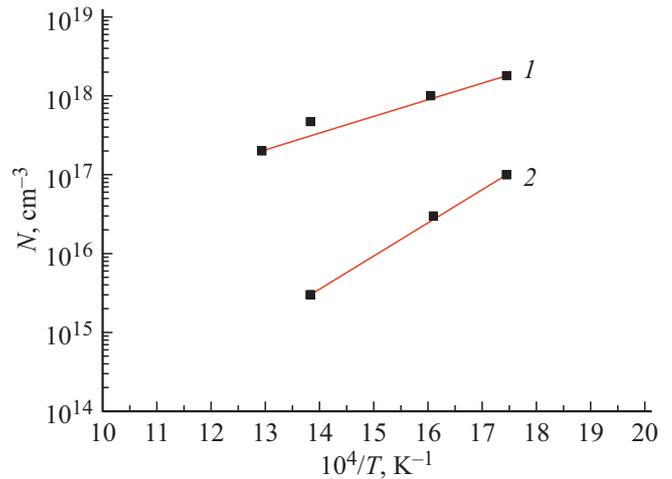


Рис. 1. Зависимость концентрации носителей заряда в ЭС Ge/Si(001) от обратной температуры подложки. Ge-источник легирован: 1 — галлием, 2 — сурьмой.

исследователей объясняется влиянием: 1) структурных дефектов, 2) поверхностных состояний, 3) примеси [22]. Причем результаты исследования довольно убедительно свидетельствуют в пользу предположения о преобладающем влиянии примеси на свойства конденсированных слоев германия.

В ряде случаев удается компенсировать акцепторные уровни, образующиеся в обычных условиях. В работе [23] слои германия легировали примесями As, P и Sb. В первых двух случаях удавалось получить слои  $n$ -типа проводимости, тогда как примесь Sb такого эффекта не давала. Авторы объясняют это разной растворимостью этих примесей в Ge: при температуре плавления растворимость фосфора превышала, а мышьяка была равна  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ , тогда как растворимость Sb составляла всего  $5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . По-видимому, в наших будущих экспериментах необходимо исследовать легирование слоев Ge/Si(001) путем сублимации Ge-источника с легирующей примесью As.

При этом причиной неудачного использования в наших опытах источника германия, легированного сурьмой, мог быть недостаточно интенсивный поток этой примеси из источника. Возможно, его не хватало для компенсации  $p$ -типа проводимости, которая наблюдается всегда при росте гетероэпитаксиальных слоев Ge/Si(001).

Нами была также исследована зависимость концентрации дырок в легированных атомами Ga ЭС Ge от скорости роста. Для этого рост проводили при постоянной температуре Ge:Ga-источника  $T_{\text{Ga}} = 900^\circ\text{C}$ , а температуру „горячей нити“ снижали с 1500 до  $1400^\circ\text{C}$  (для снижения потока Ga), при этом сохраняли постоянную температуру подложки  $T_S = 350^\circ\text{C}$ . В результате этого было установлено, что концентрация дырок в ЭС GeGa/Si(001) повышалась с  $6.5 \cdot 10^{16}$  до  $1.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ .

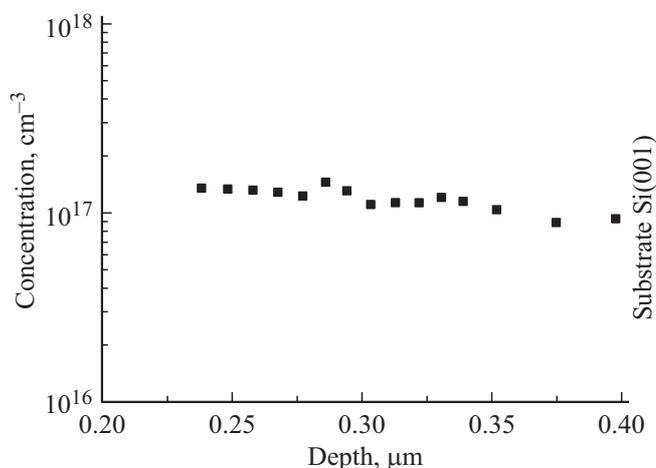
Таблица 1. Энергии активации процесса легирования ЭС и коэффициенты переноса атомов Ga и Sb из источников Ge в ЭС Ge/Si(001)

Элемент	$E_a, \text{ккал/моль}$	$K_{tr} = N_{la}/N_{so}$ при $T = 350^\circ\text{C}$
Ga	16.6	0.18
Sb	35.6	0.09

**Таблица 2.** Технологические и структурные параметры слоев Ge и Ge:Ga, выращенных на Si(001)

№ п. п.	Тип структуры	$T_S$ , °C	$d$ , мкм	РД, FWHM, град
1	Ge/Si(001)	300	2.7	0.13
2	Ge/Si(001)	300	2.0	0.14
3	Ge/Si(001)	300	1.9	0.13
4	Ge:Ga/Si(001)	300	1.5	0.11
5	Ge:Ga/Si(001)	400	1.6	0.064
6	Ge:Ga/Si(001)	450	1.9	0.063
7	Ge:Ga/Si(001)	500	1.4	0.048

Примечание.  $T_S$  — температура подложки при росте слоя, °C;  $d$  — толщина ЭС, мкм; FWHM, град — ширина кривой качания на половине максимума интенсивности пика Ge(004).



**Рис. 2.** Распределение концентрации носителей заряда по толщине слоя Ge, легированного галлием (ГДГ-0.003).

На рис. 2 приведен профиль распределения концентрации носителей заряда (дырок) по глубине ЭС Ge:Ga/Si(001). Этот слой толщиной  $\sim 1$  мкм был выращен при температуре Si-подложки  $T_S = 350^\circ\text{C}$ , температуре „горячей нити“  $T_{Ta} = 1400^\circ\text{C}$ , давлении  $\text{GeH}_4$   $p = 6 \cdot 10^{-4}$  Торр и скорости роста  $V_p = 0.6$  мкм/час. Источник легирующей примеси Ga был вырезан из слитка Ge с концентрацией  $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Перед ростом слоев для стабилизации потока примеси источник предварительно был отожжен при  $T = 850^\circ\text{C}$  в течение 30 мин. Из рис. 2 видно, что распределение концентрации носителей заряда по толщине слоя — равномерное. Этому способствовало, по-видимому, с одной стороны, наличие атомарного водорода на поверхности роста. При диссоциации моногермана ( $\text{GeH}_4$ ) на „горячей нити“ выделяется атомарный водород. Попадая на поверхность растущего слоя, он выступает в роли сурфактанта и способствует подавлению поверхностной сегрегации примеси [24]. С другой стороны, однородному распределению носителей заряда по толщине слоя способствовало и то, что поток легирующей примеси из Ge-источника становился стационарным после его предварительного отжига.

### 3.2. Структурное совершенство ЭС Ge/Si(001), легированных переносом примеси

В табл. 2 приведены измеренные методом РД параметры структурного совершенства слоев Ge:Ga, выращенных на Si(001)-подложке. Для сравнения там же дополнительно приведены данные по параметру FWHM для нелегированных слоев Ge/Si(001). Как видно из табл. 2, легированные атомами галлия слои Ge/Si(001) являются более структурно совершенными, чем нелегированные: величина параметра FWHM у них меньше, чем у нелегированных слоев Ge/Si(001). Объяснение лучшему структурному совершенству можно дать с учетом того, что атомы Ga при гетероэпитаксиальном росте выполняют роль сурфактанта [25] и способствуют послойному росту.

Морфология поверхности слоев Ge:Ga достаточно гладкая: по данным АСМ, для них величина параметра среднеквадратичного значения (rms) составляла  $< 1$  нм на области сканирования  $10 \times 10$  мкм<sup>2</sup>. Лишь в слое, выращенном при повышенной температуре ( $500^\circ\text{C}$ ), наблюдалось некоторое увеличение шероховатости.

### 3.3. Перенос примеси из частично расплавленного Ge-источника в ЭС Ge

Для выращивания тонких ( $\leq 0.5$  мкм) сильно легированных слоев германия, которые могут быть использованы в качестве приконтактных областей в приборных структурах, нами был разработан метод формирования повышенной плотности потока примеси из Ge-источника. Увеличить плотность потока примеси можно путем повышения ее коэффициента диффузии в Ge-источнике. Так, при переводе Ge-источника из твердого состояния в расплав величина коэффициента диффузии ряда летучих примесей (в том числе и Ga, Sb) в полупроводнике увеличивается на несколько порядков величины по сравнению с коэффициентом диффузии в твердом состоянии [26].

Для того чтобы сформировать на сублимирующем источнике зону расплава, необходимо повысить величину тока, пропускаемого через Ge-источник, до появления на его поверхности участка из расплава. При этом расплавление германия обычно происходило вдоль продольной

осевой линии источника от места крепления на одном токовводе до места крепления на другом. В результате зона расплава находилась в центральной части Ge-источника, а остальная его часть сохранялась в твердом состоянии. Из этой зоны расплава и испарялась примесь с повышенной плотностью потока.

При испарении галлия из Ge-источника со сформированной зоной расплава удавалось увеличить концентрацию этой примеси в ЭС Ge почти на порядок величины по сравнению с концентрацией в слое, полученном испарением в режиме сублимации. Максимальная концентрация дырок в слоях Ge:Ga/Si(001), выращенных испарением из расплава, составляла  $\sim 8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Этот результат хорошо согласуется с данными работы [27], где сообщалось об успешном легировании ЭС Ge атомами Ga при испарении из расплава германия сильно легированного атомами Ga (Ge-источник марки ГДФ-0.0006).

Таким образом, при выращивании методом HW CVD *in situ* легированных атомами галлия ЭС Ge:Ga/Si(001), используя испарение Ga из германиевого источника путем сублимации или испарение из расплава, была достигнута в них концентрация дырок в диапазоне между  $2 \cdot 10^{17}$  и  $8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Это позволяет использовать данные ЭС Ge/Si(001) при создании ряда приборов микро- и оптоэлектроники.

#### 4. Заключение

В работе исследовались структурные и электрические свойства ЭС Ge/Si(001), выращенных низкотемпературным ( $\sim 350^\circ\text{C}$ ) методом HW CVD и легированных разными примесями (Ga и Sb), которые испарялись из Ge сублимирующего источника. Источник был вырезан в виде прямоугольной пластины из слитка монокристаллического германия, легированного заданной примесью, и нагревался до температуры, близкой к температуре плавления Ge (режим сублимации) или выше этой температуры (режим испарения из расплава).

Были исследованы количественные закономерности переноса легирующей примеси (Ga и Sb) из германиевого сублимирующего источника в слои Ge/Si(001). Установлено, что коэффициент переноса легирующей примеси сильно зависит от температуры и скорости роста, а также от концентрации примеси в источнике. Из экспоненциальной зависимости концентрации носителей заряда в ЭС Ge от обратной температуры подложки определены значения энергии активации примеси, которые составляли 35.6 ккал/моль для Sb и 16.6 ккал/моль для Ga.

Установлено также, что ЭС Ge, выращенные методом HW CVD с использованием источника, легированного донорной примесью (Sb), вопреки ожиданиям имели *p*-тип проводимости, что связано, вероятно, с недостаточно высокой плотностью потока этой примеси из сублимирующего Ge-источника.

Обеспечение стационарности потока (Ga) из сублимирующего Ge-источника путем предварительного его отжига обеспечивало в растущем ЭС Ge/Si(001) однородное распределение примеси по толщине слоя, как показало измерение концентрации носителей заряда в слое методом *C-V*-профилометрии.

Равномерному распределению концентрации носителей заряда по толщине ЭС способствовало, по видимому, и наличие на поверхности роста атомарного водорода (продукта термического разложения моногермана), который как сурфактант подавляет поверхностную сегрегацию примеси.

Исследование методом РД структурного совершенства легированных ЭС Ge:Ga/Si(001) показало, что оно выше, чем структурное совершенство нелегированных слоев, что, вероятно, объясняется действием атомов галлия как сурфактанта.

Установлено также, что испарение атомов примеси (Ga) из Ge-источника со сформированной зоной расплава на нем позволяет увеличить почти на порядок величины концентрацию примеси в ЭС Ge по сравнению с концентрацией их в ЭС Ge, легированных *in situ* испарением примеси (галлия) из сублимационного источника. Максимальная концентрация дырок в таких слоях составляла  $\sim 8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ .

В целом методом легирования ЭС Ge в процессе HW CVD путем испарения примеси из сублимирующего источника (из твердой фазы) и испарением из расплава возможно получение слоев Ge *p*-типа с концентрацией носителей заряда (дырок) от  $2 \cdot 10^{17}$  до  $8 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ . Это позволяет использовать такие ЭС Ge:Ga/Si(001) при изготовлении *p*-МОП транзисторов и *p-i-n*-фотоприемников.

#### 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] K. Brunner. Rep. Progr. Phys., **65** (1), 27 (2002).
- [2] J. Liu, H.J. Kim, O. Hul'ko, Y.H. Xie, S. Sahni, P. Bandaru, E. Yablonovitch. J. Appl. Phys., **96** (1), 916 (2004).
- [3] T.K.P. Luong, M.T. Dau, M.A. Zrir, M. Stoffel, V. Le Thanh, M. Petit, A. Ghrib, M. El Kurdi, P. Boucaud, H. Rinnert, J. Murota. J. Appl. Phys., **114**, 083504-1 (2013).
- [4] M. Halbwx, M. Rouviere, V. Zheng, D. Debarre, Lam H. Nguyen, J-L. Cercus, C. Clerc, V. Yam, S. Laval, E. Cassan, D. Bouchier. Optical Mater., **27** (5), 822 (2005).
- [5] B. Dutt, D.S. Sukhdeo, D. Nam, B.M. Vulovic, Z. Yuan, K.C. Saraswat. IEEE Photonics J., **4** (5), 2002 (2012)

- [6] V.G. Shengurov, V.Yu. Chalkov, S.A. Denisov, N.A. Alyabina, D.V. Guseinov, V.N. Trushin, A.P. Gorshkov, N.S. Volkova, M.M. Ivanova, A.V. Kruglov, D.O. Filatov. *Phys. Semicond. Dev.*, **49** (10), 1411 (2015).
- [7] V.G. Shengurov, S.A. Denisov, V.Yu. Chalkov, V.N. Trushin, A.V. Zaitsev, D.S. Prokhorov, D.O. Filatov, A.V. Zdoroveishchev, M.V. Vedy, A.V. Kudrin, M.V. Dorokhin, Yu.N. Buzynin. *Mater. Sci. Semicond. Processing*, **100**, 175 (2019).
- [8] R. Pillarisetty. *Nature*, **479** (7373), 324 (2011).
- [9] B. Dutt, D.S. Sukhdeo, D. Nam, B.M. Vulovic, Z. Yuan, K.C. Saraswat. *IEEE Photonics J.*, **4** (5), 2002 (2012).
- [10] S.L. Cheng, J. Lu, G. Shambat, H. Yu, K. Saraswat, J. Vuckovic, Y. Nishi. *Opt. Express*, **17** (12), 10019 (2009).
- [11] D.V. Yurasov, A.V. Antonov, M.N. Drozdov, P.A. Yunin, B.A. Andreev, P.A. Bushuykin, N.A. Baydakova, A.V. Novikov. *J. Cryst. Growth*, **491**, 26 (2018).
- [12] Q. Lu, T.R. Bramblett, M.A. Hasan, N.E. Lee, J.E. Greene. *J. Appl. Phys.*, **78**, 6027 (1995).
- [13] H. Kim, J.E. Greene. *J. Vacuum Sci. Technol. A*, **17**, 354 (1999).
- [14] В.М. Глазов, В.С. Земсков. *Физико-химические основы легирования полупроводников* (М., Наука, 1967).
- [15] В.Г. Шенгуров. *Поверхность. Физика, химия, механика*, **10**, 44 (1994).
- [16] В.В. Постников, М.И. Овсянников, Р.Г. Логинова, Р.А. Рубцова, Т.Н. Сергиевская, В.А. Толочасов. *ДАН СССР*, **175** (4), 817 (1967).
- [17] В.П. Кузнецов, В.В. Постников. *Кристаллография*, **19** (2), 346 (1974).
- [18] В.Г. Шенгуров, С.П. Светлов, В.Ю. Чалков, Д.В. Шенгуров, С.А. Денисов. *ФТП*, **40** (2), 188 (2006).
- [19] Г.А. Куров. *ФТТ*, **3** (6), 1662 (1961).
- [20] 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).
- [21] А.Н. Несмеянов. *Давление паров химических элементов* (М., АН СССР, 1961).
- [22] Л.С. Палатник, И.И. Папилов. *Эпитаксиальные пленки* (М., Наука, 1971).
- [23] Y. Sakai, K. Takahashi. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **2** (10), 629 (1963).
- [24] N. Ohtani, S. Mokler, M.H. Xie, J.Z. Zhang, B. Joyce. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **33** (4), 2311 (1994).
- [25] S. Maruno, S. Fajita, H. Watanabe, Y. Kusumi, M. Ichikawa. *Appl. Phys. Lett.*, **68** (16), 2213 (1996).
- [26] Б.И. Болтакс. *Диффузия в полупроводниках* (М., Физматгиз, 1961).
- [27] Б.С. Анисимов, Г.Ф. Лымарь, Л.Н. Немировский и др. В сб.: *Процессы роста кристаллов и пленок полупроводников* (Новосибирск, 1967).

Редактор Г.А. Оганесян

## Ge/Si(001) heteroepitaxial layers doped in the HW CVD process by impurity evaporation from a sublimating Ge source

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

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

**Abstract** Ge/Si(001) heteroepitaxial layers were grown by HW CVD and in situ doped with Ga or Sb using a separate resistively heated Ge source containing one of these impurities. Sublimation of the germanium source gave a concentration of  $\sim 1 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$  gallium atoms in the layers. The mode of introduction of this impurity into the epitaxial layers was investigated as a function of hot filament (Ta) temperature and growth temperature using *C-V* and Hall effect. To increase the maximum concentration of charge carriers in the Ge/Si(001) layers, a melt zone was formed on the Ge source during the growth of the layers, which made it possible to increase the concentration of impurities in the Ge layer by almost an order of magnitude.