

Возможность получения пленок $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ на кремниевых подложках методом жидкофазной эпитаксии

© Ш.Н. Усмонов[¶], А.С. Саидов, А.Ю. Лейдерман, Д. Сапаров, К.Т. Холиков

Физико-технический институт им. С.В. Стародубцева Академии наук Республики Узбекистан
100084 Ташкент, Узбекистан

(Получена 12 января 2009 г. Принята к печати 19 января 2009 г.)

Показана возможность выращивания непрерывного твердого раствора $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ ($x = 0-1$) на кремниевых подложках методом жидкофазной эпитаксии из оловянного раствора–расплава. Исследованы рентгенограммы, спектральные и вольт-амперные характеристики полученных структур $p\text{-Si}-n\text{-(GaSb)}_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ в интервале температур 20–200°С. На вольт-амперных характеристиках обнаружен протяженный участок типа $V \propto \exp(JaW)$, соответствующий эффекту инжекционного обеднения.

PACS: 73.40.Kp, 78.20.-e, 78.66.Fd, 81.40.Tv

1. Введение

Узкозонный полупроводник GaSb является одним из активно исследуемых перспективных материалов для создания различных оптоэлектронных приборов в инфракрасной области спектра (1.0–2.5 мкм), в том числе термофотоэлектрических элементов [1], светодиодов [2], фотодиодов [3] и т.д. Однако GaSb является дорогим полупроводниковым материалом и разработка технологии выращивания пленок антимонида галлия с толщинами 5–10 мкм на дешевой полупроводниковой подложке, какой является монокристаллический кремний, снизила бы стоимость активного элемента на основе GaSb. В связи с этим разработка технологии получения тонких совершенных эпитаксиальных пленок GaSb на кремниевых подложках и исследования их электрических и фотоэлектрических характеристик представляют несомненный интерес.

Эпитаксиальные слои GaSb и его твердых растворов были выращены методом жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ) из Ga-, Sb-, Pb- и Bi-расплавов на подложках из GaSb [4], кремния, кварца, сапфира и поликристаллического CdTe [5], а также методами газофазной эпитаксии из металлорганических соединений на подложках из GaSb, GaAs [6] и молекулярно-пучковой эпитаксии [7]. Качество пленок зависело от материала подложки и от приведенной концентрации сурьмы

$$X_{\text{Sb}} = \frac{[\text{Sb}]}{[\text{Sb} + \text{Ga}]}$$

в галлиевом растворе-расплаве или газофазной среде. Пленки с зеркальными поверхностями и с наименьшими структурными дефектами выращивались, как и следовало ожидать, на подложках из антимонида галлия, тогда как на подложках GaAs поверхность пленок была более матовая с большей концентрацией структурных дефектов [6]. В работе [5] при ЖФЭ из Ga-раствора-расплава на подложках монокристаллического кремния наблюдался островковый рост слоев с металлическими

включениями, и поверхность подложки не была полностью покрыта пленкой. Гексагональные микрокристаллики GaSb различной ориентации росли на Ga, и, когда остаточный Ga-слой удалялся с подложки горячей водой, эти микрокристаллики также исчезали.

В данной работе мы сообщаем результаты по выращиванию и исследованию фотоэлектрических характеристик эпитаксиальных слоев GaSb, выращенных на монокристаллических кремниевых пластинках.

2. Методика выращивания эпитаксиальных слоев антимонида галлия

Слои GaSb выращивались методом жидкофазной эпитаксии по технологии, описанной в работе [8]. Подложками служили кремниевые шайбы диаметром 20 мм и толщиной ~ 400 мкм, вырезанные из монокристаллического кремния p - и n -типа проводимости с ориентацией $\langle 111 \rangle$ и с удельными сопротивлениями 0.5 и 0.01 Ом · см соответственно. Для выращивания слоев нами был использован кварцевый реактор вертикального типа с горизонтально расположенными подложками. Рост эпитаксиального слоя осуществлялся из малого объема оловянного раствора-расплава, ограниченного двумя подложками в атмосфере очищенного палладием водорода, что дало возможность минимизировать количество расходуемого раствора-расплава. Сначала в реакторе создавали вакуум до остаточного давления 10^{-2} Па, затем в течение 15 мин через реактор пропускался очищенный водород и после этого начинался процесс нагревания. Когда температура доходила до необходимого значения, система переключалась в автоматический режим. В течение 40 мин производилась гомогенизация раствора-расплава. Потом подложки на графитовом держателе приводились в контакт с раствором-расплавом и после заполнения зазоров между подложками раствором-расплавом поднимались на 1 см выше уровня раствора. Состав раствора-расплава был получен на основе предварительных исследований системы

[¶] E-mail: Sh_usmonov@rambler.ru

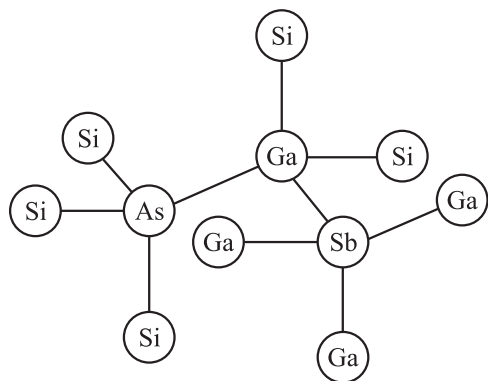


Рис. 1. Пространственная конфигурация тетраэдрических связей молекул непрерывного твердого раствора замещения $(\text{GaSb})_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y$.

$\text{Sn-GaSb-GaAs-Si-Al}$ и литературных данных [9–11]. В начальный момент роста из раствора–расплава происходит кристаллизация Si, поскольку при выбранной температуре эпитаксии раствор является насыщенным по отношению к Si. При более низких температурах создаются условия для выращивания твердого раствора $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$, так как при этих температурах раствор–расплавы становятся пересыщенными кремнием и антимонидом галлия. Образцы выращивались при различных значениях параметров жидкофазной эпитаксии. Варьировались расстояние между верхними и нижними подложками, начало температуры кристаллизации и скорость охлаждения оловянного раствора–расплава. Эпитаксиальные слои с наилучшими параметрами получались при расстоянии между верхними и нижними подложками, равном 1.5 мм, температуре начала кристаллизации оловянного раствора–расплава 650°C и скорости охлаждения подложки 1 град/мин. Выращенные пленки имели n -тип проводимости с удельным сопротивлением $\sim 0.01 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ и толщину 8–10 мкм.

Поскольку периоды кристаллических решеток Si (5.41 \AA) и GaSb (6.09 \AA) отличаются, выращивание GaSb на кремниевых подложках без буферного или без варизонного $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ ($x = 0-1$) слоя, по-видимому, будет очень сложным [12,13]. Поэтому для сглаживания параметров решетки и плавного перехода от Si-подложки к эпитаксиальному слою GaSb мы использовали буферный слой, состоящий из компонентов Si₂, GaAs и GaSb. Компоненты буферного слоя изовалентны между собой, суммы ковалентных радиусов атомов кремния $r_{\text{Si}} + r_{\text{Si}} = 2.34 \text{ \AA}$, арсенида галлия $r_{\text{Ga}} + r_{\text{As}} = 2.44 \text{ \AA}$ и антимонида галлия $r_{\text{Ga}} + r_{\text{Sb}} = 2.62 \text{ \AA}$ близки и их взаимное замещение не сильно деформирует кристаллическую решетку. Подобно тому как отмечалось в [14], для твердого раствора $(\text{Si}_2)_{1-x}(\text{CdS})_x$ эти компоненты, образуя непрерывный твердый раствор замещения [15] в виде $(\text{GaSb})_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y$, снимают механическое напряжение в переходной области подложка–пленка, постепенно уменьшается

отрицательная роль несоответствия параметров решетки и происходит плавный переход от Si к GaSb. Следует отметить, что период кристаллической решетки GaAs (5.65 \AA) имеет промежуточное значение между Si и GaSb. Переходная область представляет собой варизонный слой с изменяющимся составом. На рис. 1 представлена пространственная конфигурация тетраэдрических связей молекул переходного слоя, состоящая из Si, GaAs и GaSb, который охватывает связи 3 Si–As, 1 Ga–As, 2 Ga–Si и 4 Ga–Sb.

Исследования химического состава поверхности и скола выращенных эпитаксиальных слоев $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ были проведены на рентгеновском микроанализаторе „Jeol“ JSM 5910 LV-Japan. Результаты рентгеновского микроанализа и растровых картин по сколу и по поверхности показали, что эпитаксиальные слои не содержат металлических включений, распределение компонентов по поверхности эпитаксиального слоя однородное и в объеме твердого раствора $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ изменяется в пределах $x = 0-1$. Вся поверхность подложки была покрыта прочно соединенной с ней пленкой, а поверхность слоя была зеркальная. Как видно из рис. 2, *a*, эпитаксиальный слой является сплошным. Рис. 2, *b* свидетельствует об образовании подслоя

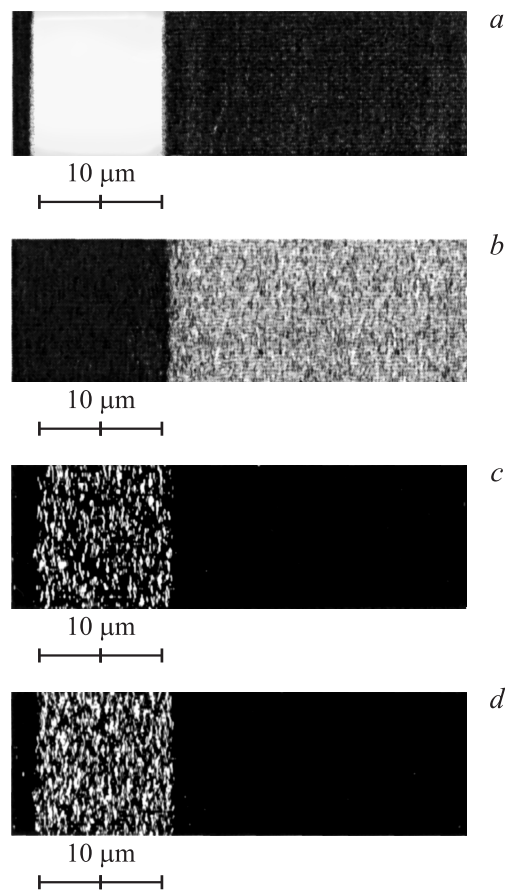


Рис. 2. Растровые картины скола эпитаксиального слоя $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$, полученные методами: *a* — вторичной электронной эмиссии (SEI), *b* — $\text{Si}_{K\alpha}$, *c* — $\text{Ga}_{K\alpha}$, *d* — $\text{Sb}_{K\alpha}$.

твердого раствора $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$, обеспечивающего достаточную адгезию с Si-подложкой, что является предметом дальнейшего исследования. Ga (рис. 2, c) и Sb (рис. 2, d) содержатся по всей толщине слоя.

3. Фотоэлектрические измерения параметров эпитаксиального слоя

3.1. Фоточувствительность структур $p\text{-Si}-n\text{-(GaSb)}_{1-x}(\text{Si}_2)_x$

В результате эпитаксии были получены изотипные $(n\text{-Si}-n\text{-(GaSb)}_{1-x}(\text{Si}_2)_x)$ и неизотипные $(p\text{-Si}-n\text{-(GaSb)}_{1-x}(\text{Si}_2)_x)$ переходы с буферным слоем, состоящим из непрерывного твердого раствора замещения $(\text{GaSb})_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y$. Состав переходного слоя меняется по толщине пленки, ближе к подложке преобладает Si, и по мере роста пленки в кристаллической решетке начинают увеличиваться молярные доли GaAs и GaSb. Для выяснения роли компонентов буферного слоя экспериментально определили спектральную зависимость фоточувствительности структур [16].

Поскольку состав буферного слоя меняется по толщине пленки, мы сделали косой шлиф эпитаксиального слоя под углом 3° и снимали спектральную фоточувствительность структур, подавая световой зонд на различные участки по толщине слоя (по косому шлифу). Эти зависимости приведены на рис. 3. Спектр 1 на рис. 3 соответствует случаю, когда излучение подавалось на близлежащие к подложке участки пленки, где основной компонентой является Si. Спектр 2 — когда излучение подавалось в среднюю область, где толщина эпитаксиальной пленки составляла ~ 5 мкм, а спектр 3 — на верхние слои пленки, где основной компонентой является GaSb.

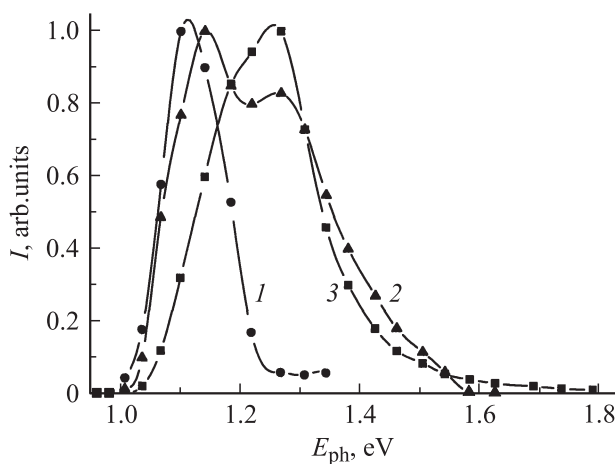


Рис. 3. Спектральная фоточувствительность структур $p\text{-Si}-n\text{-(GaSb)}_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y$ при попадании света на различные участки пленки при 300 К: 1 — близлежащий к подложке (с преобладанием Si), 2 — средняя часть пленки, 3 — верхние слои пленки (с преобладанием GaSb).

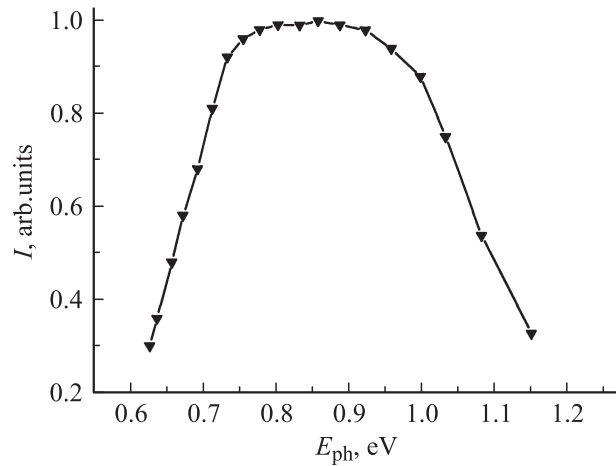


Рис. 4. Спектральная фоточувствительность структур $p\text{-Si}-n\text{-(GaSb)}_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y-n\text{-(GaSb)}$ при 300 К.

Видно, что в спектральных зависимостях 2, 3 на рис. 3 присутствует пик фоточувствительности в коротковолновой области спектра при значениях энергии фотонов $E_{ph} \approx 1.3$ эВ. Приближенная оценка химического состава поверхности и скола выращенных эпитаксиальных слоев $(\text{GaSb})_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y$ на рентгеновском микроанализаторе показала, что молярное содержание GaAs и Si в слое толщиной ~ 5 мкм составляет 0.5 и 7.4% соответственно. GaAs при таких содержаниях представляет собой изovalентную примесь в твердом растворе $(\text{GaSb})_{0.926}(\text{Si}_2)_{0.074}$. По-видимому, подъем чувствительности при $E_{ph} \approx 1.3$ эВ обусловлен примесью GaAs. Известно, что ширина запрещенной зоны GaAs $E_{g,\text{GaAs}} = 1.44$ эВ больше, чем $E_{g,\text{GaSb}} = 0.67$ эВ и $E_{g,\text{Si}} = 1.1$ эВ. Ковалентная связь между атомами молекул Ga-As прочнее, чем связь Ga-Sb и Si-Si. Однако, когда молекула GaAs замещает GaSb в тетраэдрической решетке антимонида галлия (см. рис. 1), связь Ga-As ослабляется под влиянием окружающих ее молекул GaSb до значения ~ 1.3 эВ, что обуславливает возникновение примесного уровня GaAs, расположенного в валентной зоне твердого раствора $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$. Фоточувствительность верхнего слоя структуры, относящегося к GaSb, начинается с энергией фотонов $E_{ph} \approx 1.0$ эВ (кривая 3 на рис. 3); это связано с тонкостью верхнего слоя GaSb.

Для улучшения кристаллического совершенства и полноты поглощения на буферном слое в отдельном процессе был выращен дополнительный эпитаксиальный слой GaSb n -типа проводимости с толщиной 10 мкм. На рис. 4 приведена спектральная зависимость фоточувствительности структуры $p\text{-Si}-n\text{-(GaSb)}_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y-n\text{-GaSb}$ при 300 К. Как видно из рисунка, фоточувствительность охватывает диапазон энергии фотонов от 0.62 до 1.15 эВ. Это свидетельствует о фотогенерации электронно-дырочных пар в слое GaSb, которые, достигая разделяющего поля p - n -перехода, создают фототок. Отсутствие фотоот-

клика в коротковолновой области спектра с энергией фотонов $h\nu \geq 1.2$ эВ, по-видимому, связано с тем, что носители тока, сгенерированные в приповерхностной области структуры коротковолновыми фотонами, не достигают разделяющего поля p - n -перехода, глубина залегания которого составляет ~ 18 мкм.

3.2. Вольт-амперная характеристика структур p -Si- n -(GaSb) $_{1-x}$ (Si $_2$) $_x$

Для исследования вольт-амперной характеристики (ВАХ) структуры p -Si- n -(GaSb) $_{1-x}$ (Si $_2$) $_x$ ($x = 0-1$) методом вакуумного напыления создавались омические контакты — сплошные с тыльной стороны и четырехугольные с площадью 4 мм^2 из серебра со стороны эпитаксиального слоя. ВАХ в прямом направлении, представленные на рис. 5, измерялись в температурном диапазоне $20-200^\circ\text{C}$.

Начальный участок ВАХ хорошо описывается известной зависимостью Стафеева [17], полученной им для p - n -диодных структур с омическим тыловым контактом:

$$J = J_0 \exp\left(\frac{qV}{ckT}\right) \quad (1)$$

и уточненной в [18] для p - i - n -структур. Показатель c в экспоненте, вычисленный из ВАХ, имеет значение ~ 8.5 и описывается выражением

$$c = \frac{2b + ch\left(\frac{W}{L_p}\right) + 1}{b + 1}, \quad (2)$$

где $b = \mu_n/\mu_p$ — отношение подвижностей электронов и дырок, W — толщина базовой области, L_p — диффузионная длина неосновных носителей. Используя для $W = 10$ мкм, для $b = 6$ (что соответствует данным для GaSb [19,20]), из (2) находим значение $L_p = 2.2$ мкм. Подвижность основных носителей, найденная по эффекту Холла, имела при комнатной температуре значение $\mu_n = 170 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$, что позволяет определить подвижность неосновных носителей $\mu_p = \mu_n/b$, которая оказалась равной $28.3 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$. Это в свою очередь позволило определить время жизни неосновных носителей из соотношения $\tau_p = L_p^2/D_p$, которое оказалось равным $2.7 \cdot 10^{-7}$ с. С другой стороны, время, измеренное по релаксации фотопроводимости $\tau_{ph} \approx 3.7 \cdot 10^{-7}$ с, т.е. находится в хорошем согласии со значением τ_p , вычисленным из показателя c экспоненциальной зависимости (1).

Последующий участок ВАХ хорошо описывается зависимостью

$$V = V_0 \exp(JaW), \quad (3)$$

впервые теоретически предсказанной в [21] и затем наблюдавшейся экспериментально на многих полупроводниковых материалах и структурах. В частности, недавно подобная зависимость наблюдалась на гетероструктурах CdSe-CdTe [22] и непрерывных твердых растворах (Si $_2$) $_{1-x}$ (CdS) $_x$ [23]. Известно (см. [18,21,24]), что такая

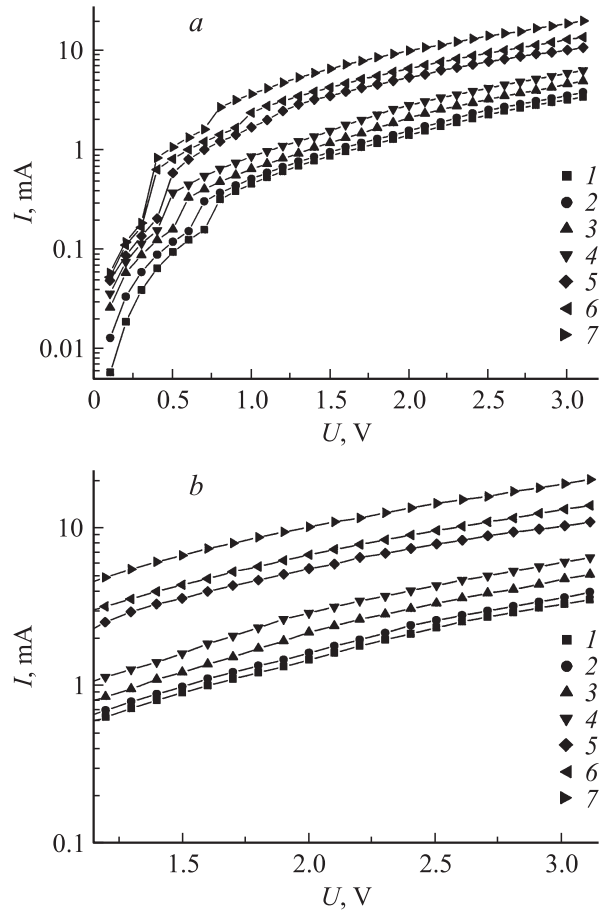


Рис. 5. Вольт-амперные характеристики структур p -Si- n -(GaSb) $_{1-x}$ (Si $_2$) $_x$ ($x = 0-1$) в прямом направлении (а) и их сублинейные участки (б) при температурах, $^\circ\text{C}$: 1 — 20, 2 — 50, 3 — 80, 4 — 110, 5 — 140, 6 — 170, 7 — 200.

ВАХ (3) реализуется в полупроводниковых структурах, содержащих высокие концентрации глубоких примесей, в условиях встречных направлений амбиполярной диффузии и дрейфа, причем в этом случае параметр a описывается простым выражением:

$$a = \frac{1}{2qD_pN}, \quad (4)$$

где N — концентрация глубоких примесей.

Для реализации этого режима, получившего впоследствии название эффекта инжекционного обеднения (см. [18,21,24]), необходимо соблюдение условия $JaW > 2$. В нашем случае при комнатной температуре $JaW > 3.1$, т.е. это требование выполняется.

Параметр a легко вычислить из соответствующих сублинейных участков ВАХ рис. 5:

$$a = \frac{\ln\left(\frac{V_2}{V_1}\right)S}{(I_2 - I_1)W}, \quad (5)$$

где S — площадь поперечного сечения; (I_1, V_1) , (I_2, V_2) — точки, выбранные на экспериментальных кривых участков инжекционного обеднения.

Значения параметра a в зависимости от температуры

$T, ^\circ\text{C}$	20	50	80	110	140	170	200
$a, \text{см}/\text{А}$	$9.90 \cdot 10^4$	$9.03 \cdot 10^4$	$7.14 \cdot 10^4$	$5.11 \cdot 10^4$	$5.33 \cdot 10^4$	$2.98 \cdot 10^4$	$2.03 \cdot 10^4$

Поскольку мы располагаем набором ВАХ, соответствующих различным температурам, мы можем по формуле (5) вычислить значения параметра a при различных температурах, которые приведены в таблице.

Знание величины a позволяет из формулы (4) определить концентрацию глубоких примесей, ответственных за появление сублинейного участка (3), которая при комнатной температуре составляет $N = 4.3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-3}$, что, по-видимому, соответствует акцепторному уровню, создаваемому оловом [25]. Поскольку в исследуемом диапазоне температур эта концентрация вряд ли может заметно измениться, можно предположить, что изменения $a(T)$ обусловлены изменением подвижности неосновных носителей с температурой. Используя данные таблицы, мы нашли зависимость подвижности от температуры, которая представлена на рис. 6. Из этого рисунка видно, что в интервале от 20 до 110 $^\circ\text{C}$ подвижность медленно возрастает с ростом температуры, а затем начинается спад, т.е. в этом интервале мы имеем достаточно обычную зависимость $\mu(T)$ (см., например, [26]). Далее в интервале температуры от 140 до 200 $^\circ\text{C}$ начинается область нового, более резкого роста $\mu(T)$. Подобная зависимость для $p\text{-GaSb}$ впервые наблюдалась в [19,27] в области температур 100–400 $^\circ\text{C}$. По-видимому, это связано с увеличением роли рассеяния носителей заряда на ионизованных примесях.

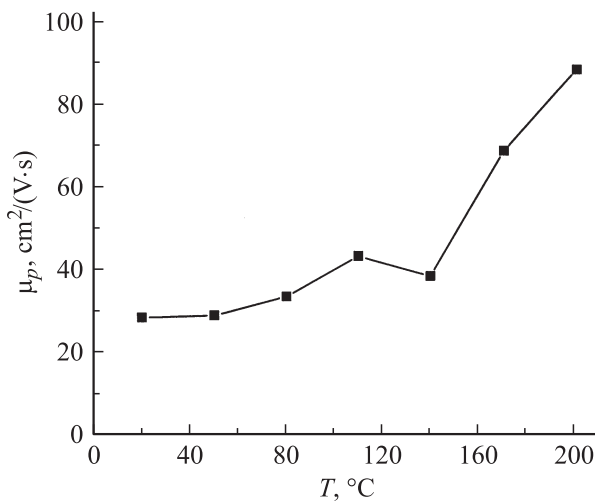


Рис. 6. Зависимость подвижности неосновных носителей тока эпитаксиального слоя непрерывного твердого раствора $n\text{-}(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ ($x = 0-1$) от температуры, построенная по данным таблицы.

4. Заключение

Таким образом, показана принципиальная возможность выращивания методом жидкофазной эпитаксии пленок GaSb на кремниевой подложке через буферный слой $(\text{GaSb})_{1-x-y}(\text{Si}_2)_x(\text{GaAs})_y$. Показано, что промежуточная переходная область обладает рядом интересных свойств. Выращенные эпитаксиальные слои могут быть использованы как подложечный материал для дальнейшего осаждения на них полупроводниковых пленок на основе антимонида галлия.

Список литературы

- [1] В.П. Хвостиков, О.А. Хвостикова, П.Ю. Газарян, М.З. Шварц, В.Д. Румянцев, В.М. Андреев. *ФТП*, **38**(8), 988 (2004).
- [2] Т.Н. Данилова, Б.Е. Журтанов, А.Н. Именков, Ю.П. Яковлев. *ФТП*, **39**(11), 1231 (2005).
- [3] А.П. Астахова, Б.Е. Журтанов, А.Н. Именков, М.П. Михайлова, М.А. Сиповская, Н.Д. Стоянов, Ю.П. Яковлев. *Письма ЖТФ*, **33**(19), 8 (2007).
- [4] Т.И. Воронина, Б.Е. Журтанов, Т.С. Лагунова, М.А. Сиповская, В.В. Шерстнев, Ю.П. Яковлев. *ФТП*, **32**(3), 278 (1998).
- [5] С.М. Ruiz, J.L. Plaza, V. Bermudez, E. Di'eguez. *J. Phys.: Condens. Matter*, **14**, 12 755 (2002).
- [6] Р.В. Лёвин, А.С. Власов, Н.В. Зотова, Б.А. Матвеев, Б.В. Пушный, В.М. Андреев. *ФТП*, **40**(12), 1427 (2006).
- [7] С.А. Wang, D.A. Shiau, A. Lin. *J. Cryst. Growth*, **261**, 385 (2004).
- [8] A.S. Saidov, A.Sh. Razzakov, V.A. Risaeva, E.A. Koschanov. *Mater. Chem. Phys.*, **68**, 1 (2001).
- [9] В.М. Андреев, Л.М. Долгинов, Д.Н. Третьяков. *Жидкостная эпитаксия в технологии полупроводниковых приборов* (М., Сов. радио, 1975).
- [10] М. Хансен, К. Андерко. *Структуры двойных сплавов* (М., Металлургиздат, 1962) т. II. [Пер. с англ.: М. Hansen, K. Anderko. *Constitution of binary alloys* (Toronto-London-N.Y., 1985) в. II].
- [11] А.С. Саидов, М.С. Саидов, Э.А. Кошчанов. *Жидкостная эпитаксия компенсированных слоев арсенида галлия и твердых растворов на его основе* (Ташкент, Фан, 1986).
- [12] Ж.И. Алфёров. *Наука и общество* (СПб., Наука, 2005).
- [13] А.С. Саидов. *Матер. 3-й Межд. конф., посвященной 15-летию независимости Узбекистана „Фундаментальные и прикладные вопросы физики“* (Ташкент, 2006) с. 279.
- [14] А.С. Саидов, Ш.Н. Усмонов, К.Т. Холиков, Д. Сапаров. *Письма ЖТФ*, **33**(20), 5 (2007).
- [15] М.С. Саидов. *Гелиотехника*, **5-6**, 57 (1997).

- [16] А.С. Саидов, М.С. Саидов, Ш.Н. Усмонов, К.Т. Холиков, Д. Сапаров. Гелиотехника, **3**, 85 (2007).
- [17] В.И. Стафеев. ЖТФ, **28**(8), 1631 (1958).
- [18] Э.И. Адирович, П.М. Карагеоргий-Алкалаев, А.Ю. Лейдерман. Токи двойной инжекции в полупроводниках (М., Сов. радио, 1978).
- [19] О. Моделунг. Физика полупроводниковых соединений элементов III и V групп (М., Мир, 1967). [Пер. с англ.: O. Modelung. *Physics of III-V Compounds* (N.Y.–London–Sydney, 1964)].
- [20] А.С. Саидов, В.М. Тучкевич, Ю.М. Шмарцев. ФТП, **2**(6), 891 (1968).
- [21] A.Yu. Leiderman, P.M. Karageorgiy–Alkalaev. Sol. St. Commun., **27**, 339 (1978).
- [22] Х.Х. Исмоилов, А.М. Абдугафуров, Ш.А. Мирсагатов, А.Ю. Лейдерман. ФТТ, **50**(11), 1953 (2008).
- [23] А.С. Саидов, А.Ю. Лейдерман, Ш.Н. Усмонов, К.Т. Холиков. ФТП, **43**(4), 436 (2009).
- [24] П.М. Карагеоргий-Алкалаев, А.Ю. Лейдерман. Фоточувствительность полупроводниковых структур с глубокими примесями (Ташкент, Фан, 1981).
- [25] С. Зи. Физика полупроводниковых приборов (М., Мир, 1984) т. I. [Пер. с англ.: S.M. Sze. *Physics of Semiconductor Devices* (N.Y.–Chichester–Brisbane–Toronto–Singapore, 1981)].
- [26] К.В. Шалимов. Физика полупроводников (М., Энергоиздат, 1985).
- [27] H. Welker. Physics, **20**, 893 (1954).

Редактор Т.А. Полянская

Possibility of growing of $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ films on silicon substrates by liquid-phase epitaxy method

Sh.N. Usmonov, A.S. Saidov, A.Yu. Leyderman,
D. Saparov, K.T. Kholikov

Physicotechnical Institute,
Academy of Sciences of the Republic of Uzbekistan,
100084 Tashkent, Uzbekistan

Abstract It has been shown possibility of growing of continuous solid solution $(\text{GaSb})_{1-x}(\text{Si}_2)_x$ ($x = 0-1$) on silicon substrates by liquid-phase epitaxy method from tin solution–melting. It has been researched radiographs, spectral characteristics and current-voltage characteristics of obtained $p\text{-Si-}n\text{-(GaSb)}_{1-x}\text{(Si}_2)_x$ structures at temperature interval 20–200°C. On the current–voltage characteristics it has been observed extended part of type $V \propto \exp(JaW)$ related with injection depletion effect.