

**В Е С Т Н И К  
ТОМСКОГО ГОСУДАРСТВЕННОГО УНИВЕРСИТЕТА**

**ОБЩЕНАУЧНЫЙ ПЕРИОДИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ**

№ 285

Январь

2005

Серия «Физика»

Свидетельства о регистрации: бумажный вариант № 018694, электронный вариант № 018693  
выданы Госкомпечати РФ 14 апреля 1999 г.

ISSN: печатный вариант – 1561-7793; электронный вариант – 1561-803X  
от 20 апреля 1999 г. Международного Центра ISSN (Париж)

**СПЕЦИАЛЬНЫЙ ВЫПУСК,  
посвященный 50-летию организации в ТГУ научного и образовательного направлений  
по физике полупроводников**

**СОДЕРЖАНИЕ**

**ПРЕДИСЛОВИЕ** ..... 2

**ИСТОРИЯ ФОРМИРОВАНИЯ  
НАУЧНОГО И ОБРАЗОВАТЕЛЬНОГО НАПРАВЛЕНИЙ**

<b>Вяткин А.П., Кривов М.А., Лаврентьева Л.Г.</b> История организации и становления научного направления по физике полупроводников в Томском университете и Сибирском физико-техническом институте .....	3
<b>Романова И.Д.</b> Научно-исследовательскому институту полупроводниковых приборов 40 лет.....	13
<b>Лаврентьева Л.Г., Ивонин И.В.</b> Основные этапы развития научного направления по эпитаксии полупроводников в СФТИ.....	17
<b>Воеводин В.Г.</b> Лаборатория полупроводникового материаловедения СФТИ.....	24
<b>Хлудков С.С.</b> Становление и развитие лаборатории физики полупроводников.....	28
<b>Вяткин А.П., Вилисов А.А.</b> Развитие физико-технологических основ создания полупроводниковых приборов .....	33
<b>Войцеховский А.В., Коханенко А.П.</b> Высокочувствительные приемники оптического излучения .....	39
<b>Мокроусов Г.М.</b> Физико-химические аспекты электронного материаловедения.....	43
<b>Войцеховский А.В., Гаман В.И., Гермогенов В.П., Ивонин И.В., Лаврентьева Л.Г., Мокроусов Г.М.</b> Подготовка специалистов в области физики и техники полупроводников в Томском госуниверситете.....	47

**НАУЧНЫЕ СТАТЬИ (ОБЗОРЫ)**

<b>Караваев Г.Ф., Гриняев С.Н., Чернышов В.Н.</b> Исследование электронных процессов в наноструктурах.....	53
<b>Воеводин В.Г., Чалдышев В.А.</b> Исследование тройных полупроводников $A^2B^4C_2^5$ .....	63
<b>Лаврентьева Л.Г., Вилисова М.Д., Ивонин И.В.</b> Газофазовая эпитаксия арсенида галлия .....	74
<b>Хлудков С.С.</b> Диффузия примесей в арсениде галлия, диффузионные структуры и приборы .....	84
<b>Брудный В.Н.</b> Радиационные эффекты в полупроводниках.....	95
<b>Гермогенов В.П.</b> От сплавных контактов к эпитаксиальным гетероструктурам.....	103
<b>Гаман В.И.</b> Электронные процессы в полупроводниковых диодах и структурах металл – диэлектрик – полупроводник.....	112
<b>Вяткин А.П., Максимова Н.К., Филонов Н.Г.</b> Электрофизические свойства структур с барьером Шоттки на GaAs .....	121
<b>Божков В.Г., Лукаш В.С.</b> Полупроводниковые СВЧ-приборы .....	129
<b>Криворотов Н.П., Изаак Т.И., Ромась Л.М., Свинолулов Ю.Г., Щеголь С.С.</b> Микроэлектронные сенсоры давления .....	139
<b>Вилисов А.А.</b> Светоизлучающие диоды .....	148
<b>Толбанов О.П.</b> Детекторы ионизирующих излучений на основе компенсированного арсенида галлия.....	155
<b>Войцеховский А.В., Несмелов С.Н.</b> Фотоэлектрические инфракрасные детекторы с управляемой спектральной характеристикой .....	164

**КРАТКИЕ СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ** ..... 172

**РЕФЕРАТЫ СТАТЕЙ НА РУССКОМ И АНГЛИЙСКОМ ЯЗЫКАХ**..... 174

## ГАЗОФАЗОВАЯ ЭПИТАКСИЯ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

В обзоре представлены результаты исследований по кинетике роста и кинетике легирования эпитаксиального GaAs в условиях газофазовой эпитаксии. Исследования выполнялись преимущественно в лаборатории эпитаксиальных структур СФТИ, а также совместно с сотрудниками предприятий электронной промышленности и институтов Академии наук СССР. Совокупность полученных данных позволяет построить модели роста и захвата примеси при кристаллизации GaAs из пара с участием транспортной химической реакции, а также разработать технологии латеральной эпитаксии и выращивания легированных слоев, необходимых для конкретных технических применений.

Арсенид галлия является одним из наиболее перспективных материалов полупроводниковой электроники. Для разработки и производства приборов СВЧ-техники и микроэлектроники на основе арсенида галлия в настоящее время широко используется газофазовая эпитаксия (ГФЭ). В процессе промышленного освоения этой технологии был решен ряд научно-технических задач: разработаны технология синтеза и очистки исходных веществ, аппаратура для выращивания слоев, определены технологические условия ГФЭ применительно к решению конкретных задач твердотельной электроники. В то же время недостаточное внимание уделялось исследованию кинетики и механизма процессов, происходящих на границе раздела фаз в условиях ГФЭ. Такие исследования необходимы для прогнозирования возможностей технологии, для обоснования выбора оптимальных условий выращивания слоев, для развития теории, описывающей процесс кристаллизации из газовой фазы с участием химических реакций.

Трудности в изучении механизма поверхностных процессов в условиях ГФЭ обусловлены отсутствием прямых методов измерения скорости процесса и контроля за изменением структуры *in situ*. Это приводит к необходимости решения обратной задачи, то есть извлечения сведений о кинетике и механизме процессов из анализа толщины выращенных слоев, микроструктуры поверхности, концентрации примеси в слоях как функций времени роста и условий кристаллизации, что возможно при анализе всех результатов в комплексе.

Задачей исследований, выполненных коллективом лаборатории эпитаксиальных структур (ЛЭС) отдела физики полупроводников СФТИ, являлось экспериментальное изучение кинетики кристаллизации и кинетики легирования GaAs и других полупроводников типа  $A^3B^5$  в системах ГФЭ и анализ результатов с целью построения физической модели процесса и решения ряда прикладных проблем.

Решение поставленной задачи выполнялось в следующей последовательности:

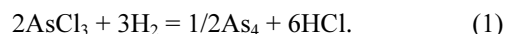
- был сформулирован единый физический подход к описанию кинетики роста и кинетики легирования слоев;
- выделены условия ГФЭ, при которых рост и легирование контролируются поверхностной стадией процесса;
- экспериментально исследована зависимость скорости роста эпитаксиального слоя и скорости захвата примеси от основных параметров газотранспортного процесса – структуры поверхности, давлений галогена и примеси, пересыщения, температуры, времени роста;
- выбрана модель, предпочтительная для описания кинетики кристаллизации из газовой фазы с участием химической реакции (теория послынного роста кристаллов из пара);
- экспериментальные данные проанализированы в рамках выбранной модели, установлены пределы возможного использования этой модели к описанию кристаллизации и захвата примеси в газотранспортных системах, проведена необходимая корректировка модели применительно к кристаллизации из пара с участием галогена;
- выполнены исследования по латеральной эпитаксии с использованием данных по анизотропии роста;

ж) определены условия выращивания эпитаксиальных слоев GaAs, легированных донорными, акцепторными и глубокими примесями применительно к решению ряда физико-технологических задач.

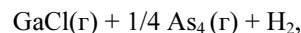
### МЕТОД ВЫРАЩИВАНИЯ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЕВ GaAs

На первом этапе разработки технологии ГФЭ GaAs использовали йод в качестве транспортирующего реагента. Позднее, когда была создана технология получения высокочистого трихлорида мышьяка  $AsCl_3$ , перешли на использование хлора.

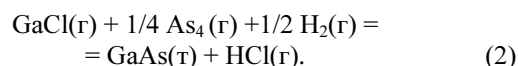
Схема технологического процесса ГФЭ выглядит следующим образом. Исходными веществами являются жидкий легколетучий  $AsCl_3$  и кристаллический GaAs (источник). В потоке газа-носителя (водорода) пары  $AsCl_3$  преобразуются в хлористый водород и свободный мышьяк по реакции



Эти компоненты поступают в зону GaAs-источника, при взаимодействии с которым образуется равновесная исходная газовая смесь



которая переносится в зону осаждения. В основе процесса осаждения лежит обратимая реакция



Константа равновесия данной реакции, согласно Кирвану [1],  $K_p = -4,75 + 5,5 \cdot 10^3/T$ . Энтальпия реакции осаждения GaAs  $\Delta H = 106,8$  кДж/моль.

В йодидной системе процесс осуществляется аналогичным образом. Отличие имеется на первом этапе, где происходит сублимация твердого йода с преобразованием в HI по реакции



Экспериментальные исследования кинетики роста GaAs, а также термодинамические расчеты [2, 3] состава газовой фазы в системах GaAs –  $I_2$  –  $H_2$ , GaAs –  $Cl_2$  –  $H_2$  показали, что оптимальные условия выращивания слоев GaAs в данных системах варьируются в следующих пределах: температура источника GaAs ( $T_{и}$ ) 700 – 850 °С, температура подложек ( $T_0$ ) 600 – 750 °С, разность температур ( $\Delta T = T_{и} - T_0$ ) 50 – 100 °С, молярная концентрация транспортного агента (HCl, HI) в водороде ( $Q = [HCl]/[H_2]$  либо  $Q = [HI]/[H_2]$ ) от  $10^{-2}$  до  $10^{-4}$  мол. долей, линейная скорость потока газовой смеси в реакторе ( $F$ ) 30 – 60 см/мин. В табл. 1 приведены основные параметры ростовых экспериментов, результаты которых обсуждаются в данном обзоре.

Таблица 1

## Условия выращивания слоев GaAs

№ п/п	Система	$Q$ , мол. %	$T_{\text{н}}$ , °C	$T_{\text{ос}}$ , °C	$F$ , см/мин
1	GaAs – HI – H <sub>2</sub>	0,26	750	700	35
2	GaAs – I <sub>2</sub> – H <sub>2</sub>	1,1	830	770	15
3	GaAs – AsCl <sub>3</sub> – H <sub>2</sub>	0,26	830	750	60

## СТАДИИ, ЛИМИТИРУЮЩИЕ РОСТ И ЛЕГИРОВАНИЕ СЛОЕВ

Как любой гетерогенный химический процесс, рост кристаллического слоя в условиях ГФЭ содержит три последовательные макроскопические стадии: 1) диффузионную доставку компонентов из газовой фазы к поверхности (диффузия через пограничный слой); 2) поверхностную стадию, включающую ряд элементарных процессов, в том числе адсорбцию, химическую реакцию, кристаллизацию; 3) диффузионный отвод газообразных продуктов реакции через пограничный слой.

Анализ экспериментальных данных по кинетике роста и легирования слоев арсенида галлия, опубликованных в статьях Шоу, Дилоренцо, Магомедова, Румянцева, Сидорова, Хейена, наших [4] в рамках формальной кинетики многостадийных процессов привел к следующим выводам:

а) поверхностно-кинетические режимы роста и легирования реализуются в широкой области условий ГФЭ арсенида галлия, включая общепринятые в производстве; б) внешнедиффузные ограничения скорости роста может испытывать поверхность (111)Ga, имеющая наибольшую скорость роста в обычно используемых условиях роста; в) имеется корреляция между кинетикой роста и кинетикой легирования слоев, указывающая на взаимосвязь этих процессов. Для уточнения условий поверхностно-кинетического контроля были выполнены эксперименты и получены данные по зависимости скорости роста слоев GaAs от линейной скорости газового потока применительно к конкретным открытым системам ГФЭ и типичным рабочим температурам (600 – 750 °C). Было установлено, что при линейной скорости потока, превышающей 36 см/мин, внешнедиффузионными ограничениями можно пренебречь для всех поверхностей, кроме (111)Ga [4].

## ОБЩИЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ КИНЕТИКИ РОСТА И КИНЕТИКИ ЗАХВАТА ПРИМЕСИ

Общность подхода к описанию роста и захвата примеси, предложенная нами и впервые изложенная на 2-м Всесоюзном совещании по исследованию арсенида галлия [5], состоит в том, что оба процесса рассматриваются как параллельно идущие процессы сокристаллизации, взаимосвязанные через атомную структуру поверхности. Для единообразия в описании кинетики этих процессов, наряду со *скоростью роста*, была введена *скорость захвата примеси*, которая определяется как плотность потока примесных атомов  $j_i$  через фазовую границу газ/твердое. При от-

носительно низком уровне легирования скорость захвата примеси связана с ее концентрацией в эпитаксиальном слое  $N_i$  и скоростью роста слоя  $V$  соотношением

$$j_i = N_i V. \quad (4)$$

При таком подходе обе скорости (скорость роста и скорость захвата примеси), представляемые как плотности потоков соответствующих атомов через фазовую границу, должны единообразно зависеть от параметров газовой фазы (давления, температуры) и структуры поверхности. Предполагается, что при малых концентрациях примеси её влиянием на кинетику роста можно пренебречь.

## АНИЗОТРОПИЯ СКОРОСТИ РОСТА И ЗАХВАТА ПРИМЕСИ

Зависимость скорости роста и уровня легирования слоев арсенида галлия от кристаллографических индексов для основных граней ( $\{111\}$ ,  $\{100\}$ ,  $\{110\}$ ) была получена в начале 1960-х гг. в работах ряда исследователей [6 – 11]. Однако понять механизм и построить кинетику кристаллизации на основе этих данных не представляется возможным из-за существенного различия в механизме роста этих граней. Новизна подхода, внесенного нами в изучение явлений роста и легирования, состояла в использовании поверхностей с плавно изменяющимся параметром, характеризующим структуру поверхности. Таким параметром является угол отклонения поверхности от сингулярной грани в заданном кристаллографическом направлении ( $\varphi$ ). Несмотря на большую трудоемкость экспериментов с варьированием кристаллографических углов с малым шагом (2 – 5°), этот подход позволил существенно продвинуться в изучении механизма поверхностных процессов кристаллизации атомов основного вещества и примеси.

Прежде всего была исследована зависимость скорости роста GaAs от угла отклонения  $\varphi$  относительно грани (001) в направлении к граням (111)Ga и (111)As, то есть в кристаллографическом интервале (111)A – (001) – (111)B для систем с разными транспортными агентами [5, 12, 13] и различными условиями выращивания [14 – 16]. Некоторые из полученных кривых приведены на рис. 1. Аналогичные данные по скорости роста GaAs в системе с HCl были опубликованы Д. Шоу в США [9]. Сопоставление данных по анизотропии скорости роста, полученных разными авторами в хлоридной системе [14], показало хорошее качественное согласие результатов. Так как анизотропия скорости роста аналогична для разных систем и условий, можно сделать вывод, что ее форма определяется атомной структурой поверхности кристалла GaAs. Поскольку в точках, соответствующих главным (гладким) граням, наблюдаются острые минимумы скорости роста, а при угловом отклонении от этих граней скорость роста увеличивается, можно заключить, что в качестве мест кристаллизации вещества выступают эшелоны ступеней роста, вводимые угловым отклонением от гладких граней. Это дает основание применить теорию послынного роста кристалла Бартона – Кабреры – Франка (БКФ) [17] к опи-

санию анизотропии скорости роста эпитаксиальных слоев арсенида галлия в условиях ГФЭ.

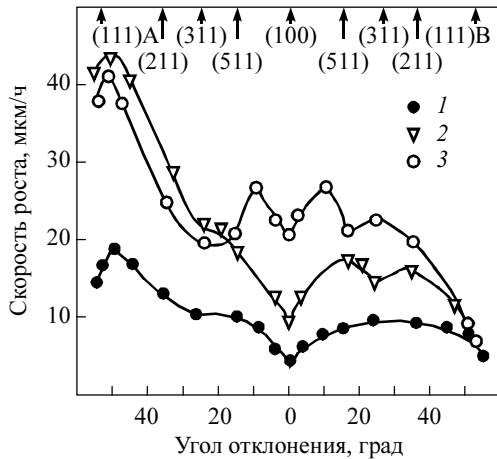


Рис. 1. Зависимость скорости роста эпитаксиального GaAs в системах 1 – 3 от структуры поверхности, варьируемой за счет отклонения от грани (001) в сторону (111)В и (111)А. Состав систем и условия выращивания слоев приведены в табл. 1

В модели БКФ процесс кристаллизации из пара на ступенчатой поверхности включает три этапа: адсорбцию, поверхностную диффузию и встраивание в ступень, причем этап адсорбции не является лимитирующим. Модель не учитывает влияние гетерогенной химической реакции.

Для проверки применимости модели БКФ был проведен расчет анизотропии скорости роста в предположении, что самой медленной стадией является поверхностно-диффузионная доставка вещества к ступеням [5, 13, 14]. При расчете предполагали, что скорость роста грани с произвольной ориентацией имеет две составляющих. Первая  $V_1$  возникает благодаря движению эшелона параллельных ступеней, вторая  $V_2$  – за счет движения ступеней замкнутой формы, образующихся в результате нуклеации. Составляющая  $V_1$  равна нулю на сингулярной грани, возникает при угловом отклонении от нее и достигает максимального значения  $V_1$ , когда расстояние между ступенями в эшелоне становится равным удвоенной диффузионной длине. Составляющая  $V_2$  максимальна на сингулярной грани (равна  $V_s$ ) и убывает с отклонением от нее, достигая нуля, когда диффузионные поля соседних ступеней в эшелоне смыкаются. В рамках модели БКФ угловая зависимость обеих составляющих записывается в форме

$$V_1 = V_s \sin \varphi = \sigma v \exp(-E/RT) \frac{\text{th } \lambda/2\lambda_s}{\lambda/2\lambda_s}, \quad (5)$$

$$V_2 = V_s \left(1 - \frac{2\lambda_s}{h} \sin \varphi\right). \quad (6)$$

Здесь  $\lambda_s$  – диффузионная длина адсорбированного атома;  $\lambda$  – расстояние между ступенями в эшелоне;  $\varphi$  – угловое отклонение от главной грани;  $\sigma$  – пересыщение в газовой фазе;  $v$  – частота колебаний адсорбированного атома;  $E$  – энергия активации поверхностной диффузии;  $T$  – температура. В модели БКФ предполагается, что химический состав пара, адсорб-

ционного слоя и кристалла одинаков. Семейство расчетных зависимостей  $V_1, V_2(\varphi)$ , в котором параметром является диффузионная длина адатомов, представлено в [5, 13 – 16]. Там же приведены сравнения расчетных и экспериментальных зависимостей, демонстрирующие их удовлетворительное согласие.

В области малых углов, где скорости линейны относительно  $\sin \varphi$ , возможно разделить  $V_1$  и  $V_2$  и определить  $V_t$  – максимальную скорость перемещения ступени по данной поверхности (в отсутствие диффузионных ограничений). Оценки показали [4, 5, 15], что для разных ГТС и условий роста значения  $V_t$  варьируются в пределах: от 50 до 500 нм/с на (111)Ga, от 25 до 150 нм/с на (111)As, от 10 до 150 нм/с на (001).

Согласно модели БКФ, скорость роста сингулярной грани пропорциональна второй, а скорость движения ступеней – первой степени пересыщения. Это дает возможность проверить внутреннюю непротиворечивость модели применительно к рассматриваемым системам по зависимости между  $V_s$  и  $V_t$ , которая в рамках данной модели должна быть квадратичной. Действительно, экспериментальные точки хорошо описываются степенной функцией с показателем, равным 2 для поверхностей (111)As и (001), и равным  $(1,6 \pm 0,1)$  для грани (111)Ga [14 – 16]. Снижение показателя степени в последнем случае возникает вследствие влияния внешедиффузионных ограничений, существующих для поверхности (111)Ga, имеющей большую скорость роста.

Существование эшелона ступеней роста на vicinalных гранях было подтверждено при электронномикроскопическом исследовании рельефа ростовых поверхностей [18, 19]. Измеряя среднее расстояние между ступенями на поверхностях, имеющих максимальную скорость роста (то есть в условиях смыкания диффузионных полей соседних ступеней), получаем возможность вычислить эффективную диффузионную длину для ряда поверхностей [18]. Соответствующие данные приведены в табл. 2.

Таблица 2

**Численные значения характерных величин  
поверхностных процессов при эпитаксии  
полупроводников**

Вещество	Плоскость	$T_0$ , К	$V_t$ , нм/с	$\lambda_s$ , нм	$D_s$ , см <sup>2</sup> /с	$E_s$ , эВ
GaAs	(111)A	1023	500	50	$2,5 \cdot 10^{-6}$	0,67
	(111)B		100	25	$6,25 \cdot 10^{-7}$	0,83
InAs	(111)A	1023	0,3	10	$1,9 \cdot 10^{-6}$	0,74
	(111)B		1	5	$4,8 \cdot 10^{-6}$	0,65

Системы ГФЭ GaAs являются многокомпонентными, поэтому для понимания механизма поверхностных процессов требуется знание состава адсорбционных слоев. С этой целью в процессе выполнения данной работы была поставлена методика и выполнены расчеты состава равновесных адсорбционных слоев на поверхностях (111)Ga и (111)As. Расчеты выполнялись в рамках договора о сотрудничестве между СФТИ и Институтом кристаллографии АН СССР. Методика расчета разрабатывалась проф. А.А. Черно-

вым (ИК АН), расчеты выполнялись М.П. Рузайкиным и Е.И. Дриголенко в нашей лаборатории [20]. Из расчетов следует, что в равновесном адсорбционном слое содержатся те же молекулы, что и в газовой фазе, то есть, в основном, GaCl, As<sub>2</sub> и As<sub>4</sub>. Доля мест, занятых мышьяковыми и галлиевыми молекулами, при температуре 750 °С в сумме не превышает 0,025% на (111)Ga и 0,9% на (111)As, в то время как полная степень покрытия достигает соответственно 96 и 34% за счет адсорбции атомарных хлора и водорода (рис. 2).

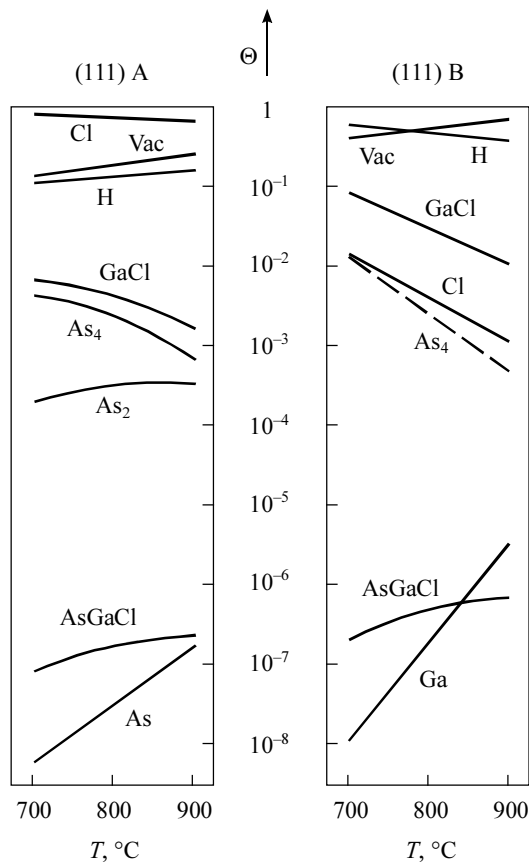


Рис. 2. Зависимость химического состава адсорбционных слоев от температуры на поверхностях (111)Ga и (111)As

Следовательно, поверхностно-диффузионный приток исходных компонентов, обеспечивающий перемещение ступеней роста, протекает в относительно плотном адсорбционном слое. Реакция образования арсенида галлия по уравнению (2) идет на ступенях роста. В таком случае кинетика доставки ростового вещества к ступеням, в первом приближении, может быть описана независимыми диффузионными уравнениями для каждого из компонентов, а химическое взаимодействие потоков на ступени следует учесть через соответствующие граничные условия на ступени [21].

Исходя из расчетного состава адсорбционных слоев, были оценены скорости движения ступеней, ограниченные поверхностной диффузией, и диффузионные длины. Сравнение расчетных и экспериментальных значений этих величин обнаруживает удовлетворительное согласие для поверхности (111)Ga, а в случае поверхности (111)As – превышение рас-

четных на порядок [4]. Следовательно, имеется дополнительный механизм, ограничивающий скорость протекания реакции и встраивания атомов в ступени на поверхностях, vicинальных относительно (111)As. Сильная анизотропия поверхностного рельефа на этих поверхностях дает основание предполагать, что ограничения скорости вызваны малой плотностью действующих изломов на ступенях. В таком случае из эксперимента определяется эффективная диффузионная длина  $\lambda_{\text{эфф}}$ , зависящая от времени диффузии молекул ( $\tau_s$ ) и от среднего времени встраивания атомов в изломы (времени протекания реакции и освобождения излома) ( $\tau_k$ ):

$$1/\tau_{\text{эфф}} = 1/\tau_s + 1/\tau_k. \quad (7)$$

Итак, из анализа данных по анизотропии скорости роста, рельефу поверхности и составу адсорбционных слоев следует, что при ГФЭ арсенида галлия имеет место ступенчато-слоевой рост, составы газовой фазы и адсорбционных слоев по осаждаемым компонентам качественно совпадают, доставка вещества к ступеням осуществляется за счет поверхностной диффузии реагентов, реакция образования арсенида галлия идет на ступенях роста.

На следующем этапе модель БКФ была применена к описанию скорости захвата примеси, для которой предполагалось существование тех же этапов в процессе перехода из газовой фазы в твердую, что и для основного вещества. Если считать, что анизотропия уровня легирования является следствием различий в кинетике поверхностно-диффузионных процессов для примесных и основных компонентов, то относительный уровень легирования будет определяться фактором анизотропии легирования

$$\eta = \frac{\lambda_{\text{si}} \operatorname{th} \lambda / 2\lambda_{\text{si}}}{\lambda_{\text{so}} \operatorname{th} \lambda / 2\lambda_{\text{so}}}, \quad (8)$$

зависящим от диффузионных длин примесных ( $\lambda_{\text{si}}$ ) и основных ( $\lambda_{\text{so}}$ ) компонентов. Семейство расчетных факторов анизотропии легирования для эшелонов ступеней в кристаллографическом интервале (111)A – (001) – (111)B, где параметром является диффузионная длина для атома примеси, приведено в [5]. При  $\lambda_{\text{si}} > \lambda_{\text{so}}$  уровень легирования падает, при  $\lambda_{\text{si}} < \lambda_{\text{so}}$  – растет с отклонением от сингулярной грани; если  $\lambda_{\text{si}} = \lambda_{\text{so}}$ , то анизотропия легирования отсутствует. Таким образом, существование эффекта анизотропии легирования является критерием, по которому можно судить о поверхностной диффузии как лимитирующей стадии поверхностных процессов.

Экспериментальное исследование анизотропии уровня легирования было выполнено для ряда примесей: Te, Zn, Sn, Si в GaAs, Sn в InAs. [16]. На рис. 3 приведены данные по анизотропии скорости роста и анизотропии уровня легирования в системе GaAs (примесь) – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub>. Во всех случаях использовался источник GaAs, легированный примесью. Результаты эксперимента качественно согласовались с ожидаемыми из расчета. Видно, что при больших концентрациях примесь понижает скорость роста GaAs, то есть отравляет часть изломов на ступенях роста. Существование этого эффекта подтверждается теоретически [21], а

также экспериментально – по изменению ростового микрорельефа под влиянием примеси [22, 23].

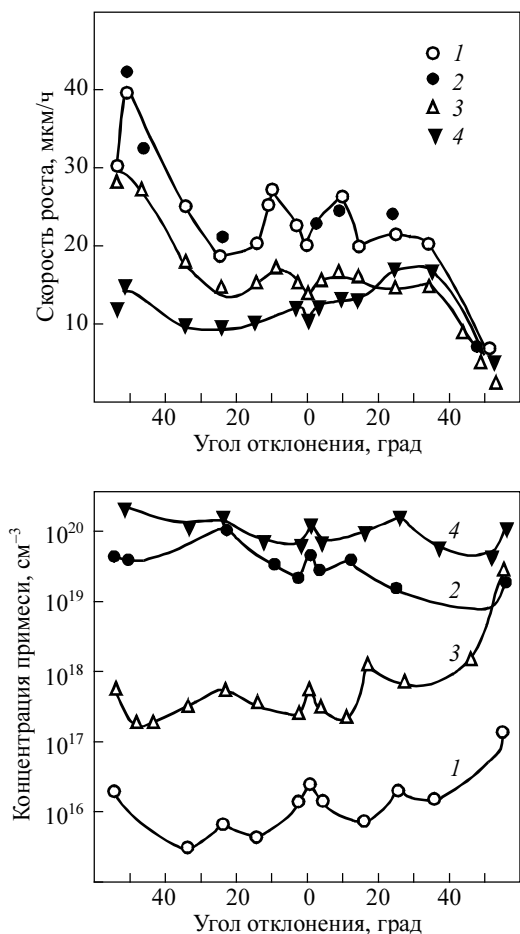


Рис. 3. Анизотропия скорости роста и уровня легирования GaAs в системе GaAs – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub>. GaAs, используемый в качестве источника, легирован соответствующей примесью: кр. 1 – нет (фоновая); кр. 2, 3 – теллур; кр. 4 – цинк (разные исходные концентрации). Условия выращивания слоев приведены в табл. 1

В целом зависимости скорости роста и уровня легирования слоев от кристаллографической ориентации поверхности демонстрируют взаимосвязь кинетики роста и кинетики захвата примеси, общность механизмов, управляющих этими процессами.

### ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАЦИИ ТРАНСПОРТНОГО АГЕНТА И ТЕМПЕРАТУРЫ РОСТА

С целью определить границы применимости модели БКФ рассматривалось влияние параметров кристаллизационной среды (пересыщения, концентрации хлора, температуры) на кинетику роста и легирования слоев.

Пересыщение варьировалось путем изменения разности температур между зонами испарения и осаждения и рассчитывалось стандартным образом через константы равновесия для этих зон. Согласно модели БКФ, зависимость скорости роста от пересыщения должна быть линейной для ступенчатых (вициналь-

ных) и квадратичной для гладких (главных) граней. Эксперимент подтвердил существование этой закономерности в области низких и средних пересыщений [24 – 26]. В области высоких пересыщений наблюдался участок кинетики нулевого порядка, что не укладывается в рамки модели БКФ, но, по-видимому, объяснимо в рамках модели гетерогенной химической реакции. С целью проверки этого предположения была изучена зависимость скорости роста от концентрации хлора в водороде  $Q$  ( $Q = [\text{AsCl}_3]/[\text{H}_2]$  мол. долей).

Как и ожидалось, увеличение доставки вещества к поверхности вначале приводит к увеличению скорости роста, но затем на зависимости  $V(Q)$  наблюдается переход к кинетике нулевого порядка (рис. 4), что согласуется с химической моделью гетерогенного процесса с учетом возможного отравления активных точек продуктами реакции [27 – 29]. Как на зависимостях скорости роста от пересыщения, так и на  $V(Q)$  переход к кинетике нулевого порядка зависит от индексов поверхности. Он наблюдается на (111)Ga при высоких, а на (111)As – уже при довольно низких  $Q$  (пересыщениях). Очевидно, что причина различий одна и та же. Она связана с различием в атомной структуре торцов ступеней на данных гранях и соответственно с различием в механизмах протекания гетерогенной реакции и десорбции хлора.

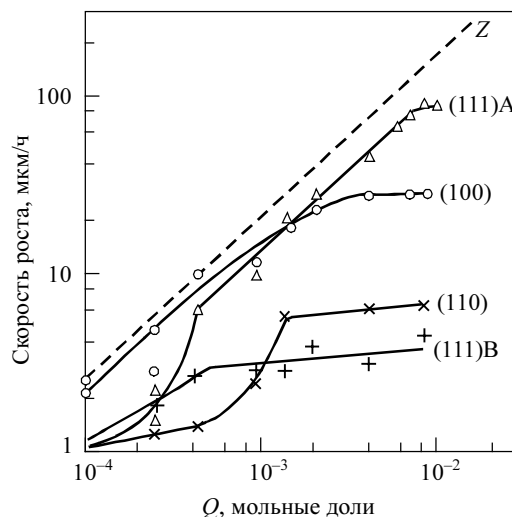


Рис. 4. Зависимость скорости роста главных граней GaAs от концентрации хлора в водороде. Полное давление 1 атм

На зависимости скорости захвата примеси от концентрации хлора в системе GaAs:Te – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub> также имеется два участка, причем положение границы участков совпадает для примеси и основного вещества (рис. 5). Однако на участке нулевой кинетики для скорости роста грани кинетика захвата примеси имеет положительное значение, то есть захват примеси увеличивается. Этот эффект указывает на образование новых химических форм для примеси в адсорбционном слое. Исходя из энергии межуатомной связи и диаграммы состояния системы Ga – As – Te, мы предположили [30, 31], что в условиях плотных адсорбционных слоев образуются комплексы, включающие молекулы примеси и основного вещества, например,

Te<sub>2</sub>GaCl. Поскольку энергии связи Ga – Te и Te – Te больше, чем энергия связи в GaAs, формирование таких химически прочных комплексов должно влиять на кинетику процессов встраивания атомов примеси и основного вещества в ступени роста, способствовать формированию сложных точечных дефектов в объеме эпитаксиального слоя. В присутствии примеси уменьшается скорость роста всех поверхностей и глубина минимумов на зависимости  $V(\phi)$  (рис. 3), что свидетельствует об отравлении части изломов примесью, а также об уменьшении работы образования зародышей нового слоя.

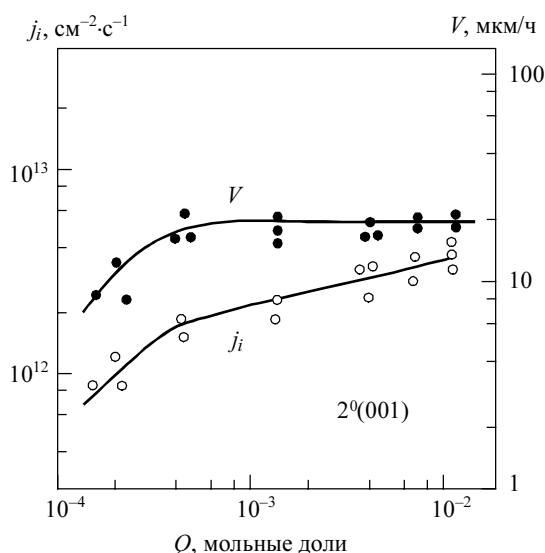


Рис. 5. Влияние концентрации хлора в водороде на скорость роста  $V$  и скорость захвата примеси теллура  $j_i$

Анализ температурных зависимостей скорости роста и скорости захвата примеси дает возможность экспериментального определения энергии активации этих процессов и ее зависимости от структуры поверхности. Из первых работ Шоу было известно [9], что энергия активации для скорости роста на арениусовом участке кривой  $V = f(1/T)$  зависит от индексов поверхности, однако природа этой зависимости не была установлена. В рамках развиваемых нами представлений кажущаяся энергия активации скорости роста для поверхностей с большой плотностью ступеней должна включать энергии активации следующих процессов: адсорбции молекул на поверхность, поверхностной диффузии, собственно гетерогенной реакции. Для атомно-гладких поверхностей следует ожидать появление дополнительной составляющей, связанной с нуклеацией. Использование набора сингулярных и вицинальных поверхностей при изучении температурных зависимостей скорости роста арсенида галлия позволило выделить вклад всех составляющих энергии активации [32, 33]. Аналогичная процедура анализа энергий активации была применена при исследовании температурной зависимости скорости захвата примеси [34].

## ПЕРЕХОДНЫЕ СЛОИ И ЛОКАЛИЗОВАННЫЕ ПРИМЕСНЫЕ СКОПЛЕНИЯ

Значительное внимание в работе было уделено влиянию состояния поверхности подложки на начальную стадию эпитаксиального роста, на возникновение структурных и примесных неоднородностей, на параметры  $p-n$ -переходов и некоторых приборов.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что процесс роста на реальных подложках начинается с образования трехмерных зародышей, что качественно согласуется с выводами других авторов (Александрова, Сидорова, Криворотова). В отличие от них, мы наблюдали огранение зародышей на самой ранней стадии роста. Время формирования стационарного рельефа зависело от индексов поверхности. На поверхностях с сильно анизотропной поверхностной кинетикой (например, (111)As) стационарный рельеф формировался за единицы секунд, на поверхностях со слабо выраженной поверхностной анизотропией (например, (111)Ga) – за десятки секунд. При росте во внешнедиффузионных режимах образование трехмерных зародышей на начальной стадии вызывало в дальнейшем развитие явлений неустойчивости фронта кристаллизации и, в конце концов, приводило к полной переогранке поверхности, что согласуется с известной теорией неустойчивости фронта кристаллизации. Доказательством того, что переогранка обусловлена физико-химической неоднородностью поверхности подложки, является тот факт, что слои, выращенные в этих же условиях, но после интенсивного полирующего газового травления подложек, имели однородный рельеф и практически не имели переходного слоя [35, 36]. В общем, толщина переходного слоя, обогащенного примесями, коррелировала с длительностью переходных процессов в формировании рельефа [37 – 39].

Исследования начальных стадий роста пленок на реальных подложках выявили неизвестный ранее механизм образования ростовых микродефектов, названных нами ЦТС (центрами торможения ступеней). Обнаружилось, что фоновая примесь, присутствующая на поверхности подложки, отесняется разрастающимися зародышами и образует частицы второй фазы с плотностью от  $10^5$  до  $10^9$  см<sup>-2</sup> и диаметром 20 – 50 нм. В процессе роста частицы, перемещаясь вместе с фронтом кристаллизации, создают вокруг себя зону угнетенного роста диаметром до 0,1 мкм [40, 41]. Следовательно, частица-стопор, формирующая ЦТС, проницаема для ростового вещества, то есть является жидкофазовой. В специальных модельных экспериментах была измерена скорость нормального перемещения стопоров относительно поверхности подложки, она была незначительно ниже скорости роста пленки [40]. Анализ большого числа экспериментов с варьированием способа финишной обработки подложек показал, что интенсивное образование ЦТС наблюдается, если используется химическое и химико-механическое травление, отжиг в водороде, газовое травление в «мягких» режимах, особенно в присутствии хлоридов галлия и индия. Было сделано заключение, что основой микрочастиц является элемент III группы (Ga, In) с возможным при-

существом других элементов, стабилизирующих эту фазу. Аналогичные дефекты наблюдались на поверхностях слоев InAs, полученных ГФЭ, что свидетельствует об общности явления применительно к полупроводникам  $A^3B^5$ , содержащим легкоплавкий элемент III группы [42].

Было показано [43], что образование ЦТС способствует переводу фоновой (и частично легирующей) примеси в электрически неактивные формы. Существование электрически неактивных и сильно связанных форм примеси в эпитаксиальных слоях арсенида галлия, полученных в аналогичных условиях, было обнаружено также в работах сотрудников Института физики полупроводников СО АН СССР С.И. Стенина с соавторами [44].

Для оценки влияния ЦТС на работу некоторых приборов (диодов Ганна, диодов с барьером Шоттки) были поставлены специальные эксперименты, которые подтвердили неблагоприятное влияние примесных неоднородностей на параметры приборов (снижение процента выхода годных структур, ухудшение воспроизводимости параметров) [45]. Был сделан вывод о необходимости уточнения режимов финишной обработки подложек, в том числе к введению полирующего травления подложек в условиях промышленного производства.

### ЛАТЕРАЛЬНАЯ ЭПИТАКСИЯ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ

Эффекты анизотропии при ГФЭ важны не только для понимания механизма ростовых процессов, но и для технических приложений. В частности, эта информация была использована коллективом из сотрудников СФТИ и НИИПП при реализации технологии латеральной эпитаксии.

Латеральная эпитаксия полупроводниковых материалов – технологический метод, позволяющий формировать перспективные структуры для микро- и оптоэлектроники: СВЧ-транзистор с проницаемой базой, оптические волноводы с низкими потерями, эпитаксиальные пленки пониженной стоимости для солнечной энергетики [46].

Отличительной особенностью процесса латеральной эпитаксии является то, что рост пленки начинается не по всей поверхности подложки, а на отдельных ее участках, тогда как остальная часть субстрата покрыта маской из металла или диэлектрика. После заполнения окон в маске рост слоя продолжается как по нормали к подложке, так и латерально, поверх маски. Соотношение нормальной  $V_N$  и латеральной  $V_L$  скоростей роста определяет возможность получения тонких протяженных эпитаксиальных слоев с замурованными внутри участками маски ( $V_L \gg V_N$ ) либо объемных микроструктур ( $V_N > V_L$ ).

Поскольку на боковой поверхности латерально разрастающегося слоя одновременно присутствуют микрограницы, кристаллографические индексы которых зависят от направления движения фронта кристаллизации, то в кинетике латерального роста проявляются закономерности, установленные для обычной (тотальной) эпитаксии. Проведенные нами исследования кинетики кристаллизации GaAs при латеральной эпи-

таксии в хлоридной газотранспортной системе показали [47 – 50], что существует хорошо выраженная зависимость скорости латерального роста от азимутального угла  $\alpha$  в плоскости подложки ориентации (001) и (110). Положение экстремумов на зависимости  $V_L(\alpha)$  устойчиво сохраняется при вариации температуры осаждения и концентрации ростовых компонентов в газовой фазе, а форма зависимости  $V_L(\alpha)$  может быть предсказана, если известны данные по анизотропии скорости нормального роста эпитаксиальных слоев  $V(\varphi)$ .

В огранке боковой поверхности латерального фронта кристаллизации арсенида галлия на направлениях, которым соответствуют минимумы  $V_L(\alpha)$ , участвуют грани с простыми кристаллографическими индексами {111}, {110}, {001}, {112}, {210}, {230}. Для направлений с максимальными скоростями латерального роста боковые поверхности микроступенчатые, что обеспечивает высокую плотность мест кристаллизации (стоков).

Установленные различия в скорости латерального роста арсенида галлия поверх металлической и диэлектрической масок обусловлены различиями в механизмах адсорбции на поверхности двуокиси кремния и вольфрама и связанных с этим различиях в плотности адсорбционных слоев и диффузионных массопотоков по поверхности маски к местам встраивания на латеральном фронте кристаллизации.

Установленные кинетические и морфологические закономерности послужили базой для постановки технологии латеральной эпитаксии в НИИ полупроводниковых приборов.

### ЛЕГИРОВАНИЕ МЕЛКИМИ И ГЛУБОКИМИ ПРИМЕСЯМИ

Совместно с НИИПП исследовались закономерности легирования мелкими донорными (S, Ge, Sn), акцепторными (Zn, Cd) и глубокими (Fe, Cr, Mn) примесями. Легирование осуществлялось путем введения в газовую фазу соединений  $SF_6$ ,  $GeCl_4$ ,  $SnCl_4$ ,  $Zn(C_2H_5)_2$ ,  $Cd(CH_3)_2$ ,  $Fe(C_5H_5)_2$ ,  $MnCl_2$ . Входное давление примесного компонента варьировали в пределах от  $10^{-8}$  до  $10^{-3}$  атм. Изучалась зависимость концентрации электрически активной примеси в GaAs от концентрации примеси в газовой фазе, а также влияние примеси на параметр решетки и на формирование оптически активных комплексов, включающих атомы примеси и собственные точечные дефекты.

**Мелкие примеси.** Для донорных и акцепторных примесей увеличение давления примесного компонента в газовой фазе сопровождалось линейным возрастанием концентрации носителей заряда с выходом на участок насыщения [51 – 54].

На линейном участке степень компенсации  $C_k$  ( $C_k = N_a/N_d$  для доноров,  $C_k = N_d/N_a$  для акцепторов) (рис. 6, а) зависела от типа примеси: для доноров S и Sn величина  $C_k$  была примерно постоянной и составляла 0,3 – 0,4, для акцепторов Zn и Cd также не изменялась и находилась в пределах 0,2 – 0,3, а для Ge  $C_k$  увеличивалась с ростом концентрации примеси от 0,5 до 0,95. Следовательно, для примеси Ge характерно проявление амфотерности (то есть замещений типа



$\text{Ge}_{\text{Ga}}$  и  $\text{Ge}_{\text{As}}$ ), усиливающейся с ростом концентрации примеси.

В области насыщения предельные значения концентрации носителей заряда составляли  $2,5 \cdot 10^{18}$  (Ge),  $6 \cdot 10^{18}$  (S),  $2 \cdot 10^{19}$  (Sn),  $6 \cdot 10^{19}$  (Zn),  $2 \cdot 10^{18}$  (Cd)  $\text{см}^{-3}$ , а общее содержание примесей (данные масс-спектрометрии и рентгеноспектрального анализа) значительно превышало концентрации носителей заряда и ионизованных доноров либо акцепторов, что свидетельствует о вхождении части примесей в электрически неактивной форме (рис. 6, а). В области концентраций примеси  $N_i$ , близких к насыщению ( $1 \cdot 10^{18} < N_i < 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ), наблюдалось anomальное изменение параметра решетки  $a$ , существенно отличное от расчетного по правилу Vegарда (рис. 6, б). Для Sn имело место монотонное увеличение параметра решетки. Для S и Ge зависимость была сложнее. Параметр решетки вначале увеличивался, достигал максимума при  $N_i \sim 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , после чего постепенно уменьшался. Очевидно, что расширение решетки возможно при вхождении примеси в междоузельные позиции. Anomальное уменьшение параметра решетки может наблюдаться при упорядочении дефектов, например, при образовании твердых растворов  $\text{Ga}_2\text{S}_3$  и GeAs в GaAs.

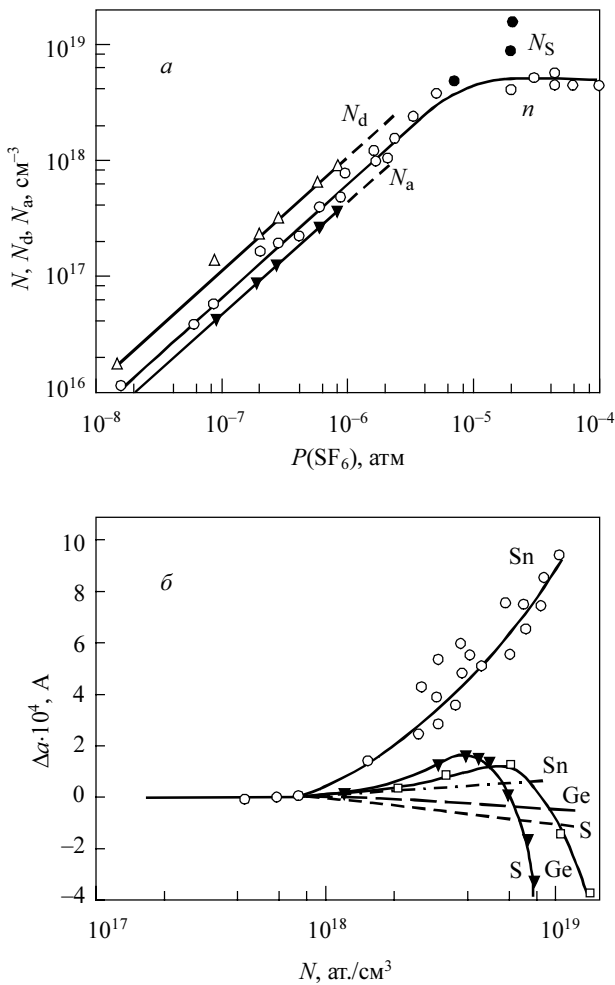


Рис. 6. Зависимости: а – концентрации электронов  $n$ , доноров  $N_d$ , акцепторов  $N_a$  и серы  $N_s$  от парциального давления  $\text{SF}_6$ ; б – параметра решетки эпитаксиальных слоев GaAs от концентрации легирующей примеси, пунктирные линии – расчетные данные для растворов замещения

Интенсивное дефектообразование, комплексобразование и образование твердых растворов должно было проявиться на электрических и оптических свойствах слоев. Экспериментально для сильно легированных слоев наблюдалось резкое снижение подвижности носителей заряда, снижение интенсивности излучательной рекомбинации. При анализе спектров фотолюминесценции (ФЛ) слоев, легированных донорными примесями, были обнаружены пики, принадлежащие примесно-вакансионным комплексам  $\text{S}_{\text{As}} - \text{V}_{\text{Ga}}$ ,  $\text{Sn}_{\text{Ga}} - \text{V}_{\text{Ga}}$ ,  $\text{Ge}_{\text{Ga}} - \text{V}_{\text{Ga}}$ . Было установлено, что в системе ГФЭ с ростом давления паров примеси  $P_i$  концентрация комплексов  $N_k$  увеличивается примерно по квадратичному закону, в то время как концентрация электронов и доноров возрастает линейно. Такое различие в кинетике возможно при различии исходных химических форм, в которых примесь захватывается в кристалл.

Термодинамические расчеты состояния примеси (S, Te, Ge, Sn) показали [54, 55], что в газовой фазе содержание свободной примеси ничтожно мало, основными специями являются хлориды и гидриды этих элементов ( $\text{SnCl}_2$ ,  $\text{SnCl}$ ,  $\text{GeCl}_2$ ,  $\text{GeCl}$ ,  $\text{H}_2\text{S}$ ,  $\text{H}_2\text{Te}$ ). В адсорбционном слое, наряду с указанными специями, присутствует значительное количество примеси в одноатомной и двухатомной форме, причем поверхностная концентрация одноатомной примеси растет линейно, а двухатомной квадратично с увеличением давления примеси в газовой фазе.

Исходя из анализа данных по влиянию парциального давления примеси в газовой фазе на состав адсорбционных слоев и концентрации электрически активной примеси и примесно-вакансионных комплексов была предложена модель вхождения примеси в кристалл в условиях ГФЭ [54, 55]. Согласно модели, элементарные примесные центры в GaAs образуются при захвате нейтральных атомов примеси из адсорбционного слоя в ступень роста с последующей ионизацией в приповерхностном слое. Образование комплексов есть результат захвата двухатомных молекул примеси с последующей их диссоциацией в приповерхностном слое кристалла. Одновременно, в силу действия геометрического фактора (локальные напряжения растяжения), происходит захват вакансий. Далее происходит реконструкция дефекта с образованием донора и донорно-вакансионного комплекса. Позднее было показано, что аналогичный механизм работает при захвате молекул  $\text{Te}_2$  в  $\text{CdHgTe}$  [56] и избыточного мышьяка  $\text{As}_2$  в  $\text{LT-GaAs}$  с образованием антиструктурных дефектов  $\text{As}_{\text{Ga}}$  [57].

**Глубокие примеси.** Легирование глубокими примесями имеет большое практическое значение в связи с разработкой интегральных схем и нового поколения высокочувствительных датчиков излучения. Однако проблема легирования глубокими примесями технологически более сложна в сравнении с легированием мелкими донорами и акцепторами. Дело в том, что мелкие примеси при взаимодействии с хлором и водородом образуют легколетучие гидриды либо хлориды, которые разлагаются в адсорбционном слое с выделением чистого элемента. Глубокие примеси, каковыми являются переходные металлы, образуют хлориды с весьма прочными химическими связями

(FeCl<sub>2</sub>, CrCl<sub>2</sub>, MnCl<sub>2</sub>) [58, 59]. Для эффективного разрушения этих связей нужны температуры, существенно превышающие температурный интервал ГФЭ. В обычных условиях ГФЭ реакция восстановления хлоридов металлов и освобождения металлических атомов идет слабо, вследствие чего концентрация глубокой примеси в эпитаксиальном GaAs относительно мала ( $N_{Fe} < 10^{17}$ ,  $N_{Cr} < 5 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>). Параллельно с этим хлориды взаимодействуют с мышьяком, образуя арсениды металлов. Арсениды и хлориды металлов могут конденсироваться в зоне роста, загрязняя ее. Химический анализ фонового конденсата из зоны осаждения подтвердил присутствие этих фаз.

При разработке технологии выращивания слоев эпитаксиального полуизолирующего GaAs были использованы железо высокой степени чистоты либо ферроцен Fe(C<sub>5</sub>H<sub>5</sub>)<sub>2</sub> [60]. При совместном легировании железом и серой были выращены слои GaAs с

удельным сопротивлением до  $2 \cdot 10^5$  Ом·см<sup>-3</sup> и концентрацией дырок  $10^{11} - 10^{12}$  см<sup>-3</sup>. Путем выращивания слоев, легированных Fe, на  $n^+$ -подложках были получены GaAs структуры с  $\pi - v$ -переходами, на обратной ветви вольт-амперной характеристики которых наблюдался участок отрицательного дифференциального сопротивления. Время переключения  $\pi - v$ -перехода из высокоомного ( $\rho \sim 10^6 - 10^7$  Ом) в низкоомное ( $\rho \sim 5 - 15$  Ом) состояние составляло  $\sim 1 \cdot 10^{-10}$  с, что позволяет использовать подобные структуры для изготовления быстродействующих переключателей [61].

Легирование Cr в процессе роста или при последующем диффузионном отжиге позволило получить слои с удельным сопротивлением до  $10^8$  Ом·см. На основе таких слоев, выращенных на  $n^+$ -подложках, разрабатываются детекторы  $\alpha - \beta - \gamma$ -ионизирующих излучений с высокой эффективностью сбора заряда [62].

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Kirwan W.J. // Electrochem. Soc. 1970. V. 117. P. 1572 – 1576.
2. Кокоев Г.А., Федорова Т.В., Кузнецов Ф.А. Термодинамический анализ процессов выращивания арсенида галлия из газовой фазы // Процессы роста и структура монокристаллических слоев полупроводников. Т. 1. Новосибирск: Наука, 1968. С. 106 – 121.
3. Fergusson R.R., Gabor T. // J. Electrochem. Soc. 1964. V. 111. P. 185.
4. Лаврентьева Л.Г. Дис. ... докт. наук. Новосибирск, 1981.
5. Лаврентьева Л.Г., Якубеня М.П. Арсенид галлия: Сб. ст. Вып. 2 / Под ред. М.А. Кривова, Л.Г. Лаврентьевой. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1969. С. 40 – 45; Лаврентьева Л.Г., Катаев Ю.Г. Там же. С. 46 – 50; Лаврентьева Л.Г., Дедков В.Д., Бакин Н.Н., Ермолаев В.А. Там же. С. 186 – 188
6. Moest R.R. // J. Electrochem. Soc. 1966. V. 113. No. 2. P. 141.
7. Магомедов Х.А. Влияние ориентации подложек на скорость роста и морфологию автоэпитаксиальных слоев арсенида галлия // Арсенид галлия: Сб. ст. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1968. С. 346.
8. Катаев Ю.Г., Лаврентьева Л.Г. Электрические свойства эпитаксиальных слоев арсенида галлия  $p$ -типа // Там же. С. 377.
9. Shaw D.W. «Gallium arsenide». Proc. of 2<sup>nd</sup> Int. Symp. Dallas, oct. 1968. Inst. Phys. Conf. Ser. No. 7. 1969. P. 50.
10. Williams F.V. // J. Electrochem. Soc. 1964. V. 111. No. 7. P. 886.
11. Лисенкер Б.С., Марончук И.Е., Марончук Ю.Е., Шерстяков А.П. // Изв. АН СССР. Неорг. материалы. 1972. Т. 8. № 4. С. 670.
12. Лаврентьева Л.Г. Механизм роста эпитаксиального арсенида галлия // Процессы роста кристаллов и пленок полупроводников. Новосибирск: Наука, 1970. С. 118 – 136.
13. Lavrentieva L.G., Kataev Yu.G., Moskovkin V.A., Yakuben M.P. Effect of substrate orientation on growth rate and doping level of vapour grown GaAs // Kristall und Technik. 1971. V. 6. No. 5. P. 607 – 622.
14. Лаврентьева Л.Г. Анизотропия скорости роста и механизм роста арсенида галлия в газотранспортных системах // Кристаллография. 1980. Т. 24. № 6. С. 1273 – 1279.
15. Lavrentieva L.G. Anisotropic phenomena in GaAs growth process in vapour deposition systems // Thin Sol. Films. 1980. V. 66. No. 1. P. 71 – 84.
16. Лаврентьева Л.Г. Материалы электронной техники. Т. 1. Новосибирск: Изд-во АН СССР, 1983. С. 34 – 45.
17. Элементарные процессы роста кристаллов. М.: ИЛ, 1959.
18. Лаврентьева Л.Г., Ивонин И.В., Красильникова Л.М., Московкин В.А., Якубеня М.П. Исследование микроморфологии автоэпитаксиального арсенида галлия. Зависимость от ориентации подложек // Изв. вузов. Физика. 1973. №10. С. 149 – 151.
19. Ивонин И.В. Дис. ... докт. наук. Новосибирск, 1998.
20. Чернов А.А., Рузайкин М.П. // Рост кристаллов. Т. 13. М.: Наука, 1979. С. 20 – 27.
21. Рузайкин М.П., Эрвье Ю.Ю. // Кристаллография. 1996. Т. 41. № 4. С. 597 – 601.
22. Лаврентьева Л.Г., Ивонин И.В., Красильникова Л.М. и др. Влияние типа легирующей примеси на формирование ростового рельефа арсенида галлия в хлоридной газотранспортной системе // Изв. вузов. Физика. 1976. № 1. С. 44 – 48.
23. Лаврентьева Л.Г., Ивонин И.В., Красильникова Л.М., Пороховниченко Л.П. Скорость роста и структура поверхности АЭС арсенида галлия // Рост и легирование полупроводниковых кристаллов и пленок. Т. 2. Сб. ст. Новосибирск: Наука, 1977. С. 84 – 98.
24. Лаврентьева Л.Г., Московкин В.А., Ивонин И.В. Влияние пересыщения на рост слоев арсенида галлия в хлоридной газотранспортной системе // Изв. вузов. Физика. 1981. № 3. С. 89 – 93.
25. Лаврентьева Л.Г., Московкин В.А., Иванов В.Г., Ивонин И.В. Влияние пересыщения на рост полярных граней (111) арсенида галлия // Изв. вузов. Физика. 1982. № 4. С. 112 – 113.
26. Лаврентьева Л.Г., Вилисова М.Д., Московкин В.А. Кинетика захвата теллура гранями (111) арсенида галлия в системе GaAs – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub> при различных пересыщениях // Изв. вузов. Физика. 1983. № 6. С. 42 – 46.
27. Лаврентьева Л.Г., Пороховниченко Л.П., Ивлева О.М. Рост арсенида галлия при различных входных пересыщениях в газотранспортной системе GaAs – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub>. I. Кинетика роста и структура эпитаксиальных слоев // Изв. вузов. Физика. 1976. № 6. С. 54 – 59.
28. Лаврентьева Л.Г., Ивонин И.В., Пороховниченко Л.П. Рост арсенида галлия при различных входных пересыщениях в газотранспортной системе GaAs – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub>. II. Механизм роста // Изв. вузов. Физика. 1977. № 12. С. 24 – 29.
29. Лаврентьева Л.Г., Вилисова М.Д., Катаев Ю.Г., Пороховниченко Л.П. Рост арсенида галлия при различных входных пересыщениях в газотранспортной системе GaAs – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub>. III. Электрофизические свойства эпитаксиальных слоев // Изв. вузов. Физика. 1978. № 5. С. 23 – 27.
30. Лаврентьева Л.Г. Захват примеси при газофазовой эпитаксии арсенида галлия // Изв. вузов. Физика. 1983. № 10. С. 31 – 44.
31. Лаврентьева Л.Г. Кинетика легирования арсенида галлия при газофазовой эпитаксии // Рост кристаллов: Сб. ст. Т. 16. / Под ред. Х.С. Багдасарова, Э.Л. Лубе. М.: Наука, 1988. С. 128 – 140.
32. Лаврентьева Л.Г., Иванов В.Г., Ивонин И.В. и др. Влияние температуры кристаллизации на скорость роста эпитаксиальных слоев арсенида галлия в системе GaAs – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub> // Изв. вузов. Физика. 1982. № 9. С. 101 – 105.
33. Лаврентьева Л.Г., Ивонин И.В., Иванов В.Г., Московкин В.А. Влияние температуры кристаллизации на структуру ростовых поверхностей эпитаксиальных слоев арсенида галлия в системе GaAs – AsCl<sub>3</sub> – H<sub>2</sub> // Изв. вузов. Физика. 1982. № 9. С. 105 – 106.

34. Лаврентьева Л.Г., Вилисова М.Д., Московкин В.А., Торопов С.Е. Влияние температуры роста и ориентации подложки на вхождение теллура в эпитаксиальные слои арсенида галлия // Изв. вузов. Физика. 1982. № 11. С. 12 – 17.
35. Лаврентьева Л.Г., Вилисова М.Д., Красильникова Л.М. и др. Исследование переходных слоев в эпитаксиальном арсениде галлия. Морфология и распределение электронов в слоях в зависимости от времени роста в иодидной системе // Изв. вузов. Физика. 1973. № 2. С. 69 – 75.
36. Лаврентьева Л.Г., Пороховниченко Л.П., Ивонин И.В. и др. Влияние способа обработки подложек на кинетику роста автоэпитаксиальных слоев арсенида галлия и их свойства // Изв. вузов. Физика. 1974. № 1. С. 20 – 24.
37. Лаврентьева Л.Г. Механизм образования переходных слоев в эпитаксиальных арсенид-галлиевых структурах // Арсенид галлия: Сб. ст. Вып. 6 / Под ред. М.А. Кривога и др. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1975. С. 95 – 122.
38. Лаврентьева Л.Г., Вилисова М.Д. Переходные слои в автоэпитаксиальных структурах // Изв. СО АН СССР, сер. хим. 1975. № 2. Вып. 1. С. 58 – 77.
39. Лаврентьева Л.Г., Ивонин И.В., Красильникова Л.М., Пороховниченко Л.П. Исследование микроморфологии автоэпитаксиальных слоев арсенида галлия. II. Начальные стадии роста // Изв. вузов. Физика. 1975. № 9. С. 69 – 74.
40. Ивонин И.В., Красильникова Л.М., Лаврентьева Л.Г., Лымарь Г.Ф. Кинетика формирования дефектов типа ЦТС при газофазовой эпитаксии арсенида галлия // Изв. вузов. Физика. 1979. № 6. С. 115 – 117.
41. Lavrentieva L.G., Ivonin I.V., Krasilnikova L.M., Vilisova M.D. Formation of submicron growth defects during vapour deposition of GaAs films // Crystal Research and Technology. 1980. V. 15. No. 6. P. 683 – 689.
42. Александрова Г.А., Ивонин И.В., Красильникова Л.М. и др. Образование субмикронных ямок роста при газофазовой эпитаксии арсенида галлия // Изв. вузов. Физика. 1982. № 4. С. 110 – 111.
43. Вилисова М.Д., Лаврентьева Л.Г., Пороховниченко Л.П. и др. Локальные примесные неоднородности в автоэпитаксиальных слоях арсенида галлия // Изв. вузов. Физика. 1978. № 10. С. 96 – 101.
44. Залетин В.М., Астахов В.М., Васин О.И. и др. Дефекты структуры в полупроводниках. Новосибирск: Наука, 1973. С. 62 – 64.
45. Вилисова М.Д., Гурченко Г.А., Катаев Ю.Г. и др. Влияние свойств эпитаксиального арсенида галлия на параметры диодов Ганна // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. 1980. Вып. 4. С. 82 – 87.
46. Jastrzebski L. SOI by CVD: epitaxial lateral overgrowth (ELO) process – review // J. Crystal Growth. 1983. V. 63. P. 493 – 526.
47. Владимиров С.Ю., Ивонин И.В., Катаев Ю.Г. и др. Кинетика кристаллизации арсенида галлия при латеральной эпитаксии в хлоридной газотранспортной системе // Кристаллография. 1995. Т. 40. № 5. С. 916 – 919.
48. Владимиров С.Ю., Ивонин И.В., Лаврентьева Л.Г. и др. Влияние ориентации подложки на анизотропию скорости латерального роста GaAs в хлоридной газотранспортной системе // Кристаллография. 1996. Т. 41. № 5. С. 932 – 934.
49. Брудный В.Н., Воеводина О.В., Воеводин В.Г. и др. Физика сложных полупроводниковых кристаллов и структур // Изв. вузов. Физика. 1998. № 8. С. 26 – 38.
50. Ivonin I.V., Lavrentieva L.G., Porokhovnichenko L.P. Lateral epitaxy of gallium arsenide by chloride vapor transport // Growth of Crystals. N.Y., Boston, Dordrecht, London, Moscow: Kluwer Academic (Consultants Bureau), 2002. V.21. P. 25 – 35.
51. Вилисова М.Д., Ивлева О.М., Красильникова Л.М. и др. Исследование структуры и свойств эпитаксиального арсенида галлия, легированного серой // Изв. вузов. Физика. 1985. № 7. С. 24 – 27.
52. Вилисова М.Д., Бобровникова И.А., Ивлева О.М. и др. Поведение примеси германия в эпитаксиальных слоях арсенида галлия, выращенных из газовой фазы // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. 1990. Т. 26. С. 1763 – 1765.
53. Вилисова М.Д., Катаев Ю.Г., Чернов Н.А. и др. Электрофизические свойства эпитаксиального арсенида галлия, легированного акцепторными примесями // Изв. вузов. Физика. 1995. № 2. С. 54 – 58.
54. Бобровникова И.А., Вилисова М.Д., Лаврентьева Л.Г., Рузайкин М.П. Закономерности легирования и формирования примесно-вакансионных комплексов в условиях ГФЭ арсенида галлия / Препринт № 9. Томск: Изд-во Том. ун-та, 1990. 31 с.
55. Bobrovnikova I.A., Lavrentieva L.G., Ruzaikin M.P., Vilisova M.D. Doping and impurity-vacancy complex formation during vapour phase epitaxy of gallium arsenide // J. Cryst. Growth. 1992. V. 123. No. 3/4. P. 529 – 536.
56. Сидоров Ю.Г., Дворецкий С.А., Варавин В.С., Михайлов Н.Н. Матричные фотоприемные устройства инфракрасного диапазона. Новосибирск: Наука, 2001. С. 119.
57. Лаврентьева Л.Г., Вилисова М.Д., Преображенский В.В., Чалдышев В.В. Молекулярно-лучевая эпитаксия арсенида галлия при низких температурах: влияние избыточного мышьяка на структуру и свойства материала // Изв. вузов. Физика. 2002. № 8. С. 3 – 19.
58. Вилисова М.Д., Лаврентьева Л.Г. Газофазовая эпитаксия полуизолирующего арсенида галлия // Обзоры по электронной технике. Сер. 6 (материалы). Вып. 3 (1132). М.: ЦНИИ «Электроника», 1985. 33 с.
59. Бобровникова И.А., Вилисова М.Д., Иконникова Г.М. и др. Исследование процесса роста, структуры и свойств эпитаксиальных слоев арсенида галлия, легированных марганцем // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. 1988. Вып. 2. С. 53 – 57.
60. Вилисова М.Д., Красильникова Л.М., Тетеркина И.В. и др. Исследование свойств эпитаксиального арсенида галлия при двойном легировании серой и железом // Электронная техника. Сер. 6. Материалы. 1989. Вып. 4. С. 5 – 8.
61. Вилисова М.Д., Иконникова Г.М., Толбанов О.П., Хлудков С.С. Быстродействующий S-диод на основе GaAs:Fe-структур, полученных газофазовой эпитаксией // Изв. вузов. Физика. 1981. № 11. С. 3 – 6.
62. Вилисова М.Д., Другова Е.П., Полтавец И.Ю. и др. Детекторы на основе VPE-GaAs, компенсированного хромом // Электронная промышленность. 2002. Вып. 2/3. С. 53 – 55.