

Федеральное агентство по образованию РФ  
МОСКОВСКИЙ ИНЖЕНЕРНО-ФИЗИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ  
(ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ)

Д. В. Громов, А. А. Краснюк

# МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ ДЛЯ МИКРО- И НАНОЭЛЕКТРОНИКИ

*Рекомендовано УМО "Ядерные физика и технологии"  
в качестве учебного пособия  
для студентов высших учебных заведений*

Москва 2008

УДК 620.22  
ББК 32.852я7  
Г87

Громов Д.В., Краснюк А.А. **Материаловедение для микро- и наноэлектроники: Учебное пособие.** М.: МИФИ, 2008. – 156 с.

Рассматриваются основные перспективные материалы и технологии полупроводниковой микро- и наноэлектроники, включающие разработку элементной базы для субмикронных и глубокосубмикронных СБИС на кремнии, на широкозонных полупроводниках и гетероструктурах.

Предназначено в качестве учебного пособия для студентов, обучающихся по специальности "Электроника и автоматика физических установок" по направлению подготовки "Ядерные физика и технологии", программа "Электроника физических установок".

Пособие подготовлено в рамках Инновационной образовательной программы.

Рецензент к.т.н., доцент МИФИ *В. В. Шуренков*

ISBN 978-5-7262-0959-3

© *Московский инженерно-физический институт  
(государственный университет), 2008*

## СОДЕРЖАНИЕ

Список условных обозначений .....	5
Введение .....	6
1. Области применения кремния и других полупроводниковых материалов .....	9
1.1. Соединения галлия .....	11
1.2. Соединения кремния .....	12
1.3. Алмаз и алмазные материалы .....	13
Контрольные вопросы .....	13
2. Арсенид галлия .....	14
2.1. Арсенид галлия – полупроводник для СВЧ и сверхскоростной микроэлектроники .....	14
2.2. Технологические методы получения арсенида галлия .....	15
2.3. Типовые полупроводниковые элементы на арсениде галлия .....	23
2.4. Интегральные схемы на арсениде галлия .....	25
Контрольные вопросы .....	27
3. Другие полупроводниковые соединения $A_3B_5$ .....	29
3.1. Соединение арсенида галлия с алюминием .....	29
3.2. Элементная база на нитриде галлия .....	37
3.2.1. Типовая структура GaN ГПТШ .....	38
3.2.2. Преимущества GaN-технологии .....	42
3.2.3. Перспективы GaN-технологии .....	51
Контрольные вопросы .....	59
4. Полупроводниковое соединение кремний – германий .....	54
4.1. Биполярный SiGe транзистор .....	55
4.2. БиКМОП технология на основе SiGe .....	57
Контрольные вопросы .....	59
5. Карбид кремния .....	61
5.1. Основные электрофизические и термоэлектрические свойства карбида кремния .....	61
5.2. Современное состояние технологии получения объемных кристаллов и эпитаксиальных слоев карбида кремния .....	65
5.3. Элементы на основе карбида кремния .....	67
5.3.1. Подложки на основе карбида кремния .....	70
5.3.2. Силовые приборы .....	70
5.3.3. Производство СВЧ-приборов .....	72
5.3.4. Теплопроводящие подложки .....	72

5.3.5. Высокотемпературные датчики давления .....	73
5.3.6. Перспективы развития SiC-технологии .....	74
Контрольные вопросы .....	77
6. Алмазные и алмазоподобные материалы .....	78
6.1. Основные электрофизические, термоэлектрические и оптические характеристики алмазных материалов .....	78
6.2. Области применения алмазных материалов .....	80
6.3. Приборные структуры на алмазных материалах .....	86
6.3.1. Диоды с барьером Шоттки .....	86
6.3.2. Полевые транзисторы с затвором Шоттки .....	87
6.4. Датчики УФ-излучения .....	91
6.5. Алмазные детекторы ионизирующих излучений .....	96
Контрольные вопросы .....	100
7. Материалы и подложки для субмикронных и глубокосубмикронных СБИС .....	101
7.1. Преимущества и недостатки кремниевых технологий при производстве субмикронных СБИС .....	101
7.2. Методы получения кремниевых пластин для СБИС .....	107
7.3. Дефекты пластин .....	112
7.4. Пластины с эпитаксиальными слоями .....	115
7.5. Легирование кремния .....	118
7.5.1. Отжиг дефектов .....	121
7.6. Особенности пленок диоксида кремния .....	122
7.7. Альтернативные диэлектрики .....	126
7.8. Выбор диэлектрика для межуровневой изоляции .....	129
7.9. Назначение и требования к металлизации .....	132
7.9.1. Основные методы металлизации .....	139
7.9.2. Особенности травления материалов для кремниевых технологий .....	143
7.10. Особенности процессов литографии .....	144
7.10.1. Особенности состава фоторезистов .....	146
7.10.2. Технологии наноимпринт-литографии .....	148
7.11. Конструкция типовых субмикронных транзисторов .....	151
Контрольные вопросы .....	154
Заключение .....	155
Литература .....	156

## СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

АД – алмазный детектор  
АП – алмазная пленка  
БиКМОП – биполярная и стандартная КМДП технологии  
БТ – биполярный транзистор  
ВАХ – вольт-амперная характеристика  
ГБТ – гетероструктурный биполярный транзистор  
ГИС – гибридная интегральная схема  
ГПТ – гетероструктурный полевой транзистор  
ГПТШ – гетероструктурный полевой транзистор с затвором Шоттки  
*р*ГПТШ – псевдоморфный гетероструктурный полевой транзистор с затвором Шоттки  
ГФЭ – газофазовая эпитаксия  
ДГ – диоды Ганна  
ДШ – диод Шоттки  
ДЭГ – двумерный электронный газ  
ИИ – ионизирующее излучение  
ИС – интегральная схема  
КВГ – коэффициент выхода годных  
КМДП – комплементарная металл–диэлектрик–полупроводник технология  
КНА – кремний–на–алмазе.  
ЛПД – лавинно-пролетные диоды  
МДП – металл–диэлектрик–полупроводник  
МИМ – металл–изолятор–металл  
МИС – монолитная интегральная схема  
МЛЭ – молекулярно-лучевая эпитаксия  
МО – металлоорганическое  
МПЛ – микрополосковая линия  
ПТШ – полевые транзисторы с затвором Шоттки  
РТД – резонансно-туннельный диод  
СБИС – сверхбольшая интегральная схема  
СЦ – согласующая цепь  
УФ – ультрафиолетовый диапазон

## ВВЕДЕНИЕ

Благодаря постоянному совершенствованию исходных материалов и технологических процессов характеристики полупроводниковых приборов и микросхем достигают все более высоких уровней. Несколько десятилетий назад полупроводниковые приборы изготавливались исключительно на кремниевых пластинах. Сегодня арсенидгаллиевая технология настолько отработана, что GaAs-приборы находят не только военное, но и коммерческое применение. А компоненты на базе нитрида галлия и фосфида индия прочно завоевывают такие ниши рынка, как мощные ВЧ-транзисторы и транзисторы сантиметрового и миллиметрового диапазонов. Но и кремниевая технология не стоит на месте, она усовершенствована настолько, что транзисторы на этом материале вторгаются в "вотчину" арсенидгаллиевых СВЧ устройств. Набирают силы и "отпрыски" традиционного кремния: кремний-германий и карбид кремния. Все большее внимание разработчики уделяют алмазу и алмазным материалам. Не остаются без внимания ученых и традиционные кремниевые технологии. Предлагаются к использованию спящие транзисторы, которые сохраняют энергию, позволяя засыпать элементам схем, когда в них нет необходимости, подобно человеческому мозгу. В качестве материала предлагаются варианты напряженного кремния, который позволяет корпорации Intel выпускать более быстрые транзисторы, физически растягивая кристаллическую решетку атомов кремния, вследствие чего электроны движутся быстрее с меньшим сопротивлением. Рассматриваются новые технологии литографии, металлизации, альтернативные диоксиду кремния диэлектрики и т.д.

Произошедшая около полувека назад замена электронной лампы на полупроводниковый транзистор и развитие полупроводниковой технологии потребовали развертывания исследований в области физики твердого тела и материаловедения. Следующее революци-

онное изобретение — интегральная схема (ИС) — стало эпохальным в электронике и определило ее развитие в течение сорока лет. Интегральная схема позволила соединить большое количество активных (транзисторов и пр.) и пассивных (сопротивлений, конденсаторов, индуктивностей) компонентов с помощью металлических переключателей в единый чип.

Господствующим принципом в развитии твердотельной электроники является принцип уменьшения размера транзисторов и повышения степени интеграции (количество транзисторов на чипе). В 1965 г., вскоре после изобретения интегральных схем, Гордон Мур, один из пионеров Силиконовой Долины, сформулировал эмпирический закон, постулирующий, что важнейшая характеристика ИС, определяемая количеством элементов на ней, удваивается каждые 18-24 месяца при неизменной цене кристалла (чипа) (рис. В.1). Удивительно, но этот закон остается в силе и сегодня, спустя сорок лет.

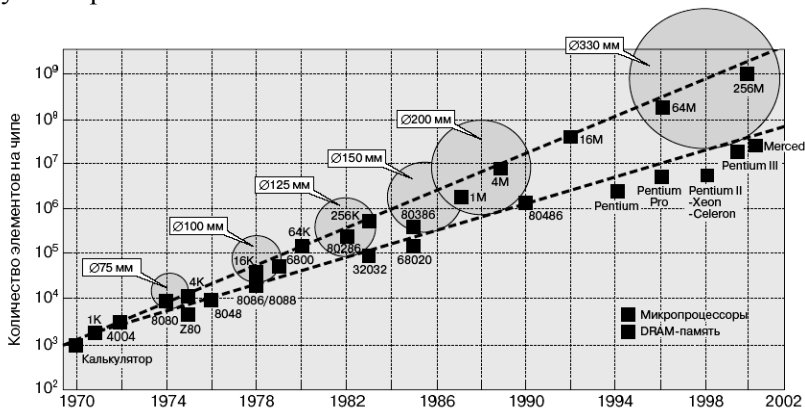


Рис. В.1. Закон Мура для микропроцессоров и запоминающих устройств (кружками обозначены диаметры кремниевых пластин)

На рис. В.2 показана динамика уменьшения минимальных размеров отдельных транзисторов в составе чипа. Совершенно очевидно, что принцип уменьшения размеров транзисторов и увеличение за счет этого количества элементов в одном кристалле на основе традиционно используемых неорганических полупроводниковых материалов (в основном Si или GaAs) не может эксплуатиро-

ваться бесконечно долго, и в настоящее время уже в значительной мере себя исчерпал. И хотя в настоящее время ИС с топологическими нормами 90 нм уже выпускаются серийно, и показана возможность размеров 60 нм, дальнейшее уменьшение представляется проблематичным. Этот факт заставил физиков начать поиск других типов электронных компонентов.

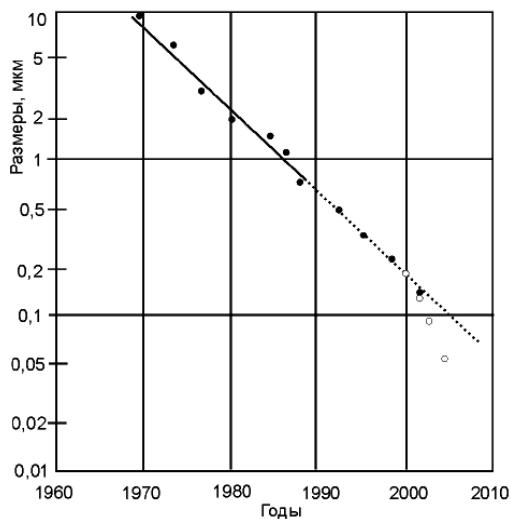


Рис. В.2. Динамика уменьшения размеров отдельных элементов

Весь ход развития электроники, особенно в последние годы, а также вышеприведенные примеры и мнения известных специалистов наглядно подтверждают актуальность и острую необходимость следующего логического шага – перехода от микро- к наноэлектронике, предполагающей как создание новых материалов и технологий, так и разработку новых принципов функционирования и соответствующих им конструктивных решений наноэлектронных приборов.

Однако не следует считать, что по мере развития наноэлектроники отпадет необходимость в изделиях микроэлектроники – каждая из этих отраслей должна занять свою нишу. Поэтому в данном учебном пособии рассматриваются технологические аспекты достаточно широкого круга полупроводниковых материалов и элементов на их основе.



# 1. ОБЛАСТИ ПРИМЕНЕНИЯ КРЕМНИЯ И ДРУГИХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

В настоящее время кремний является основным полупроводниковым материалом для полупроводниковой микроэлектронной элементной базы. По оценкам специалистов от 80 до 90 % полупроводниковых приборов и интегральных микросхем изготавливается на основе этого полупроводника. Причинами столь широкого применения кремния являются:

- достаточно высокие электрофизические характеристики;
- широкие наработки в области материаловедения этого полупроводника;
- огромные средства, вложенные в создание технологии и производства.

Нишу оставшихся 20 % занимают другие полупроводниковые материалы, в первую очередь, полупроводниковые соединения третьей и пятой групп таблицы Менделеева ( $A_3B_5$ ) и широкозонные полупроводниковые материалы.

Следует отметить, что германий, находившийся достаточно долгое время за бортом микроэлектроники, в настоящее время в составе гетероструктуры SiGe является перспективным для создания СВЧ-приборов и в сочетании с традиционной комплементарной металл-диэлектрик-полупроводник (КМДП) технологией для создания сверхсложных изделий "система на кристалле".

Рассматриваемая группа полупроводниковых материалов используется для создания элементной базы специального назначения. В первую очередь, – это приборы и схемы сверхвысокочастотного диапазона. Другая значимая область применения – оптоэлектроника, в основном лазеры и фотодетекторы в широком диапазоне длин волн.

Исследования и разработки широкозонных полупроводниковых материалов в основном направлены на создание изделий так называемой "экстремальной электроники". Это приборы и схемы, способные работать при повышенных температурах и уровнях радиации.

Значения ширины запрещенной зоны – одной из важнейших характеристик рассматриваемых в данном пособии полупроводников, а также основные области их применения представлены в табл. 1.1. Там же даны для сравнения и характеристики кремния.

Таблица 1.1

**Сравнение по области применения кремния  
и других полупроводниковых материалов**

Материал	Ширина запрещенной зоны, эВ	Области применения
Si	1,12	Полупроводниковые приборы и интегральные схемы до частот 5 ГГц
SiGe	1,12...0,65	Полупроводниковые приборы и интегральные схемы до частот более 1 ГГц, сочетание с КМДП технологией
GaAs	1,43	Полупроводниковые приборы и интегральные схемы до частот более 1 ГГц, оптоэлектронные элементы
GaN	3,40	Полупроводниковые приборы и интегральные схемы до частот более 1 ГГц и высоких температур
AlGaAs	2,16	Полупроводниковые приборы и интегральные схемы до частот более 1 ГГц, оптоэлектронные элементы
SiC(6H)	3,01	Приборы для силовой, высокотемпературной и СВЧ электроники
C (алмаз)	5,2	Приборы для силовой и высокотемпературной электроники, оптоэлектронные элементы УФ-диапазона, датчики ионизирующих излучений

Основные параметры рассматриваемых полупроводниковых материалов приведены в табл. 1.2. Там же представлены для сравнения характеристики кремния.

**Сравнение по основным параметрам кремния  
и других полупроводниковых материалов**

Материал	Ширина запрещенной зоны, эВ	Напряжения пробоя, МВ/см	Подвижность электронов, см <sup>2</sup> /В·с	Дрейфовая скорость электронов, см/с	Теплопроводность, Вт/м·К
Si	1,12	0,6	1200	$1 \cdot 10^7$	150
SiGe	1,1...0,6	0,5	1400-2800	$1 \cdot 10^7$	150
GaAs	1,42	0,6	6000	$8 \cdot 10^7$	50
GaN	3,39	3,3	2000	$2,5 \cdot 10^7$	130
3С - SiC	2,2	2,0	750	$2,5 \cdot 10^7$	500
4Н - SiC	3,26	3,0	800	$2 \cdot 10^7$	490
6Н - SiC	3,0	3,0	370	$2 \cdot 10^7$	490
Алмаз(С)	5,5	6	2200	$2,7 \cdot 10^7$	2000

### 1.1. Соединения галлия

**Арсенид галлия (GaAs)** занимает второе после кремния место по использованию в полупроводниковой электронике.

Его уникальные свойства – высокие значения дрейфовой скорости и подвижности электронов – определяют его преимущества в СВЧ диапазоне.

Возможность выращивания приборных слоев на подложках с высоким удельным сопротивлением обеспечивает изоляцию элементов друг от друга в интегральных схемах.

К недостаткам этого материала следует отнести низкую теплопроводность, что приводит к проблеме отвода тепла от кристалла и, как следствие, к проблемам при проектировании мощных интегральных схем.

**Соединение арсенида галлия с алюминием** широко применяется в СВЧ-электронике. Хорошее сопряжение AlGaAs и GaAs по параметрам кристаллических решеток обеспечивает возможность проектирования на основе этих двух материалов гетероструктурных элементов. Гетероструктуры в данном случае формируются за счет различия ширин запрещенных зон этих материалов и уникальных эффектов на их границе раздела.

За исследования в этой области академик Ж.И. Алферов был удостоен Нобелевской премии.

**Нитрид галлия (GaN)**, начиная с 1994 г. (создание первого транзистора), проходит стадию бурного развития.

Сочетание высоких подвижности и концентрации носителей в сочетании с широкой запрещенной зоной обуславливает уникальное сочетание частотных и мощностных свойств GaN приборов, а также возможность работать при повышенных температурах.

К недостаткам нитрида галлия следует отнести высокую стоимость приборов, а также проблемы подложек для формирования этого материала.

## 1.2. Соединения кремния

**Полупроводниковое соединение кремний–германий (SiGe)** является основой для создания двух основных полупроводниковых элементов: гетероструктурных биполярных транзисторов (ГБТ) и БиКМОП схем (сочетание биполярной и КМДП технологий).

Основные достоинства SiGe ГБТ в сравнении с кремниевыми биполярными транзисторами – более высокая максимальная рабочая частота (до 120 ГГц), низкий коэффициент шума, высокие значения коэффициента усиления по мощности и КПД (до 70 %).

Объединение ГБТ со специализированными КМДП ИС открывает широкие возможности создания "систем на кристалле", в которой объединены СВЧ, аналоговые и цифровые устройства.

**Карбид кремния** как материал полупроводниковой электроники обладает рядом уникальных электрофизических свойств: большая ширина запрещенной зоны (от 2,4 до 3,3 эВ для разных поли типов); высокая теплопроводность, близкая к теплопроводности меди; высокие значения напряженности поля лавинного пробоя (3–6 МВ/см) и насыщения скорости дрейфа электронов ( $2 \cdot 10^7$  см/с).

Эти характеристики являются предпосылками для создания на основе карбида кремния приборов сильноточной высоковольтной электроники, способных работать при повышенных температурах и уровнях радиации.

### 1.3. Алмаз и алмазные материалы

Уникальные свойства алмаза – высокая твердость и стойкость к агрессивным средам и ионизирующим излучениям, идеальная кристаллическая структура, высокая теплопроводность и специфические электрофизические параметры являются предпосылками для широкого использования этого материала практически во всех отраслях, начиная с производства ювелирных изделий и заканчивая разработкой новых материалов и изделий с уникальными характеристиками.

Цель внедрения алмаза в электронику – создание высокотемпературных радиационно-стойких приборов с высокими рабочими частотами, другими словами – элементной базы с характеристиками, близкими к предельным.

Преимущества алмаза как материала для полупроводниковой электроники в первом приближении сводятся к тому, что дрейфовая скорость носителей тока и напряженность поля электрического пробоя имеют значения, близкие к предельным, высокие значения рабочих температур и радиационной стойкости связаны с значительной шириной запрещенной зоны, а высокая теплопроводность обеспечивает более высокие уровни рассеиваемой приборами мощности.

Сдерживающим фактором внедрения алмаза в электронику является процесс легирования этого материала до требуемых уровней концентрации носителей.

#### Контрольные вопросы

1. Какие полупроводниковые материалы рассматриваются в данном разделе?
2. Какие полупроводниковые материалы считаются широкозонными?
3. Является ли соединение SiGe широкозонным полупроводником?
4. У какого из рассматриваемых полупроводников наибольшее значение ширины запрещенной зоны?
5. Какое из рассматриваемых полупроводниковых соединений наиболее успешно сочетается с типовым КМДП процессом?

## 2. АРСЕНИД ГАЛЛИЯ

### 2.1. Арсенид галлия – полупроводник для СВЧ и сверхскоростной микроэлектроники

Большинство элементарных полупроводниковых материалов – кремний, германий, алмаз – принадлежат к четвертой группе периодической системы, т.е. имеют по четыре валентных электрона на атом. Это привело к идее синтеза полупроводниковых соединений, в которых среднее число валентных электронов на атом также равно четырем и которые, таким образом, до некоторой степени имитируют свойства кремния. Упомянутые соединения можно составить из элементов 3 и 5 групп (так называемые соединения  $A_3B_5$ ) или элементов 2 и 6 групп (соединения  $A_2B_6$ ).

Благодаря успешной реализации указанной идеи в настоящее время мы располагаем целым рядом полупроводниковых соединений типа  $A_3B_5$  с самыми разнообразными свойствами. Арсенид галлия в этом ряду является одним из самых важных. Основное преимущество GaAs – более высокая скорость электронов, чем в кремнии, особенно в коротких, субмикронных образцах. Подвижность электронов в арсениде галлия также больше по своему значению по сравнению с кремнием. Этим объясняется быстрое действие транзисторов на GaAs, которые занимают теперь главенствующее положение в электронике СВЧ.

Наличие широкой запрещенной зоны в GaAs позволяет получать подложки с хорошими изоляционными свойствами, что позволяет формировать на них элементы ИС без дополнительных процессов, обеспечивающих их изоляцию друг от друга.

Особенности конструирования элементной базы на арсениде галлия и его уникальные свойства определяют также высокую радиационную стойкость приборов и схем на его основе.

К недостаткам этого материала следует отнести повышенную плотность дислокаций и связанные с этим меньшие по сравнению с кремнием диаметры используемых полупроводниковых пластин и невысокий процент выхода годных приборов. Низкая теплопроводность определяет проблему отвода тепла от кристалла и, как

следствие, трудности при проектировании мощных интегральных схем.

В табл. 2.1 приведено сравнение основных характеристик для кремния и арсенида галлия, также следствия, к которым приводит использование арсенида галлия.

Таблица 2.1

### Сравнительные характеристики кремния и арсенида галлия

Наименование	Единица измерения	Si	GaAs	Влияние на характеристики GaAs-приборов
Ширина запрещенной зоны	эВ	1,12	1,43	Увеличение температурного диапазона
Подвижность электронов	см <sup>2</sup> /В·с	1200	5000 - 7000	Повышение быстродействия <i>n</i> -канальных приборов
Коэффициент теплопроводности	Вт/см·К	1,5	0,55	Повышенное тепловое сопротивление
Удельное сопротивление подложки	Ом/см	10 - 100	10 <sup>7</sup> -10 <sup>8</sup>	Изоляция приборов, малые паразитные емкости
Плотность	г/см <sup>3</sup>	2,33	5,31	Увеличенный вес пластины
Время жизни неосновных носителей	с	10 <sup>-5</sup>	10 <sup>-8</sup>	Низкие времена восстановления, малые диффузионные длины
Плотность дислокаций	см <sup>-2</sup>	10 <sup>2</sup>	2·10 <sup>4</sup> -10 <sup>5</sup>	Низкий коэффициент выхода годных

## 2.2. Технологические методы получения арсенида галлия

Основную трудность при выращивании GaAs представляет собой то обстоятельство, что он разлагается в процессе нагрева. Поэтому давление паров As должно быть выбрано так, чтобы оно могло поддерживать постоянным стехиометрический состав расплава. Еще одна трудность состоит в химической активности Ga и As, которые реагируют с материалом тигля. Наконец, в процессе затвердевания GaAs расширяется, что может привести к возникновению больших напряжений в кристалле под действием стенок тигля.

Существуют два основных метода выращивания объемных монокристаллов:

- вытягивание из расплава по методу Чохральского;
- контейнерная зонная плавка.

Метод Чохральского позволяет постоянно наблюдать за ростом монокристалла. Кроме того, в этом методе кристалл GaAs не сжимается стенками тигля. Высокая эффективность и хорошее качество кристалла сделали этот метод наиболее распространенным. Еще одним преимуществом является то, что кристаллографическая ориентация получаемого кристалла определяется кристаллографической ориентацией затравки.

Схема вытягивания кристалла показана на рис. 2.1.

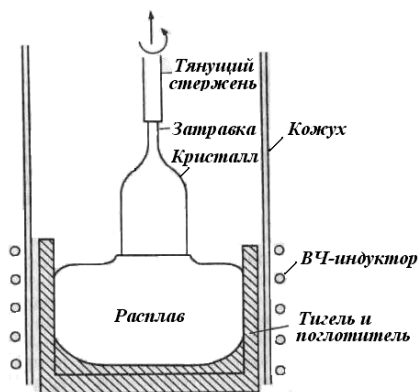


Рис. 2.1. Схема выращивания кристалла по методу Чохральского

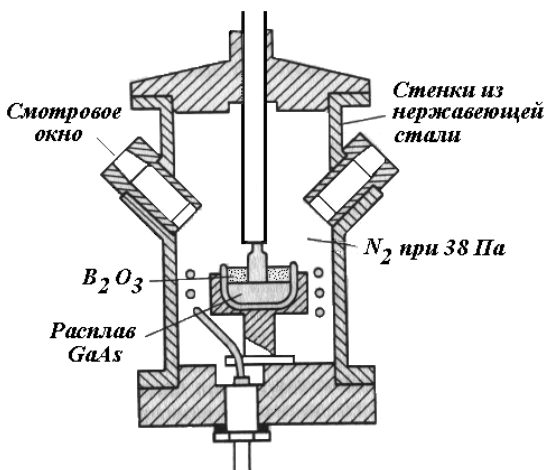
Установка должна быть защищена от вибраций и обеспечивать возможность установки малых скоростей вытягивания, вплоть до 0,1 мм/ч.

Дальнейшей модернизацией этого метода является метод вытягивания кристалла из под слоя жидкого флюса (рис. 2.2).

Этот метод состоит в покрытии расплава оксидом бора. В его вязкой стекловидной оболочке Ga и As практически нерастворимы. Вытягивание осуществляется при пропускании затравочного кристалла через слой оксида бора, причем сам рост происходит на границе раздела двух жидкостей. Кроме того, на поверхности растущего кристалла остается тонкая пленка, которая предотвращает испарения из затвердевающего стержня.



Рис. 2.2. Схема установки для вытягивания монокристаллов из-под слоя жидкого флюса



Объемный арсенид галлия, не легированный специально и выращенный при температуре приблизительно  $1240\text{ }^{\circ}\text{C}$ , обычно представляет собой материал  $n$ -типа вследствие того, что в него попадают атомы кремния, служащие донором, либо из исходных химических реактивов, либо из кварцевого тигля. Подвижность электронов в монокристаллическом GaAs составляет  $3500\text{--}4000\text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ .

Одним из наиболее важных преимуществ технологии объемного GaAs является возможность получать полуизолирующие подложки, обеспечивающие низкий уровень паразитных связей между элементами интегральных схем.

Путем добавления хрома в расплав GaAs можно достичь любой плотности глубоких акцепторных центров хрома – вплоть до предела растворимости. Эти специально введенные глубокие акцепторные уровни захватывают электроны с донорных уровней, возникших в материале, не легированном специально. В результате удельное сопротивление GaAs может составить  $10^8\text{ Ом}\cdot\text{см}$ . Тем не менее в полуизолирующем, легированном хромом GaAs наблюдается высокая концентрация ионизованных примесей, и поэтому подвижность носителей в нем не высока (меньше  $3000\text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$  при комнатной температуре).

Выращенный монокристалл затем разрезают на пластины толщиной 200–400 мкм, шлифуют и полируют до высокого класса чистоты.

Для создания приборов и схем на полуизолирующую подложку GaAs методом эпитаксии наносят слой с легированием *n*-типа с толщиной менее 1 мкм.

В настоящее время для создания подложек на GaAs с заданными характеристиками в большинстве случаев используется газофазовая эпитаксия (ГФЭ) с применением металлоорганических (МО) соединений. Данная технология благодаря простоте, легкости управления и другим преимуществам потеснила хлоридную ГФЭ Ga-AsCl<sub>3</sub>-H<sub>2</sub> и жидкофазовую эпитаксию.

В стандартном процессе ГФЭ с использованием МО в качестве источника Ga используются металлоорганические соединения – триметилгаллий (TMGa) или триэтилгаллий (TEGa), а источником арсенида служит арсин (AsH<sub>3</sub>). В этом в случае достаточно нагревать только газовую смесь и подложку, тогда как стенки камеры реактора остаются холодными, например, за счет водяного охлаждения.

Энергия для разогрева газовой смеси подается от высокочастотного генератора или мощной лампы. Происходит разогрев графитового столика, на котором размещаются монокристаллические подложки. Газовая смесь вблизи подложек также нагревается до высокой температуры, тогда как стенки камеры реактора остаются холодными, например за счет водяного охлаждения. Такой режим обеспечивает осаждение продуктов реакции на подложках и приводит к относительно малым потерям компонентов реакции на стенках камеры.

Схематически процесс ГФЭ с применением металлоорганических соединений показан на рис. 2.3.

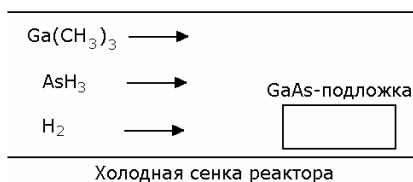


Рис. 2.3. Схематическое представление процесса ГФЭ с использованием МО

Процедура выращивания включает приготовление подложки (очистку и травление), продувку системы водородом, разогрев подложки с помощью СВЧ-индуктора, непосредственный процесс осаждения и последующий отжиг. Обычно скорость роста равна приблизительно 0,1 мкм/мин.

Основным преимуществом процесса ГФЭ с применением металлорганических соединений является относительная простота и возможность выращивания твердых растворов  $Al_xGa_{1-x}As$ .

На рис. 2.4 показан горизонтальный реактор для ГФЭ с применением металлорганических соединений. Схематически показано распределение скоростей  $v$  и температуры  $T$  в газовом потоке в диффузионном слое вблизи подложки.

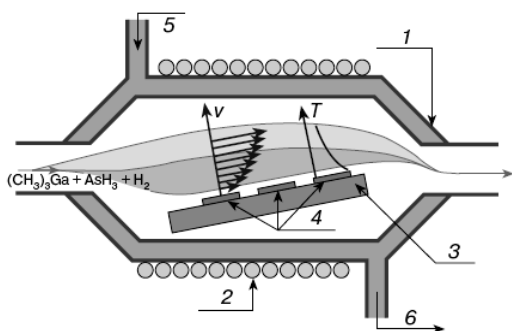


Рис. 2.4. Схема горизонтального реактора открытого типа с охлаждаемыми стенками для ГФЭ с применением металлорганических соединений:  
 1 – кварцевый корпус; 2 – катушка ВЧ – генератора; 3 – блок нагрева;  
 4 – подложки; 5 – водяное охлаждение (впуск); 6 – водяное охлаждение (выпуск)

Создание гетероструктур на основе полупроводниковых соединений  $A_3B_5$  тесно связано с разработкой молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). МЛЭ – основной метод для выращивания сверхтонких полупроводниковых пленок. Для осаждения тонких эпитаксиальных пленок в ней используется управляемое испарение из термического источника в условиях сверхвысокого вакуума.

Схема процессов в технологии МЛЭ поясняется на рис. 2.5. Типичная установка МЛЭ показана на рис. 2.6.

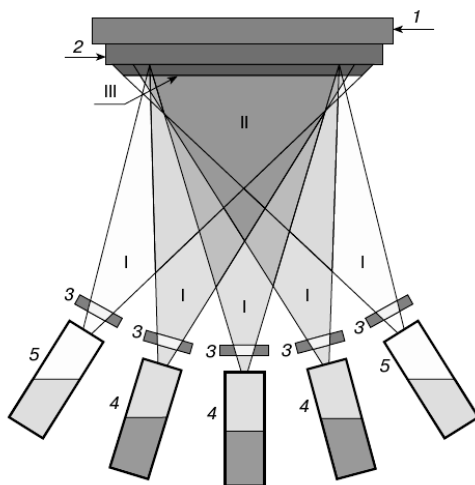


Рис. 2.5. Схематическое представление процесса МЛЭ:  
 1 – блок нагрева; 2 – подложка; 3 – заслонка отдельной ячейки;  
 4 – испарительные (эффузионные) ячейки основных компонентов;  
 5 – эффузионные ячейки легирующих примесей; I – зона генерации  
 молекулярных пучков эффузионными ячейками; II – зона смешивания  
 пучков элементов, испаряемых из разных эффузионных ячеек;  
 III – зона кристаллизации на подложке (зона роста)

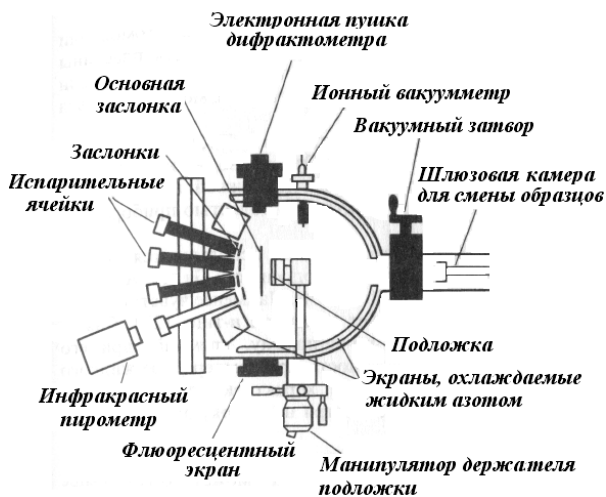


Рис. 2.6. Установка для выращивания пленок методом МЛЭ

Держатель подложки и источники атомарных и молекулярных пучков – испарительные ячейки – находятся в условиях сверхвысокого вакуума. Испарительные ячейки представляют собой небольшие нагреваемые камеры ("стаканы"), открытые в сторону подложки. Рабочий вакуум в ростовой камере близок к  $10^{-8}$  Па. Для сохранения вакуума образцы помещаются в камеру через вакуумный шлюз. Держатель подложки и испарительные ячейки снабжены управляемыми заслонками.

В случае МЛЭ температура подложки может быть сравнительно невысокой 500–650 °С, что приводит к низкой скорости роста (порядка 0,1 нм/с).

Основная заслонка и заслонки испарительных ячеек позволяют очень быстро перекрывать пучки. Это дает возможность изменять состав или уровень легирования выращиваемых структур буквально на межатомном расстоянии.

Источником молекул мышьяка является, как правило, твердый мышьяк, источником галлия – твердый галлий. Для выращивания соединений AlGaAs требуется дополнительный источник алюминия.

Еще одним преимуществом метода МЛЭ является сглаживание поверхности арсенида галлия в процессе роста. Благодаря этому свойству метод МЛЭ особенно удобно использовать для выращивания гетеропереходов, сверхрешеток и многослойных структур.

В качестве донорной примеси в эпитаксиальных процессах используются кремний, германий и олово. Для формирования акцепторной примеси используется бериллий.

Ионная имплантация – один из важнейших методов изготовления СВЧ-приборов и ИС на GaAs.

При использовании данного метода для легирования полупроводника применяют бомбардировку поверхности полупроводника пучком быстрых ионов. Уровень легирования и распределение примеси в полупроводнике определяются величиной потока и энергией ионов. Возникающие в процессе бомбардировки дефекты отжигают при температуре ~ 800 °С.

Для создания изоляционных областей в приборной структуре используется также протонная бомбардировка заданных участков,

в которых за счет введенных дефектов образуются высокоомные области.

К преимуществам данного метода относятся возможность контроля уровня и профиля легирования, сравнительно высокая воспроизводимость и доступность локального легирования любого участка поверхности с помощью маскирования. Для получения сложного профиля легирования с высоким разрешением, которое трудно или невозможно получить эпитаксиальными методами, можно использовать многократную имплантацию.

Распределение имплантированных близко к гауссовому и характеризуется положением максимума  $R$  и среднеквадратичным отклонением  $\Delta R$  (рис. 2.7).

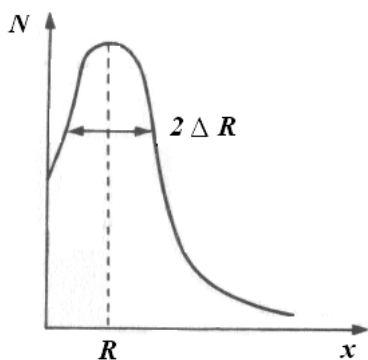


Рис. 2.7. Типичный профиль имплантации

Имплантированные ионы в GaAs смещают атомы полупроводника из узлов решетки. Для уменьшения плотности дефектов, возникающих в кристалле, после имплантации необходимо провести отжиг при температуре  $\sim 800$  °С. Однако при нагревании выше 600 °С с поверхности GaAs улетучивается мышьяк. Для того чтобы можно было нагреть пластину GaAs вплоть до 950 °С, его поверхность с помощью плазменного напыления покрывают слоем

$\text{Si}_3\text{N}_4$ . При температурах до 750 °С лучшим покрытием является AlN, поскольку его коэффициент теплового расширения ближе к GaAs. Можно также проводить отжиг в атмосфере As при избыточном давлении (без защиты поверхности).

Для ликвидации радиационных повреждений в слоях, подвергшихся имплантации с высокой дозой, используются импульсные лазерный и электронный пучки. В случае импульсного лазерного отжига применяются короткие ( $\sim 20$  нс) лазерные импульсы, которые переводят имплантированный слой из аморфного состояния в кристаллическое. Требуемая энергия импульса зависит от толщины аморфного слоя. Например, для аморфного слоя толщиной 0,23

мкм, полученного в полуизолирующем арсениде галлия при имплантации ионов Te с энергией 400 кВ и дозой  $10^{15} \text{ см}^{-2}$  при комнатной температуре, пороговая плотность энергии составляет  $1 \text{ Дж/см}^2$ . Максимальная концентрация носителей в подвергнутых лазерному или электронному отжигу имплантированных слоев GaAs может достигать  $2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ , что значительно превосходит аналогичную величину, которую можно получить с помощью термического отжига.

Подвижность электронов в имплантируемых слоях зависит от максимальной концентрации носителей и изменяется в пределах от  $3500 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  при уровнях легирования  $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$  до  $2000 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  при уровнях  $10^{18} \text{ см}^{-3}$  и  $300 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  при уровнях  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ .

Методом ионной имплантации из-за вызываемых ионами повреждений решетки можно получать полуизолирующие области в арсениде галлия. Для формирования полуизолирующих областей в большинстве случаев используется бомбардировка протонами. Для формирования полуизолирующих слоев GaAs используется также имплантация кислорода (с последующим отжигом при  $650\text{--}800 \text{ }^\circ\text{C}$ ).

### **2.3. Типовые полупроводниковые элементы на арсениде галлия**

К основным типам полупроводниковых приборов на арсениде галлия относятся диоды Шоттки (ДШ), полевые транзисторы с затвором Шоттки (ПТШ), генераторные лавино-пролетные диоды (ЛПД) и диоды Ганна (ДГ).

Следует отметить, что широко распространенная в кремниевой технологии приборная КМДП структура не нашла пока применения в арсенидгаллиевой технологии. Это, в первую очередь, связано с тем, что на границе раздела приборный кремний – окисел не удается обеспечить высокие уровни скорости и подвижности носителей заряда.

Выпрямляющий контакт металл–полупроводник (контакт Шоттки) используется в диодных структурах детекторных и смешительных диодов, а также в ряде случаев в ЛПД.

Зонная структура контакта Шоттки приведена на рис. 2.8.

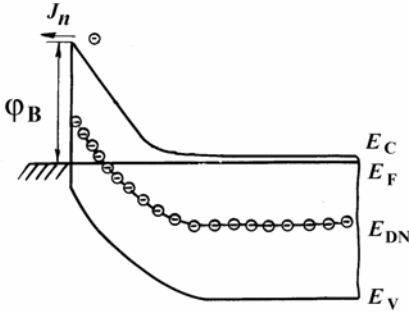


Рис. 2.8. Зонная структура выпрямляющего контакта металл–полупроводник:  
 $J_n$  – ток основных носителей заряда;  
 $\Phi_B$  – высота потенциального барьера металл–полупроводник;  
 $E_C$  – энергия дна зоны проводимости;  
 $E_F$  – энергия уровня Ферми;  
 $E_{DN}$  – энергия глубоких уровней;  
 $E_V$  – энергия потолка валентной зоны

Ток ДШ формируется электронами, преодолевающими энергетический барьер  $\Phi_B$  со стороны полупроводника.

Приближенное выражение для тока ДШ можно представить в следующем виде:

$$J_n = A^{**} T^2 S \exp[-\Phi_B/kT] [\exp(U_{\text{БШ}}/\phi_T) - 1] = J_0 [\exp(U_{\text{БШ}}/\phi_T) - 1], \quad (2.1)$$

где  $A^{**} = 8 \text{ (А/см}^2 \cdot \text{К}^2)$  – эффективное значение постоянной Ричардсона для GaAs;  $S$  – площадь ДШ,  $\text{см}^2$ ;  $T$  – температура, К;  $k$  – постоянная Больцмана;  $\Phi_B$  – высота потенциального барьера металл–полупроводник, эВ;  $U_{\text{БШ}}$  – напряжение на переходе, В;  $\phi_T = kT/q$  – температурный потенциал;  $q$  – заряд электрона.

Из анализа выражения (2.1) следует, что для заданных напряжений смещения значения тока ДШ уменьшается с ростом высоты потенциального барьера.

На рис. 2.9 приведены значения высоты потенциального барьера для различных металлов и GaAs с различными ориентациями кристаллографических осей.

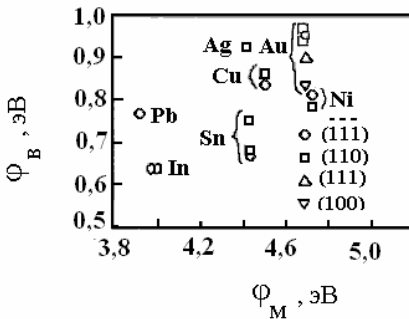


Рис. 2.9. Значения высот потенциального барьера металл–GaAs для различных типов металлов



Для создания структур ДШ используют два конструктивных метода их формирования – для дискретных приборов (рис. 2.10) и для приборов в составе монокристаллических ИС (рис. 2.11).

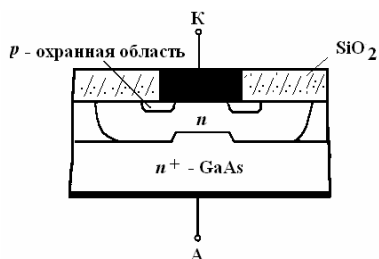


Рис. 2.10. Технологическое сечение дискретного ДШ

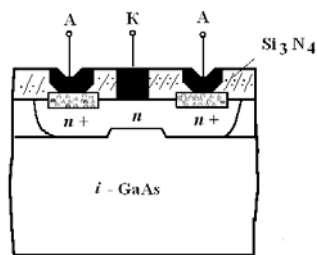


Рис. 2.11. Технологическое сечение ДШ для монокристаллических ИС

В отличие от дискретных приборов токоперенос в интегральном ДШ осуществляется в горизонтальном направлении (планарная конструкция). Характеристики планарной технологии несколько хуже по сравнению с дискретной в основном за счет больших значений сопротивления растекания базы прибора.

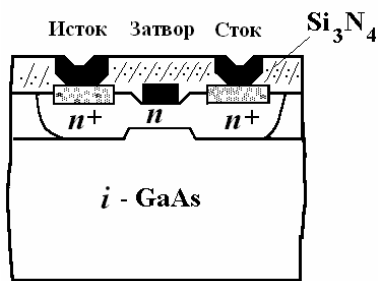


Рис. 2.12. Технологическое сечение полевого транзистора с затвором Шоттки

Технология изготовления полевого транзистора с затвором Шоттки одинакова для дискретных приборов и ИС (рис. 2.12).

## 2.4. Интегральные схемы на арсениде галлия

В ИС схемах СВЧ-диапазона (рис. 2.13) для согласования входного и выходного импедансов активных приборов с генератором и нагрузкой, а также для обеспечения соответствующих амплитудных и фазовых соотношений используются согласующие цепи (СЦ), изготавливаемые на основе микрополосковых линий (МПЛ). Для формирования МПЛ используется как гибридная, так и полупроводниковая технологии.

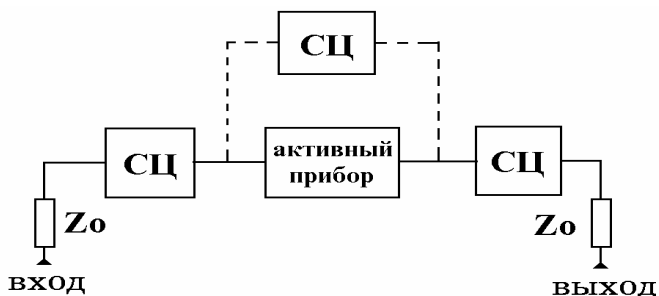


Рис. 2.13. Структурная схема каскада типовой СВЧ ИС

В гибридных ИС (ГИС) СВЧ-диапазона на диэлектрической подложке устанавливаются дискретные активные и пассивные элементы, а методами тонкопленочного напыления формируются МПЛ (рис. 2.14).

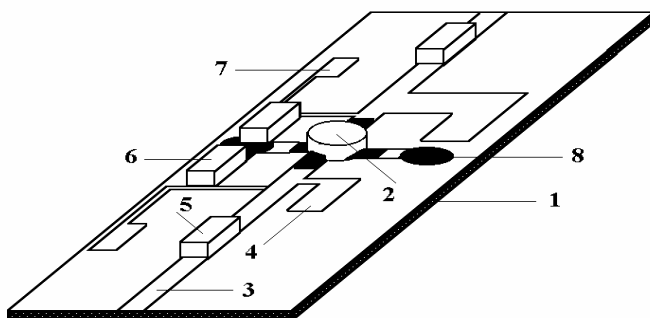


Рис. 2.14. ГИС СВЧ диапазона:

- 1 – диэлектрическая подложка; 2 - активный полупроводниковый прибор;
- 3 – входная и выходная МПЛ с характеристическим сопротивлением 50 Ом;
- 4 – входная согласующая цепь; 5 – разделительные конденсаторы;
- 6 – конденсаторы развязки питания; 7 – МПЛ развязки питания;
- 8 – сквозная металлизация

В монолитных ИС (МИС) СВЧ-диапазона на поверхности кристалла арсенида галлия формируются некоторые пассивные элементы (МПЛ, индуктивности, тонкопленочные конденсаторы), а в объеме чипа изготавливаются полупроводниковые активные приборы (диоды и транзисторы). Упрощенная структура каскада МИС приведена на рис. 2.15.

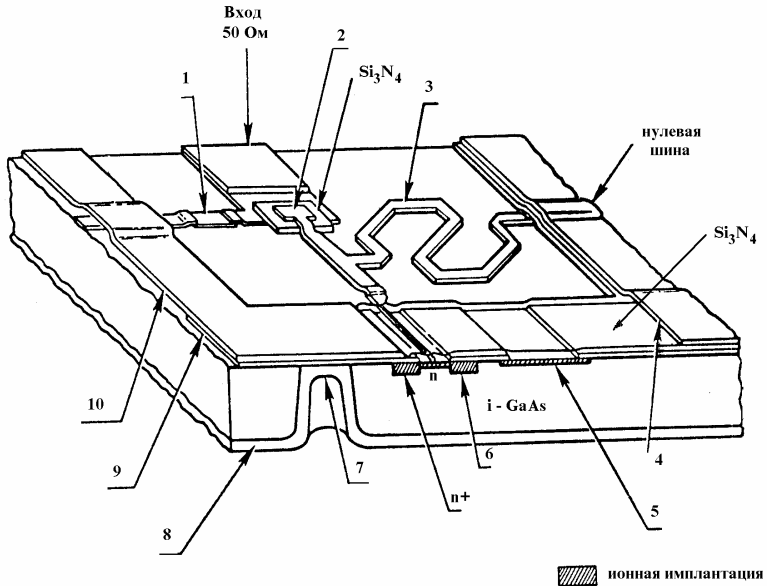


Рис. 2.15. МИС СВЧ диапазона:

1 – тонкопленочный резистор развязки питания; 2 – тонкопленочный проходной конденсатор; 3 – входная согласующая МПЛ; 4 – тонкопленочный выходной конденсатор; 5 – диффузионный резистор; 6 – ПТШ; 7 – сквозная металлизация; 8 – металлизация нижней части кристалла; 9 – пассивирующий окисел; 10 – верхний слой металлизации

### Контрольные вопросы

1. Какие преимущества имеет арсенид галлия по сравнению с кремнием?
2. Какими недостатками обладает арсенид галлия?
3. Какие существуют методы (основные) выращивания объемных монокристаллов?
4. Какую компенсирующую легирующую примесь используют для обеспечения высоких уровней удельного сопротивления для подложек арсенида галлия?
5. Какой типовой процесс эпитаксии используется при создании приборных слоев на арсениде галлия?
6. Какие основные процессы включает в себя молекулярно-лучевая эпитаксия?

7. Какие основные узлы содержит установка молекулярно-лучевой эпитаксии?
8. Из каких процессов состоит ионная имплантация приборных слоев?
9. Какие типы приборов изготавливаются на арсениде галлия?
10. Каких типов разрабатываются диоды Шоттки?
11. Как выглядит технологическое сечение типового полевого транзистора с затвором Шоттки?
12. Какие типы интегральных схем разрабатываются на арсениде галлия?
13. Для чего используются согласующие цепи в СВЧ интегральных схемах?
14. Для чего используются микрополосковые линии в СВЧ интегральных схемах?

### 3. ДРУГИЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫЕ СОЕДИНЕНИЯ $A_3B_5$

#### 3.1. Соединение арсенида галлия с алюминием

Реализация квантовых эффектов в твердотельных полупроводниковых приборах удалась за счет использования процесса молекулярно лучевой эпитаксии, с помощью которой можно формировать гетероструктуры с нанометровыми толщинами приборных слоев.

Приборы на гетероструктурах на основе арсенида галлия и его тройных соединений (в первую очередь, с алюминием) наиболее широкое применение находят в интегральных схемах и модулях СВЧ диапазона.

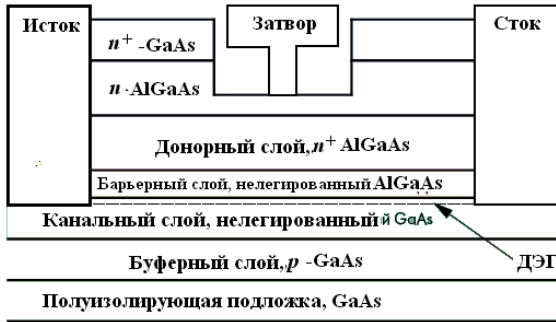
Характерными представителями гетероструктурной элементной базы являются гетероструктурные полевые транзисторы с затвором Шоттки (ГПТШ), обладающие высокой подвижностью электронов в канале, ГБТ и резонансно-туннельные структуры.

Принцип действия ГПТШ основан на переносе основных носителей заряда (электронов) через области прибора, в которых сформирован двумерный электронный газ (ДЭГ). В данных областях обеспечиваются условия повышенных уровней подвижности дрейфовой скорости носителей, что, в свою очередь, приводит к увеличению предельных частот активных элементов. Предельные частоты для этих приборов превышают 100 ГГц.

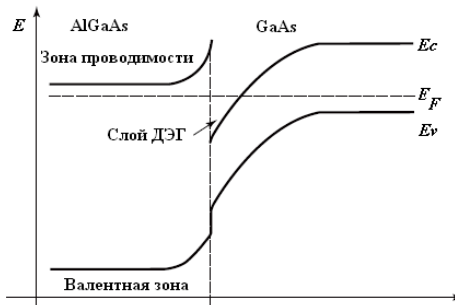
Типичная структура ГПТШ и его зонная диаграмма приведена на рис. 3.1.

Не вдаваясь глубоко в физику работы прибора, отметим, что он отличается от обычных ПТШ наличием гетероперехода между барьерным (донорным) и нелегированным канальным слоями (в данном случае между слоями GaAs и AlGaAs). Поскольку ширина запрещенной зоны материала канального слоя больше, чем барьерного, в канале у границы слоев формируется потенциальная яма – тонкий слой, в котором накапливаются свободные носители со свойствами ДЭГ. А так как канальный слой не легирован, в нем рассеяние на примесных центрах и дислокациях решетки мини-

малыны, а подвижность носителей, соответственно, высока. Задача буферного слоя – обеспечить структурный переход от полуизолирующей подложки к совершенной структуре канального слоя.



а)



б)

Рис 3.1. Типичная структура GaAs ГПТШ (а) и его зонная диаграмма вблизи области ДЭГ(б)

Постоянные кристаллических решеток AlAs и GaAs достаточно близки (рис. 3.2). ГПТШ, гетеропереход в которых образован материалами с существенно различными константами решетки (AlGaAs/InGaAs, InGaAs/InAlAs, InGaP/InGaAs и т.п.), получили название псевдоморфных транзисторов (*p* ГПТШ). Приборы этого типа за счет увеличения разрыва между границами зон проводимости и значениями подвижности электронов (рис. 3.3) обладают более высоким пробивным напряжением (свыше 12 В, типичное рабочее напряжение 5–6 В) и рабочими частотами, их КПД достигает 60%.



Рис 3.2. Минимальная ширина запрещенной зоны и постоянная решетки полупроводников группы  $A_3B_5$ . Сплошная линия – прямой переход, пунктирная – не прямой переход

С целью увеличения рабочих частот  $p$ -ГПТШ на основе InAlAs/InGaAs-структур разработчики стремятся повысить концентрацию индия в  $In_xGa_{1-x}As$  (канальном слое). Но это ведет к увеличению несоответствия постоянных кристаллических решеток материала канального слоя и GaAs-подложки, что, в конечном счете, ухудшает характеристики прибора. Одно из возможных решений – применение InP-подложек, постоянная решетки которых близка к InAlAs (рис. 3.2). Для подобных структур получены рекордные значения частоты. Так, их граничная частота может превышать 400 ГГц.

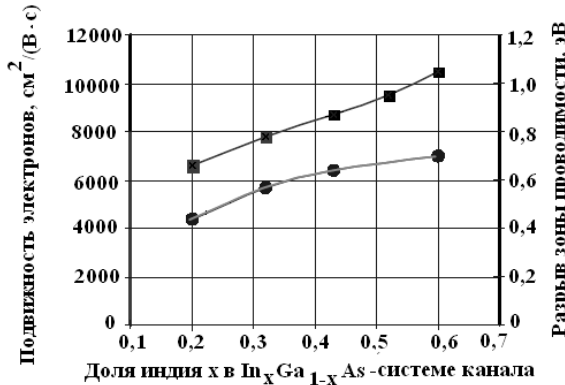


Рис. 3.3. Зависимость подвижности электронов в системе InGaAs и величины разрыва границы зоны проводимости в переходе InGaAs / InAlAs от доли In в InGaAs-канале

В частности, о создании  $p$ ГПТШ с InGaAs/InAlAs/InP-структурой на 100-мм пластинах по 0,1 мкм технологии одной из первых объявила компания Northrop GrummanSpace Technology (NGST) (рис. 3.4). Эта технология – результат совершенствования уже освоенного компанией процесса изготовления  $p$ ГПТШ на 75-мм пластинах, на базе которого производятся серийные МИС.



Рис 3.4. Структура InGaAs/ InAlAs/ InP  $p$ ГПТШ компании NGST

В транзисторах, создаваемых в рамках данного процесса, концентрация индия в InGaAs-канальном слое составляет 60%, подвижность носителей в канале достигает  $10000 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$  при плотности электронов в ДЭГ-слое  $\sim 3,5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$ . При этом крутизна транзистора  $G$  примерно  $800 \text{ мСм/мм}$ , плотность тока  $540 \text{ мА/мм}$ , граничная частота  $f_T$  более  $190 \text{ ГГц}$ . На базе  $p$ ГПТШ с такой структурой компанией создан ряд МИС, в частности – малощумящий двухкаскадный балансный усилитель Ка-диапазона с коэффициентом усиления свыше  $17 \text{ дБ}$  и уровнем шумов менее  $2,4 \text{ дБ}$  в диапазоне  $27 - 39 \text{ ГГц}$ .

Однако, несмотря на усилия производителей, даже с учетом перехода к 100-мм InP-подложкам стоимость приборов на основе InP продолжает оставаться высокой.

Один из самых распространенных сегодня типов СВЧ-транзисторов – ГБТ на основе GaAs. По данным исследовательской фирмы iSupply, в 2003 году 47,1% транзисторов, используемых в сотовых телефонах, представляли собой GaAs ГБТ. Основные причины тому – однополярное питание (по сравнению с необходимостью в отрицательном напряжении на затворе для ПТШ), а также



меньшая занимаемая площадь кристалла, поскольку структура транзистора – вертикальная.

Не вдаваясь глубоко в физику работы прибора, отметим, что в силу различной ширины запрещенных зон в базе и эмиттере в области перехода образуется разрыв границы валентной зоны и зоны проводимости (рис. 3.5). В результате высота потенциального барьера для дырок и электронов оказывается различной. Это приводит к увеличению инжекции электронов из эмиттера в базу и одновременно – к сокращению потока дырок из базы в эмиттер. Возрастает коэффициент эффективности эмиттера, а вместе с ним и усиление транзистора. Важнейшее следствие данного эффекта – ГBT можно производить с высоколегированной базой и слаболегированным эмиттером. На рис. 3.6 приведена типовая структура GaAs ГBT.

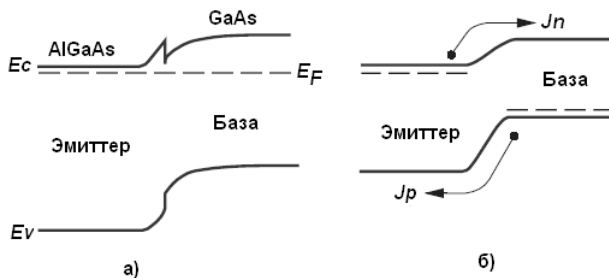


Рис 3.5. Энергетическая диаграмма гетероперехода эмиттер/база: резкий переход AlGaAs/GaAs (а), плавный переход (б)



Рис 3.6. Типовая структура GaAs ГBT

Структура ГБТ формируется на GaAs-подложке с высоким сопротивлением (порядка  $10^7$  Ом·см). Коллектор образует  $n$ -GaAs-слой с концентрацией примеси  $3 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>. База представляет собой сильнолегированную  $n^+$ -GaAs область с концентрацией примеси (как правило, бериллий или углерод) порядка  $5 \cdot 10^{18}$ – $10^{19}$  см<sup>-3</sup>. Эмиттер – это слаболегированный слой AlGaAs  $n$ -типа, ширина запрещенной зоны которого выше, чем в GaAs-базе. В области омических контактов коллектора и эмиттера формируют дополнительные высоколегированные слои.

Высокий уровень легирования базы в сочетании с низколегированным эмиттером приводит к снижению сопротивления базы и емкости перехода эмиттер-база. Уменьшается и емкость коллектор-подложка. Это обуславливает высокочастотные свойства ГБТ: высокие значения граничной частоты  $f_T$  и максимальной частоты усиления мощности  $f_{max}$ . Кроме того, возможно добиться чрезвычайно низкого управляющего напряжения базы (в том числе используя специальные слои в области перехода, например, увеличивая концентрацию Al в AlGaAs). Это также увеличивает  $f_{max}$  и снижает уровень шумов. Благодаря тому, что входные и выходные импедансы транзистора становятся в основном резистивными, упрощается проблема согласования приборов в СВЧ-схемах.

Следует отметить технологическую простоту структуры ГБТ. Будучи вертикальной, она существенно экономит площадь кристалла. Кроме того, тонкие слои транзистора формируются в процессе эпитаксии, что снижает требования к литографическому оборудованию и существенно удешевляет собственно прибор. В частности, отпадает нужда в электронно-лучевой литографии (часто необходимой при формировании коротких затворов в полевых транзисторах). Однако в целом технология ГБТ, как и биполярных вообще, по сравнению с полевыми приборами оказывается несколько сложнее и дороже, требуя большего числа операций. Кроме того, ГБТ уступают полевым транзисторам по параметрам энергопотребления, токов утечки и т.п. Но зато они выигрывают в линейности характеристик. И соотношения «плюсов» и «минусов» в каждом конкретном случае свое. Поэтому практически все ведущие

производители СВЧ-приборов стараются поддерживать и развивать обе технологии.

В последние годы в ГBT стали активно использоваться новые полупроводниковые соединения группы  $A_3B_5$ : в эмиттере – InGaP, AlInAs, InP и т.п., в базе (и коллекторе) – InGaAs. Разработчики при этом стремятся сократить разрыв границы зоны проводимости и одновременно увеличить разрыв границы валентной зоны в переходе эмиттер-база для улучшения частотных и мощностных характеристик (табл. 3.1).

Таблица 3.1

**Разрывы зон проводимости  $DE_c$ , валентной зоны  $DE_v$  и запрещенной зоны  $DE_g$  наиболее популярных структур эмиттер-база ГBT**

Эмиттер- база	$DE_c$ , эВ	$DE_v$ , эВ	$DE_g$ , эВ
$Al_{0,2}Ga_{0,7}As - GaAs$	0,24	0,13	0,37
$In_{0,5}Ga_{0,5}P - GaAs$	0,19	0,29	0,48
$InP - In_{0,53}Ga_{0,47}As$	0,25	0,34	0,59

Появились и ГBT с двумя гетеропереходами – эмиттерным и коллекторным. Соответственно, возникли обозначения ОГBT (single HBT) и ДГBT (double HBT) для одно- и двухгетеропереходных биполярных транзисторов. ДГBT позволяют повысить напряжение пробоя (вплоть до 10 – 40 В), поскольку гетеропереход база-коллектор снижает ударную ионизацию материала коллектора. Однако ДГBT несколько проигрывают ОГBT в граничной частоте.

Резонансно-туннельный диод (РТД) на базе GaAsAl/GaAs гетероструктур принадлежит к классу приборов, использующих квантово-размерный эффект резонансного туннелирования электронов и характеризуется *n*-образной вольт-амперной характеристикой (ВАХ) и предельными рабочими частотами до 1 ТГц.

Энергетическая диаграмма и ВАХ РТД представлена на рис. 3.7. Типовая структура РТД представлена на рис. 3.8.

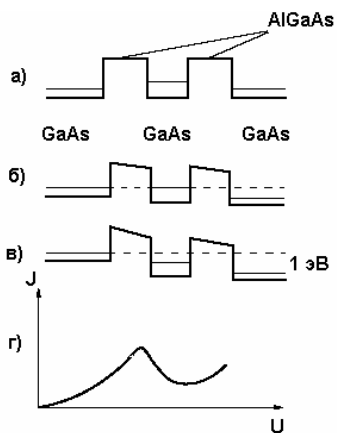


Рис. 3.7. Энергетические диаграммы (а – в) и ВАХ (г) резонансно-туннельного диода

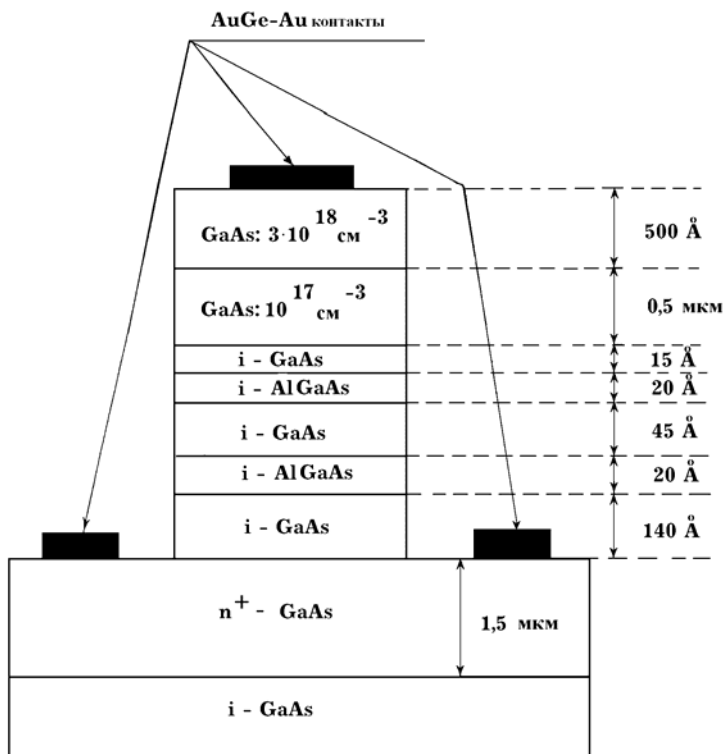


Рис. 3.8. Технологическое сечение резонансно-туннельного диода

### 3.2. Элементная база на нитриде галлия

Транзисторы на нитриде галлия, о создании которых впервые сообщили в начале 1993 г. разработчики компании APOptics во главе с М. Ханом, существенно расширили возможности приборов СВЧ-диапазона. Эти приборы способны работать в значительно более широком диапазоне частот и при более высоких температурах, а также с большей выходной мощностью по сравнению с приборами на кремнии, арсениде галлия, карбиде кремния или на любом другом освоенном в производстве полупроводниковом материале. Применение GaN-транзисторов существенно улучшает параметры усилителей, модуляторов и других ключевых устройств современных радиоэлектронных систем. При столь перспективном рынке разработка и совершенствование GaN-технологии становятся приоритетными при постановке научно-исследовательских работ в области полупроводниковой техники.

С момента появления первого транзистора на GaN в полупроводниковой электронике произошли поистине революционные изменения. И одно из самых важных – возможность создания транзисторов на основе нитридов элементов третьей группы таблицы Менделеева (GaN, AlN, InN-III-нитридов) и их соединений, превосходящих по своим параметрам приборы на таких традиционных материалах, как кремний (Si), твердый раствор кремний-германий (SiGe), арсенид галлия (GaAs), фосфид индия (InP) и даже карбид кремния (SiC) (рис. 3.9).

Сейчас одно из главных направлений СВЧ-полупроводниковой электроники, на котором сосредоточены основные силы разработчиков, – создание AlGaIn/GaN ГПТШ с высокими значениями скорости электронов в канале и рекордными эксплуатационными характеристиками. Некоторые ведущие компании в области твердотельной СВЧ-электроники уже вплотную подошли к началу серийного производства таких ГПТШ. Однако массовое микроэлектронное производство диктует свои требования к свойствам изделий: они должны быть воспроизводимы с высоким коэффициентом выхода годных (КВГ), характеризоваться долговременной и стабильной работой в заданных эксплуатационных условиях, а также обладать приемлемой себестоимостью.

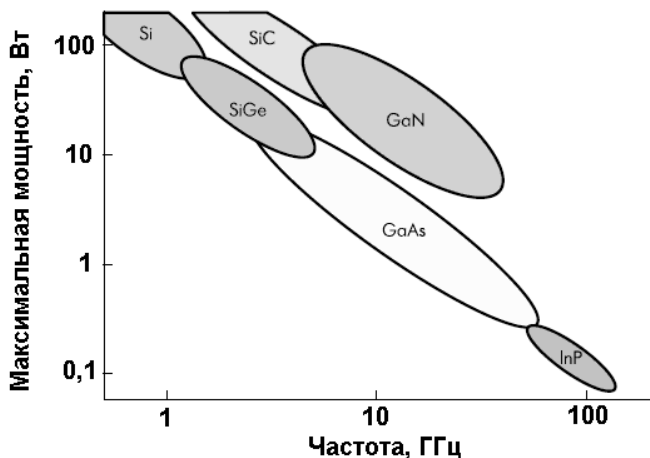


Рис. 3.9. Зависимость максимальной мощности от частоты для приборов на основе различных полупроводниковых материалов

Эти параметры для GaN приборов зависят от многих факторов: структуры и уровней легирования эпитаксиальных слоев, топологии (конструкции) активной области прибора транзистора, состава слоев металлизации и барьеров Шоттки, метода изоляции «мезаструктуры» (активной области прибора), типа подложки и ее теплопроводности, параметров корпуса и т.д. Однако уже можно утверждать, что все преграды так или иначе будут преодолены, и перед ГПТШ на основе нитрида галлия откроются широкие производственные перспективы. Проанализируем основные факторы, предопределившие успех GaN-технологий, однако перед этим очень кратко остановимся на типовой структуре современных GaN ГПТШ.

### 3.2.1. Типовая структура GaN ГПТШ

Структуры современных GaN ГПТШ весьма разнообразны. Рассмотрим наиболее обобщенную структуру GaN ГПТШ (рис. 3.10) с учетом того, что реальные структуры могут существенно отличаться от нее по числу слоев, типу их материала, степени легирования и другим параметрам конструкции.

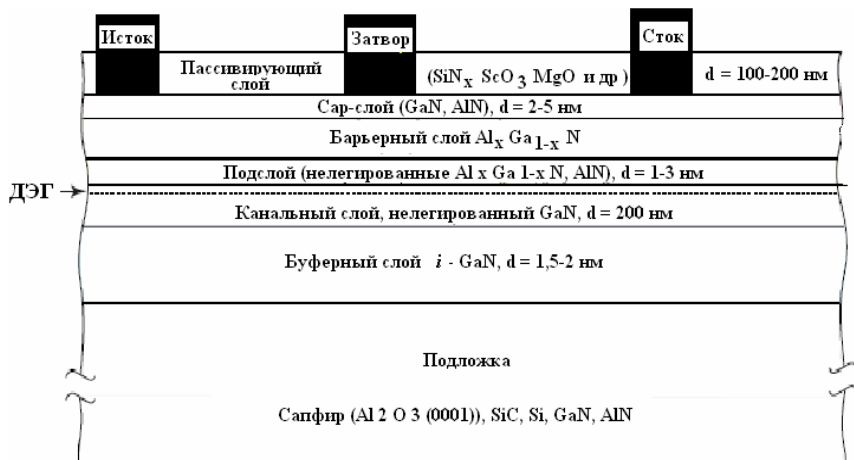


Рис. 3.10. Типовая структура GaN ГПТШ

Основной областью GaN ГПТШ, как и в остальных ГПТШ, в частности, на основе GaAs, – это область двумерного электронного газа. Она формируется в зоне гетероперехода между барьерным  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ -слоем и нелегированным канальным GaN-слоем. Ширина запрещенной зоны у  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  выше, чем у GaN, и в области гетероперехода граница зоны проводимости GaN оказывается фактически ниже уровня Ферми – образуется потенциальная (квантовая) яма (рис. 3.11). Поскольку в монокристаллическом нелегированном GaN нет ни примесных центров рассеяния, ни связанных с ними дефектов, подвижность электронов проводимости в нем оказывается весьма высокой – на уровне до  $2000 \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$  при комнатной температуре. Таким образом, в канальном GaN-слое непосредственно под гетеропереходом образуется тонкий слой с высокой плотностью и подвижностью свободных электронов, поэтому его и называют двумерным электронным газом.

Инжекция носителей в потенциальную яму из области барьерного слоя обусловлена двумя факторами. Прежде всего, из-за различной ширины запрещенной зоны GaN и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  в области их контакта образуется достаточно сильное электростатическое поле,

инициирующее переход свободных электронов из  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  в потенциальную яму.

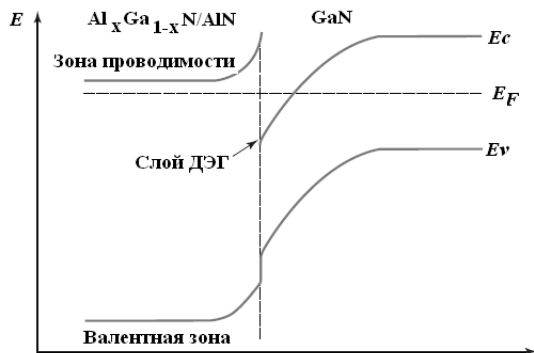


Рис. 3.11. Формирование потенциальной ямы в области гетероперехода  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N} / \text{GaN}$

Кроме того, в области контакта  $\text{GaN}$  и  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$  (или  $\text{AlN}$ ) из-за несовпадения их кристаллических решеток образуется механическая напряженность. А поскольку кристаллы  $\text{AlN}$  и  $\text{GaN}$  сильно поляризованы, возникает пьезоэффект, приводящий к дополнительной инжекции носителей в канал. В результате концентрация электронов проводимости в области ДЭГ может превышать  $10^{13} \text{ см}^{-2}$ . Следует отметить, что пьезоэффект столь велик, что его одного зачастую достаточно для обеспечения должной концентрации носителей в канале. Так, если в ГПТШ на основе  $\text{GaAs}$  барьерный слой легируют кремнием (т.е. получают  $n\text{-Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ -слой), чтобы обеспечить источник свободных электронов, то в случае нитрида галлия возможно использовать и нелегированный барьерный слой  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ . Однако в большинстве  $\text{GaN}$ -структур барьерный слой легирован.

Между барьерным и каналным слоем формируют так называемый буферный подслой высокоомного нелегированного  $\text{AlN}$  или  $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ , в последнем случае его зачастую именуют спейсером (spacer). Основное назначение этого тонкого (1 – 3 нм) слоя – предотвратить рассеяние носителей в канале на границе с гетеропереходом.



Верхняя часть барьерного слоя образует с металлом затвора барьер Шоттки, который, как и в обычном ПТШ, управляет проводимостью канала. Структура барьерного слоя может быть неоднородной. В частности, зачастую в ней формируют область с повышенной концентрацией Si (так называемое  $\delta$ -легирование), формируют верхний  $n^+$ - $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{N}$ -слой (для улучшения омического контакта стока и истока и увеличения концентрации носителей в канале) и т.п.

Различных вариантов действующих структур уже достаточно много. Для минимизации влияния поверхностных состояний на ГПТШ поверх барьерного слоя формируют так называемый сарслои (легированный либо нелегированный GaN, AlN, AlGaIn), а также пассивирующий слой, например  $\text{Si}_3\text{N}_4$  (последний характерен для любых полевых транзисторов).

Канальный слой выращивают на толстом буферном слое - высокоомном GaN, нелегированном или компенсированном (например, железом) так, что концентрация свободных носителей в нем становится ниже  $10^{13} \text{ см}^{-3}$ , т.е. как в собственном полупроводнике. Основное назначение буферного слоя – электрическая изоляция активных структур на кристалле друг от друга. Кроме того, он должен предотвращать влияние подложки на канал. С технологической точки зрения, буферный слой обеспечивает при эпитаксии плавный переход от подложки к совершенной структуре канала. Зачастую структура буферного слоя оказывается достаточно сложной – в ней формируют несколько различных слоев с обратными переходами, сверхрешетками и т.п.

Основное требование к подложке – это низкая электропроводность и высокая теплопроводность при приемлемых механических и структурных свойствах. Наиболее распространенные материалы подложек: сапфир, карбид кремния, кристаллический кремний с ориентацией решетки (111), а также GaN и AlN. Однако наиболее теплопроводящие материалы (SiC, GaN и AlN) достаточно дороги, что может стать одним из барьеров (безусловно, преодолимых) на пути массового производства GaN ГПТШ.

### 3.2.2. Преимущества GaN-технологии

**Рекордная удельная плотность выходной мощности** – одно из самых значимых достижений в области создания СВЧ-приборов нового поколения на GaN (удельная плотность считается на единицу ширины затвора ГПТШ). Сегодня одним из лидеров этого направления – компанией Cree уже создан GaN ГПТШ с затвором длиной  $L_3 = 0,55$  мкм и шириной  $W_3 = 0,246$  мм, выходная мощность  $P_{\text{вых}}$  которого в непрерывном режиме на частоте 4 ГГц составляет 39 дБм (свыше 7,9 Вт) при коэффициенте усиления по мощности  $K_p = 14$  дБ и коэффициенте добавленной мощности  $h_{\text{add}} = 54,8\%$ . Соответственно, удельная выходная мощность прибора  $P_{\text{уд.вых}} = 32,2$  Вт/мм. На частоте 8 ГГц  $P_{\text{уд.вых}} = 30,6$  Вт/мм при  $K_p = 10,7$  дБ и  $h_{\text{add}} = 49,6\%$ , что почти в три раза превышает предыдущие рекордные характеристики для ГПТШ. Такие высокие параметры были достигнуты благодаря ряду новых конструктивных решений, позволивших увеличить рабочее напряжение сток–исток до 120 В и максимальную плотность тока в канале  $j_{\text{си}}$  до 1,2 А/мм.

К резкому росту отдаваемой мощности приводит и увеличение рабочего напряжения сток–исток, поскольку в режиме усиления класса А выходная мощность пропорциональна квадрату рабочего напряжения  $P_{\text{вых}} \sim U_{\text{си}}^2$ . Очевидно, что максимальное рабочее напряжение пропорционально напряжению пробоя  $U_{\text{пр.си}}$ . Вот почему  $U_{\text{пр.си}}$  так важно и необходимо увеличивать. Рекордные значения параметров GaN-транзисторов фирм Cree, NEC, Fujitsu получены именно благодаря увеличению рабочего напряжения  $U_{\text{си}}$  до 25–65 В против 7–12 В для GaAs-приборов. Так, разработчиками компании Fujitsu создан транзистор с рабочим напряжением 63 В и выходной мощностью 174 Вт при КПД более 54% (табл. 3.2).

Таблица 3.2

**Рекордные значения выходной мощности GaN-транзисторов**

f, ГГц	2	10	30	35	60
Мощность, Вт	170	14	3,6	3,5	0,09
Ширина затвора, мм	25–30	1–1,5	1,05	1,05	0,18
Материал подложки	SiC	SiC	SiC	SiC	SiC
Фирма	NEC, Fujitsu	NEC	Cree Lighting	Cree Lighting	Fraunhofer Inst.

Одна из существенных проблем GaN-технологии, препятствующая достижению высоких характеристик, – нестабильность тока стока при увеличении напряжения стока, отмеченная уже у первых GaN-транзисторов как ПТШ, так и ГПТШ-типов. Прежде всего, разработчики столкнулись с резким падением тока стока при достижении определенных значений  $U_{си}$ . Явление назвали коллапсом. Кроме того, обнаружилось ухудшение параметров приборов на высокой частоте, даже если они имели хорошие статические характеристики. Эффект получил название «дисперсия крутизны». Проявился и еще один тип нестабильности GaN-транзисторов – несоответствие в импульсном режиме выходного сигнала стока входному сигналу на затворе при изменении его значения, так называемый эффект «задержки затворного сигнала» (gate or drain lag).

Исследования показали, что все эти эффекты нестабильности, как и в транзисторах на GaAs, связаны с дефектами материала (ловушечными центрами захвата) как на поверхности в области затвор–сток и затвор–исток, так и в объеме буферного GaN-слоя. Самый простой и эффективный способ борьбы с ловушечными центрами на поверхности – пассивация поверхности готовых транзисторных структур тонкой диэлектрической пленкой  $SiN_x$  с определенным зарядом, связывающим поверхностные ловушечные состояния (уровень энергии ловушек  $E_1 = 1,8$  эВ). Пассивация пленкой  $SiN_x$  позволяет на 70 – 80% решать проблему коллапса. Остальные 20–30% нестабильностей обусловлены влиянием ловушечных центров в объеме буферного GaN-слоя. Одна из основных причин образования ловушек как на поверхности, так и в объеме – присутствие в структуре углерода ( $E_2 = 2,85$  эВ). В результате пассивации возрастает ток стока, улучшаются высокочастотные свойства. Однако крутизна пассивированных транзисторов снижается.

Для устранения коллапса, ограничивающего рабочее напряжение ГПТШ, можно пассивировать поверхность пластины такими диэлектриками, как  $MgO$ ,  $Sc_2O_3$ ,  $Al_2O_3$ ,  $Si_3N_4$ . Аналогичной цели служит и формирование поверхностных сар-слоев. Так, в упомянутом примере с транзистором компании Fujitsu рекордных характеристик удалось добиться, в том числе за счет формирования сар-

слоя GaN, легированного кремнием, и его удаления под металлизацией омических контактов стока и истока (рис. 3.12).

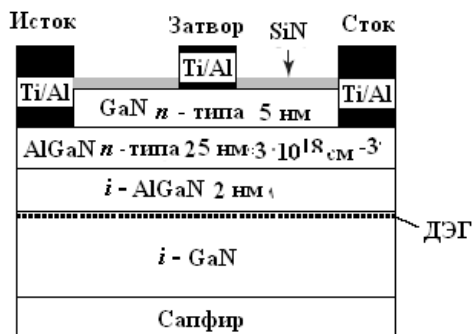


Рис. 3.12. Структура GaN ГПТШ компании Fujitsu. Показано углубление под металлизацией омических контактов стока и истока для увеличения пробивного напряжения сток/исток

Очевидно, что по мере совершенствования качества исходного материала GaN-транзисторов подавление коллапса станет еще эффективнее. В целом же борьбу с коллапсом необходимо вести на всех уровнях структуры (от подложки и до поверхностных слоев), одновременно совершенствуя технологию транзисторов (процессов обработки поверхности, пассивации, введения различных оптимизированных сар-слоев, формирования углублений под контакты и затвор и др.).

Чтобы еще больше повысить рабочее напряжение GaN-транзисторов, над пассивирующим слоем SiN<sub>x</sub> в пространстве затвор–сток размещают металлический электрод, соединенный с затвором. С помощью этого метода, названного методом формирования «полевого электрода» (Field-Plate-FP), удалось почти вдвое увеличить рабочее напряжение прибора и устранить коллапс (рис. 3.13).

Технология Field-Plate, наряду с пассивацией поверхности кристалла диэлектрической пленкой, уже используется компаниями Cree, NEC и другими при разработке ГПТШ с выходной мощностью более 50–100 Вт в диапазоне 2 ГГц.

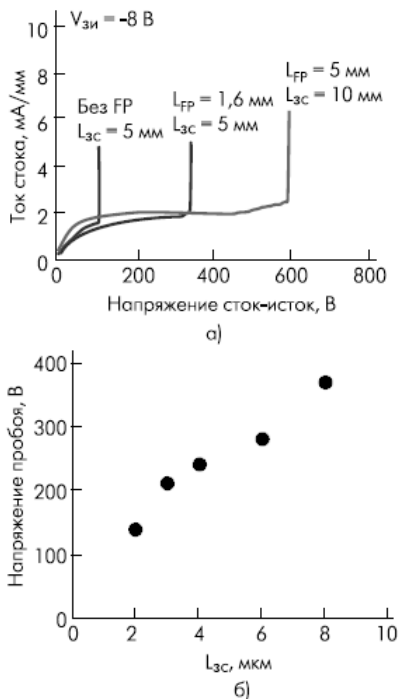


Рис. 3.13. Результаты применения метода FP для увеличения пробивного напряжения затвор/сток: ВAX AlGaN/GaN ГПТШ и ГПТШ с полевым электродом (а); зависимость пробивного напряжения транзистора от расстояния затвор/сток (б)

В полевых транзисторах пробивное напряжение затвор-сток, как правило, ниже теоретически возможного значения. На краю затвора со стороны стока и на краю стокового контакта, обращенного к затвору, напряженность поля значительно выше, чем в пространстве сток/исток. В таких областях наступает преждевременный пробой. Снизить напряженность поля в краевых областях и тем самым увеличить значение пробивного напряжения (соответственно, и рабочее напряжение сток/исток) ГПТШ можно различными способами. Один из них – углубление областей стока и истока, что уменьшает напряженность поля у края стокового контакта. Именно так специалисты компании Fujitsu добились увеличения пробивного (следовательно, и рабочего) напряжения сток, исток (рис. 3.12).

Снизить напряженность поля под затвором со стороны стока можно и путем формирования затвора Г-образной формы с расширением в сторону стока (рис. 3.14).

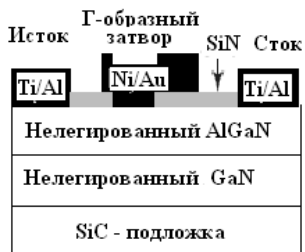


Рис. 3.14. Поперечный разрез структуры с Г-образным затвором

Поскольку такое расширение приводит к увеличению емкости затвора и, следовательно, к ухудшению высокочастотных свойств прибора, ширину металлического электрода стремятся оптимизировать. Как правило, для мощных транзисторов она составляет менее половины расстояния между затвором и стоком.

Кроме того, для обеспечения возможности работы транзисторов вблизи точки насыщения (что необходимо для получения высоких КПД и снижения тем самым потребляемой мощности, но ведет к высоким токам утечки затвора и ухудшению надежности и усиления транзистора) специалистами Fujitsu разработаны GaN гетероструктурные полевые транзисторы (ГПТ) со структурой металл–диэлектрик–полупроводник (МДП) (рис. 3.15). Выходная мощность транзистора составила 100 Вт при отсутствии токов утечки в прямом направлении (рис. 3.16).

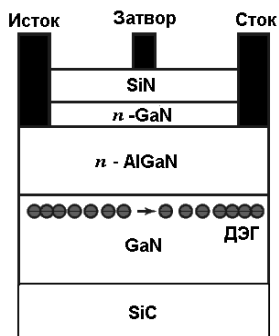


Рис. 3.15. Структура GaN ГПТ с МДП-затвором

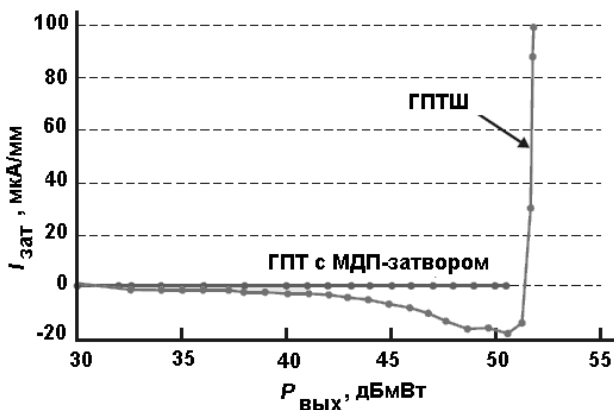


Рис. 3.16. Зависимость тока утечки затвора от выходной мощности ГПТ

**Высокая рабочая температура** – следующий фактор успеха GaN - технологии. Транзисторы на GaN, ширина запрещенной зоны которого равна 3,4 эВ, должны сохранять работоспособность при температурах до 500–600 °С (рис. 3.17). Максимальная температура стабильной работы GaN-транзисторов компаний Cree, Fujitsu, NEC, изготовленных на 4H-SiC и 6H-SiC-подложках, превышает 200 °С даже при значениях рабочего напряжения  $U_{си} = 65$  В. По мере совершенствования качества эпитаксиальных структур и технологии производства рабочая температура GaN-транзисторов, по-видимому, будет увеличена до 350–400 °С.

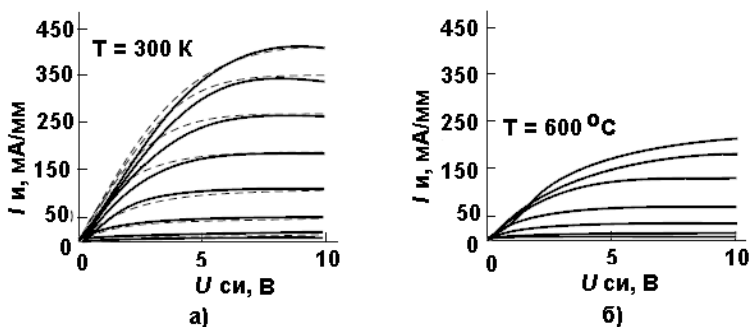


Рис. 3.17. Температурные зависимости характеристик AlGaIn/GaN ГПТШ: ВАХ при комнатной температуре (а); ВАХ при 600 °С (б)

**Удешевление GaN-приборов за счет применения высокоомных подложек Si (111).** AlGaN/GaN ГПТШ традиционно выращивались на сапфировых подложках с низкой теплопроводностью ( $K = 0,35$  Вт/см·К) или подложках SiC с высокой теплопроводностью ( $K = 4,5$  Вт/см·К). Несмотря на выдающиеся показатели, коммерциализации таких приборов препятствует высокая стоимость подложек, ограничение диаметра пластин (что также увеличивает себестоимость транзисторов) и недостаточно высокая теплопроводность сапфира. О массовом использовании подложек на основе монокристаллических GaN и AlN сегодня говорить преждевременно. Компромиссом между стоимостью и теплопроводностью могут служить подложки на основе кремния с кристаллографической ориентацией решетки (111). Они доступны, дешевы, характеризуются достаточно высокой теплопроводностью ( $K = 1,2$  Вт/см·К), не ограничены по диаметру пластин и легко поддаются утоньшению, что упрощает формирование в них сквозных отверстий. Кроме того, они перспективны для изготовления комбинированных схем, сочетающих Si- и GaN-элементы.

Главная трудность при использовании кремниевых подложек – получение в ходе эпитаксии качественного переходного слоя GaN-Si (111). Она обусловлена сильным различием коэффициента теплового расширения и параметров решетки этих двух материалов. Тем не менее, фирмами Японии, Китая, США, Германии и Франции активно и успешно исследуются возможности применения кремниевой подложки. Так, компания Nitronex (США) запатентовала технологию SIGANTIC, позволяющую выращивать на пластине Si (111) высококачественные эпитаксиальные структуры AlGaN/GaN. Совместно с фирмой Rockwell Collins ею создан AlGaN/GaN-транзистор на Si (111) подложке с  $P_{\text{вых}}$  более 120 Вт на частоте 2 ГГц при  $K_p = 11,2$  дБ и КПД более 39%. На кремниевой подложке фирмой Daimler Chrysler создан AlGaN/GaN ГПТШ с удельной мощностью 6,6 Вт/мм (1,65 Вт в непрерывном режиме на частоте 2 ГГц) (рис. 3.18), а в Исследовательской лаборатории ВМС США – транзистор с удельной мощностью 12 Вт/мм. Появилось сообщение о получении удельной мощности 7,0 Вт/мм на час-



тоте 10 ГГц, что стало рекордом 2004 г. для GaN-приборов на кремниевой подложке.

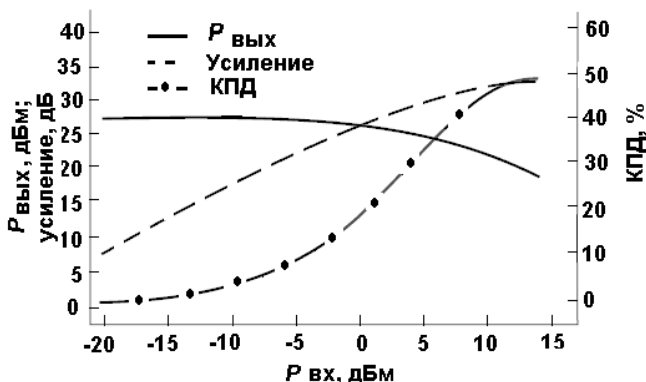


Рис. 3.18. Выходные характеристики AlGaIn/GaN-транзистора компании Daimler Chrysler размером 2·125 мкм с рабочей частотой 2 ГГц

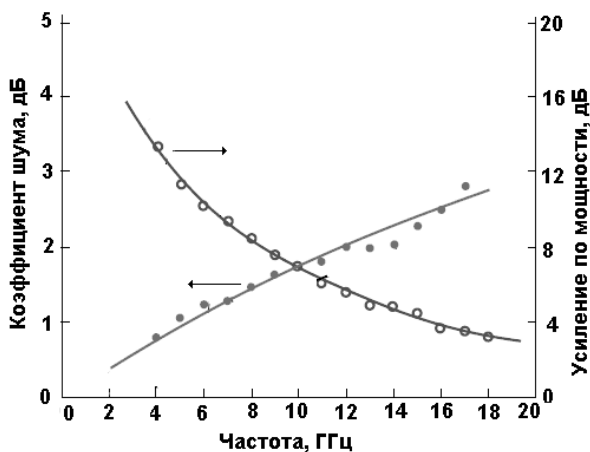


Рис. 3.19. Частотная зависимость шумовых характеристик  $Al_{0,2}Ga_{0,8}N/GaN$  ГПТШ с шириной затвора 0,25 мкм

**Достижения в разработке малозумящих транзисторов в диапазоне частот 1–25 ГГц – четвертая причина успеха GaN-технологии.** По фактору шума  $K_{ш}$  транзисторы на GaN уже сейчас практически не уступают традиционным приборам на арсениде

галлия. Минимальный фактор шума GaN-транзистора с затвором длиной 0,12 мкм составляет 0,53 дБ на частоте 8 ГГц. Для прибора с затвором длиной 0,25 мкм получен  $K_{ш} = 1,2$  дБ на 12 ГГц (рис. 3.19). К тому же, благодаря высокому пробивному напряжению GaN-транзисторов, в реальных схемах можно обойтись без входных устройств на *p-i-n*-диодах, защищающих от воздействия СВЧ-мощности, но приводящих к увеличению коэффициента шума всего прибора на 1–2 дБ.

Таким образом, мал шумящие GaN-транзисторы превосходят GaAs-приборы в реальных устройствах и могут успешно конкурировать с ними.

**Создание гибридных и монокристаллических микросхем на GaN-транзисторах** можно считать пятым фактором успеха новой технологии. Одним из значимых результатов в этом направлении является изготовление монокристаллической микросхемы двухкаскадного усилителя мощности с  $P_{вых.имп} = 24,2$  Вт,  $K_p = 12,8$  дБ и КПД = 22,2% на частоте 16 ГГц.

**Высокие показатели GaN-транзисторов на низких частотах (вплоть до промышленных)** – еще одно достоинство рассматриваемой технологии. Приборы на нитриде галлия, благодаря своим уникальным электрофизическим параметрам, обладают самым низким по сравнению с традиционными транзисторами сопротивлением во включенном состоянии. Это позволит GaN-транзисторам заменить Si- и даже SiC-транзисторы в силовых системах, где требуются приборы со значениями рабочего тока более 29 А и напряжения 600–1000 В и выше.

Применение GaN-транзисторов позволит снизить потребление энергии в системах запуска электродвигателей, защиты электросетей от перегрузок и неожиданных отключений, а также обеспечить бесперебойную работу компьютеров (сегодня убытки, связанные с внезапным отключением компьютеров, могут достигать нескольких миллионов долларов). Созданием мощных GaN-транзисторов для систем силовой электроники заняты компании Toshiba, Mitsubishi, Furukawa и другие.

### 3.2.3 Перспективы GaN-технологии

Смогут ли приборы на нитриде галлия достигнуть уровня серийного производства и найти применение в высокотемпературной электронике, частично заменив устройства на арсениде галлия и мощные вакуумные приборы? Ответ на этот вопрос уже сегодня может быть оптимистичным, и тому есть несколько причин. Во-первых, аналогичные проблемы уже успешно были преодолены при разработке приборов на арсениде галлия. Кроме того, созданные экспериментальные образцы транзисторов на GaN по удельной мощности в диапазоне частот 1–60 ГГц уже в 10–15 раз превосходят приборы на кремнии и арсениде галлия. Разработаны и малошумящие нитрид-галлиевые транзисторы, минимальное значение коэффициента шума которых сравнимо с лучшими показателями GaAs-транзисторов на псевдоморфных структурах (*p* ГПТШ). А по темпам развития и совершенствования технологии приборы на III-нитридах в три раза превосходят арсенидгаллиевые приборы (рис. 3.20).

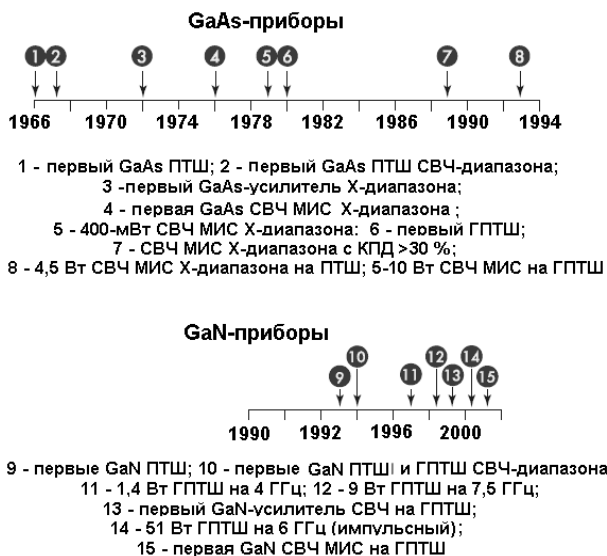


Рис. 3.20. Хронология разработок GaAs- и GaN-транзисторов и микросхем

Так, если в 1996 г. рекордные значения удельной плотности мощности составляли  $P_{уд.вых} = 1,1$  Вт/мм, в 1999 году – уже 6,9; а в 2003 г. – 30 Вт/мм. Проведенный специалистами анализ позволяет прогнозировать, что к 2010 – 2015 гг. показатели GaN-приборов вплотную приблизятся к теоретически достижимым и составят  $P_{уд.вых} = 35 – 40$  Вт/мм (рис. 3.21). Все это позволяет надеяться, что имеющиеся технологические трудности удастся преодолеть за достаточно короткий срок, и в ближайшее время будет освоено производство различных типов коммерческих GaN-приборов нового поколения. Таким образом, несмотря на имеющиеся проблемы формирования высококачественных исходных эпитаксиальных структур и технологии изготовления самих транзисторов, разработчикам удалось за 10 лет вплотную подойти к началу коммерческого производства GaN-транзисторов. Уже сегодня экспериментальные образцы GaN СВЧ-приборов (как в виде гибридных, так и монокристаллических микросхем) используются в малошумящих и мощных усилителях, фазовращателях, генераторах и т.п.

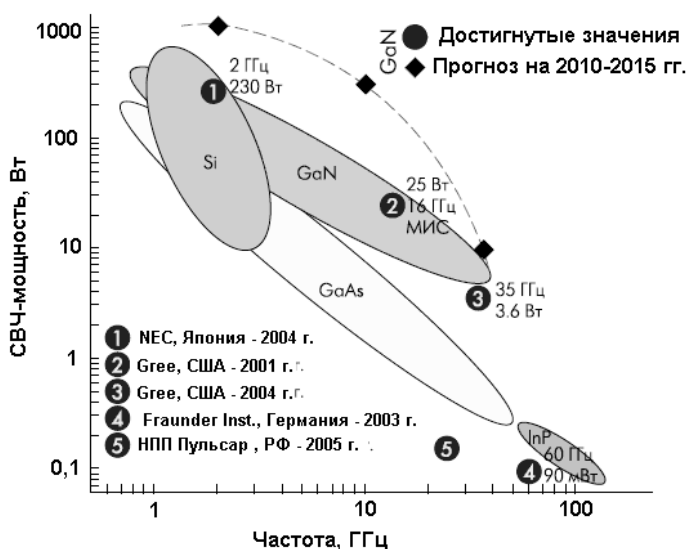


Рис. 3.21. Прогноз развития СВЧ-транзисторов на основных освоенных в производстве полупроводниковых материалах

## Контрольные вопросы

1. Какая технология выращивания слоев преимущественно используется для создания гетероструктур?
2. Что представляют из себя полупроводниковые гетероструктуры?
3. Какие основные физические принципы используются в гетероструктурных полевых транзисторах?
4. Чем отличаются ГПТШ и  $p$ ГПТШ-транзисторы?
5. Какой технологический способ используется для увеличения рабочих частот  $p$  ГПТШ-транзисторов на основе InAlAs/InGaAs-структур?
6. Какой физический эффект используется в гетероструктурных биполярных транзисторах?
7. Какой квантовый эффект заложен в физику работы резонансно-туннельного диода?
8. Какой вид имеет вольт-амперная характеристика РТД: N- или S-образный?
9. Какие основные преимущества имеет технология на нитриде галлия по сравнению с кремниевой и арсенидгаллиевой?
10. Чем определяются повышенные уровни выходной мощности для GaN-транзисторов?
11. Какой эффект называется «коллапсом» в GaN-транзисторах?
12. Какие технологические способы борьбы с «коллапсом»?
13. Какие технологические способы используются в GaN-транзисторах для повышения рабочих напряжений?
14. Чем определяются высокие рабочие температуры в GaN-транзисторах?
15. Подложки из каких материалов используются для создания GaN-приборов?
16. Почему GaN-приборы являются перспективными для низкочастотного диапазона?

#### 4. ПОЛУПРОВОДНИКОВОЕ СОЕДИНЕНИЕ КРЕМНИЙ–ГЕРМАНИЙ

Возможность создания SiGe-транзисторов была теоретически обоснована 40 лет назад. На разработку кремний-германиевой технологии фирме IBM потребовалось не одно десятилетие и многие сотни миллионов долларов. Но сегодня SiGe-технология уже стремительно продвигается на рынок, и биполярные SiGe гетеротранзисторы (ГБТ), несмотря на скептицизм экспертов, успешно конкурируют с кремниевыми биполярными приборами и наступают на позиции GaAs-устройств. Совершенствование SiGe транзисторов привело к появлению кремний-германиевых БиКМОП схем. И сейчас самое перспективное направление работ в области SiGe-технологии – объединение ГБТ со специализированными КМДП-элементами.

Сегодня, открывая технический журнал или участвуя в работе конференции, посвященной проблемам электроники, нельзя не встретить упоминания о SiGe-приборах. Сообщения о применении этой технологии появляются почти ежедневно. И даже в нетехнических изданиях то и дело упоминается о выпуске новых средств связи или электронной торговли на базе SiGe-устройств.

Основные достоинства SiGe-ГБТ в сравнении с кремниевыми биполярными транзисторами: более высокая максимальная частота генерации (до 120 ГГц), низкий коэффициент шума (фирма IBM сообщила о создании ГБТ с шириной эмиттерной полосы 0,18 мкм и коэффициентом шума 0,4 дБ на частоте 2 ГГц), высокие коэффициент усиления по мощности и КПД в режиме усиления мощности (до 70 %). Для большинства беспроводных систем связи, работающих в диапазоне 900 МГц–2,4 ГГц, привлекательность SiGe устройств заключается в возможности улучшения других характеристик системы, в первую очередь – потребляемой мощности, за счет работы на более низких частотах (рис. 4.1).

Еще одно преимущество SiGe-технологии перед обычной кремниевой – возможность интеграции на чипе пассивных элементов: высокочастотных катушек индуктивности и конденсаторов большой емкости со структурой металл–изолятор–металл (МИМ). Вот

почему эта новая технология, первоначально предназначавшаяся для построения центрального процессора компьютера, находит широкое применение в беспроводных системах связи, работающих в стандартах PCS (цифровой, США), PDC (Япония), GSM (европейский) и CDMA, в приемопередающих модулях быстродействующих (10 Гбит/с) оптических сетей SONET и сетей Ethernet (1–2,5 Гбит/с).

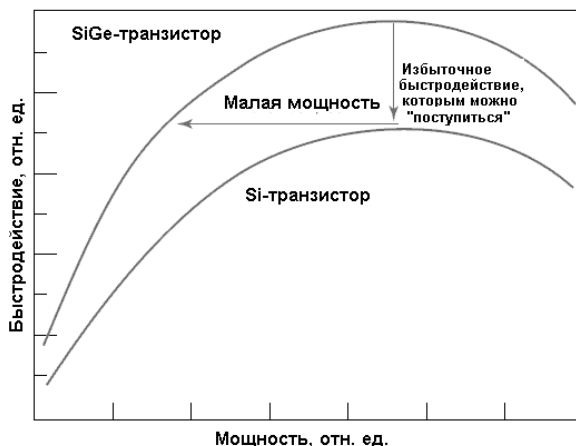


Рис. 4.1. Сравнение кремниевых и SiGe транзисторов

Технология кремний–германий обещает стать и одной из основных в нарождающихся стандартах для домашних беспроводных средств связи Bluetooth и IEEE 802.11. Дискретные SiGe HBT перспективны и для применения в усилителях мощности.

#### 4.1. Биполярный SiGe транзистор

Основным элементом SiGe-технологии БиКМОП является ГБТ, имеющий существенно лучшие характеристики, чем классический Si-биполярный транзистор (БТ), и полностью совместимый с традиционной кремниевой КМДП-технологией.

Внедрение Ge в нейтральную Si-базу, создает SiGe-сплав с шириной запрещенной зоны, уменьшенной на 75 мэВ (относительно

Si) на каждые 10 % введенного Ge. Для иллюстрации преимуществ SiGe ГБТ на рис. 4.2, *a* приведена зонная диаграмма структуры классического кремниевого БТ и ГБТ с базой, легированной Ge. Из диаграммы видно, что концентрация Ge в базе ГБТ линейно увеличивается от эмиттерного перехода (0 %) до своего максимального значения на металлургической границе коллекторного перехода, а затем быстро уменьшается. Присутствие Ge приводит к уменьшению ширины запрещенной зоны в квазинейтральной базе, имеющей ширину  $W_B$ , от эмиттерного до коллекторного перехода. Это приводит к снижению высоты потенциального барьера для электронов, инжектируемых в базу из эмиттера. Следствием этого является возрастание тока коллектора ( $I_K$ ), при том же напряжении эмиттер–база ( $U_{БЭ}$ ), и увеличение коэффициента усиления по току ( $\beta$ ).

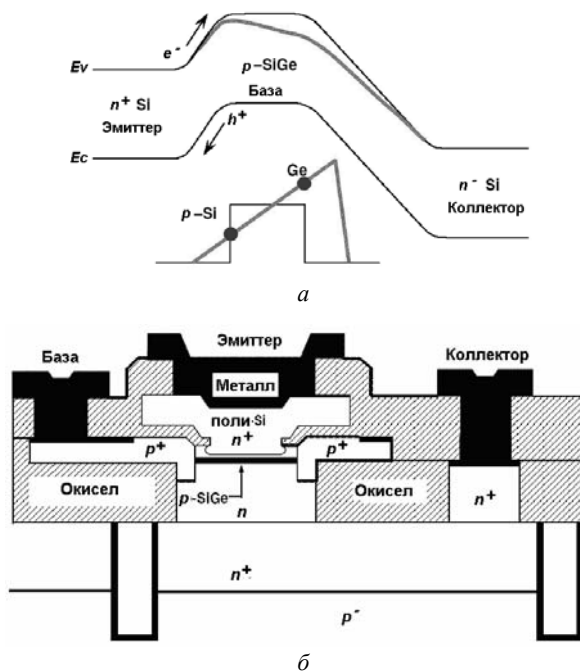


Рис. 4.2. Упрощенная зонная диаграмма структуры классического кремниевого БТ и ГБТ с базой, легированной Ge (*a*) и поперечное сечение *n-p-n* SiGe ГБТ (*б*)



Но, пожалуй, основное достоинство этой технологии – возможность объединения быстродействующих SiGe-приборов с перспективными КМДП-схемами. Здесь специалистам IBM удалось решить проблему интеграции SiGe ГБТ с новыми поколениями КМДП-схем без ухудшения параметров ГБТ, вызываемого длительными циклами термической обработки.

#### 4.2. БиКМОП технология на основе SiGe

Согласно БиКМОП-технологии второго поколения 6НР, получившей название "база после затвора" и прошедшей квалификационные испытания в июне 1999 г. формирование базы и эмиттера ГБТ проводится после изготовления затворов полевых транзисторов (рис. 4.3).



Рис. 4.3. Структура БиКМОП технологического процесса

6НР процесс предусматривает изготовление ГБТ двух типов: обычного ВЧ-транзистора и прибора с модифицированным коллектором для работы при высоких значениях напряжения. Ширина эмиттера в обоих типах ГБТ – 0,3, 0,42 и 0,78 мкм (минимальный размер эмиттера 0,3·1,0 мкм). Полевые транзисторы также могут быть двух типов: стандартный МДП с толщиной затворного окисла 50 нм, подобный транзисторам, производимым по заказу фирмы на специализированных заводах (foundries), и МДП-транзистор с затворным окислом толщиной 70 нм на напряжение 3,3 В. Для ускорения продвижения новых 6НР устройств IBM предлагает комплект проектирования на основе программных средств, разработанных фирмой Cadence Design Systems.

Основным достоинством Si-Ge-структур является то, что при незначительном (на 10–20 %) увеличении стоимости процессов по сравнению со стандартной Si-технологией существенно возрастают рабочие частоты и линейность характеристик. Так, компания IBM в рамках своего БиКМОП-техпроцесса 7НР с технологическими нормами 0,18 мкм производит сверхбольшие интегральные схемы (СБИС) с граничными частотами 70/45 ГГц для *n*-МДП/*p*-МДП транзисторов и 120 ГГц – для ГБТ (напомним, БиКМОП-технология является объединением КМДП и биполярных транзисторов в единой приборной структуре).

В августе 2005 г. IBM объявила о создании БиКМОП СБИС четвертого поколения, изготавливаемых по технологии 8НР с топологическими нормами 0,13 мкм. Граничная частота ее биполярных *n-p-n*-транзисторов достигает 210 ГГц (100 ГГц для более дешевого варианта 8WL), максимальная частота усиления равна 185 ГГц.

В МДП-транзисторах SiGe используется в буферном слое для формирования в канале области двумерного электронного газа (рис. 4.4). В результате подвижность носителей в канале *n*- и *p*-типа составляет 2800 и 1400 см<sup>2</sup>/В·с соответственно, что обуславливает высокие частотные характеристики: граничные частоты SiGe МДП-транзисторов могут достигать 100 ГГц и выше. И это не предел, учитывая тенденцию уменьшения геометрических размеров элементов транзистора.

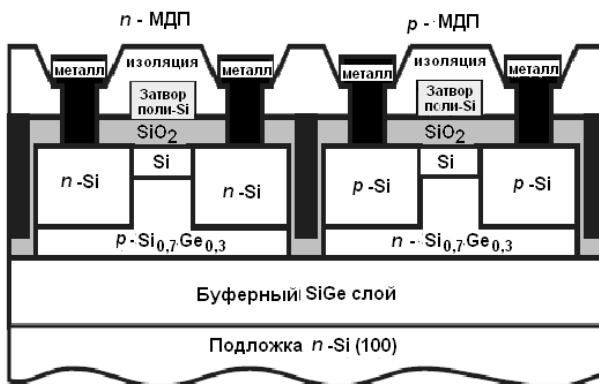


Рис. 4.4. Структура SiGe КМДП-ячейки ИС

Таким образом, появилась возможность объединения SiGe-технологии с процессами формирования любых КМДП схем следующих поколений, работающих при напряжении 1,8–1,3 В, без заметного влияния на их характеристики и проектные нормы. В результате при создании SiGe БиКМОП ИС можно пользоваться существующими библиотеками элементов и методологиями конструирования специализированных ИС–ASIC. Гибкость конструкции объясняет разнообразие SiGe БиКМОП чипов фирмы IBM: СВЧ устройства (малошумящие усилители, генераторы, управляемые напряжением, смесители и трансиверы), АЦП, ЦАП, синтезаторы частоты, фильтры ПЧ. Один из самых сложных на сегодня SiGe БиКМОП чипов – синфазный – со сдвигом фазы на  $90^\circ$  (I/Q), модулятор/демодулятор и синтезатор, который входит в комплект схем для беспроводной локальной сети на частоту 2,4 ГГц. Применение этой микросхемы позволило уменьшить в системе число ИС, в том числе и GaAs, с восьми до четырех, снизить потребляемую мощность на 50 % и в четыре раза увеличить зону охвата.

### Контрольные вопросы

1. В каких двух основных направлениях используется полупроводниковое соединение кремний – германий?

2. За счет каких физических эффектов обеспечиваются высокие рабочие частоты в SiGe гетероструктурных транзисторах?
3. Какая технология называется БиКМОП?
4. За счет каких эффектов удастся повысить рабочие частоты БиКМОП транзисторов?
5. На каких стадиях SiGe технологического процесса совмещаются биполярная и КМДП технологии?
6. Какие преимущества дает использование SiGe технологии?
7. Каковы рабочие напряжения БиКМОП ИС?

## 5. КАРБИД КРЕМНИЯ

### 5.1 Основные электрофизические и термоэлектрические свойства карбида кремния

Карбид кремния – единственное бинарное соединение углерода и кремния, существующее в твердой фазе. По структуре и химической связи SiC имеет сходство с полупроводниками IV группы периодической системы. Основным типом связи является ковалентная связь, так как сумма атомных радиусов углерода ( $r_C = 0,77 \text{ \AA}$ ) и кремния ( $r_{Si} = 1,34 \text{ \AA}$ ) близка к межатомному расстоянию ( $\sim 1,89 \text{ \AA}$ ). Наличие сильной ионно-ковалентной связи обуславливает энергетическую устойчивость карбида кремния, проявляющуюся в высоких значениях температуры Дебая, которая составляет 1200–1430 К.

Карбид кремния существует в виде множества кристаллических структур, которые построены из идентичных элементарных слоев, отличающихся лишь последовательностью их чередования.

В процессе исследований было установлено, что существуют различные виды карбида кремния с одинаковой химической природой, но отличающиеся своими электрофизическими параметрами. Оказалось, что образцы SiC могут иметь различную кристаллическую структуру: кубическую (3C – SiC), гексагональную (2H – SiC, 4H – SiC, 6H – SiC и  $n$ H – SiC), ромбоэдрическую (15R, 21R и др.). Сегодня известно около 200 кристаллических модификаций SiC. Таким образом, карбид кремния – один из наиболее ярких представителей политипных соединений. Собственно, термин «политипизм» был введен для карборунда.

Политипные модификации SiC можно рассматривать как целый класс полупроводниковых материалов, сочетающий в себе многообразие электрофизических свойств и единую химическую природу материала.

Наиболее широкое распространение в электронике нашли политипы 3C – SiC, 4H – SiC и 6H – SiC. Основные параметры указанных политипов SiC приведены в табл. 1.2. Там же представлены для сравнения характеристики других распространенных полупроводников.

Чем же привлекает карбид кремния исследователей на протяжении почти 100 лет? Во-первых, большая, по сравнению с Si и GaAs, ширина запрещенной зоны, что означает больший диапазон рабочих температур (теоретически до  $\sim 1000$  °C), а также возможность создания приборов, излучающих во всем диапазоне видимого света.

Во-вторых, благодаря на порядок большему значению поля пробоя SiC по сравнению с кремнием при одном и том же значении напряжения пробоя уровень легирования SiC-диода может быть на два порядка выше, чем кремниевого. А следовательно, его последовательное сопротивление будет меньше и в итоге удельная мощность – больше.

В-третьих, высокая теплопроводность (для поликристаллического SiC – на уровне теплопроводности меди), что упрощает проблему теплоотвода. Это свойство в сочетании с высокими допустимыми рабочими температурами и большими скоростями насыщения носителей (большие токи насыщения полевых транзисторов) делает SiC-приборы весьма перспективными для использования в силовой электронике.

В-четвертых, высокая температура Дебая, определяющая температуру, при которой возникают упругие колебания кристаллической решетки (фононы) с максимальной для данного материала частотой. Температуру Дебая можно рассматривать как параметр, характеризующий термическую стабильность полупроводника. При превышении этой температуры колебания могут стать неупругими и привести к разрушению материала.

В-пятых, наличие собственной (т.е. изготовленной из того же материала, что и полупроводниковая структура) подложки большого размера так же, как и возможность получения SiC *n*- и *p*- типов проводимости и наличие собственного окисла (SiO<sub>2</sub>), позволят изготавливать на основе SiC любые типы полупроводниковых приборов.

Таким образом, практически по всем важным критериям карбид кремния превосходит классические полупроводниковые материалы – Si и GaAs.

В настоящее время проводятся целенаправленные работы по созданию карбидкремниевых приборов различного функциональ-

ного назначения для систем с экстремальными условиями и режимами эксплуатации.

Приборы на основе SiC можно классифицировать на три группы:

- для эксплуатации в условиях высоких температур, радиации и агрессивных сред;
- для систем с повышенными значениями напряжений и плотностей токов;
- для систем с повышенными значениями показателя «мощность – частота».

Очевидно, что определяющим фактором стабильного функционирования всех групп приборов являются фундаментальные характеристики и качество исходного монокристалла или эпитаксиального слоя карбида кремния. Важнейшие функциональные свойства кремния и карбида кремния (в сопоставлении), а также расчетная оценка их влияния на экстремальные характеристики электронных приборов представлена на рис. 5.1.



Рис. 5.1. Сравнение основных параметров Si и SiC (затемненная область – данные для кремния)

Интересно сравнить SiC с другими широкозонными материалами. По ряду параметров, в первую очередь по уровню излучательной рекомбинации, SiC уступает нитриду галлия (GaN) и нитриду алюминия (AlN). Однако для GaN пока нет собственных подложек, а собственные подложки AlN малы и очень дороги. Эпитаксиальные пленки этих материалов выращиваются методом гетероэпитаксии на подложках из других материалов (SiC, сапфир). В результате плотность дислокаций пленок очень высока (более  $10^7$  см<sup>-2</sup>). Дислокации в GaN расположены перпендикулярно поверхности растущего слоя и собираются в кластеры. Выращиваемый слой имеет ячеистую (зернистую) структуру, что приводит к увеличению токов утечки *p-n*-структур и к их деградации с течением времени. Все это затрудняет создание высоковольтных GaN приборов. Да и по остальным электрофизическим параметрам (скорость насыщения носителей, поле пробоя, подвижность) объемный GaN не имеет существенных преимуществ перед карбидом кремния.

Принципиально недостижимое (из-за высокой вероятности излучательной рекомбинации) большое время жизни носителей заряда в GaN ограничивает применение этого материала для создания биполярных приборов. Низкая теплопроводность и меньшая температура Дебая других широкозонных полупроводниковых материалов приводят к снижению максимальной рассеваемой мощности униполярных приборов.

Таким образом, в целом SiC – более перспективный материал для создания мощных приборов по сравнению с GaN и другими элементами группы A<sub>3</sub>-N.

Однако формирование гетеропереходов GaN/AlGaN позволило создать структуры с двумерным электронным газом, подвижность носителей которых значительно выше, чем в структурах на GaN. Такие структуры – основа транзисторов с высокой подвижностью электронов, превосходящих по параметрам полевые транзисторы на основе объемного SiC. Поэтому сейчас трудно сказать, какой из двух материалов «выйдет в финал». Возможно, это будет их комбинация, так как лучшие ГПТШ на основе GaN/AlGaN созданы на SiC-подложках.



## 5.2 Современное состояние технологии получения объемных кристаллов и эпитаксиальных слоев карбида кремния

В настоящее время разработан ряд технологических процессов получения объемных кристаллов и эпитаксиальных слоев SiC приборного качества. Рассмотрим их основные особенности, так как в дальнейшем это даст возможность проведения сравнительного анализа свойств диодных структур, полученных и исследованных в данном пособии.

Общепризнанно, что технология выращивания монокристаллов SiC из паровой фазы по производительности и эффективности является лидирующей. Идея данного метода заключается в транспорте паров материала от сублимирующего горячего источника, поддерживающегося при температуре 2300–2400 °С в более холодную зону. Данный способ был предложен Ачесоном еще в начале XX века для производства абразивного материала и до настоящего времени не претерпел принципиальных изменений. Однако применительно к электронике, метод Ачесона неприемлем ввиду недостатков, связанных с неконтролируемостью условий роста и, как следствие, получением кристаллов малых размеров с большим содержанием неконтролируемых примесей. Сублимационный процесс, предложенный Лели (модернизированный процесс Ачесона), хотя и был основан на спонтанной кристаллизации материала, остается до сих пор непревзойденным по структурному совершенству монокристаллов. Однако широкое применение кристаллов, выращенных методом Лели, ограничено их небольшими размерами (в среднем 5–8 мм<sup>2</sup>) и неконтролируемостью процесса зародышеобразования.

Новый подход в выращивании объемных кристаллов больших размеров, получивший название «метод ЛЭТИ», был разработан в России в Ленинградском электротехническом институте. Для роста монокристаллов по «методу ЛЭТИ» были использованы следующие подходы и режимы: 1) классическая схема конденсации пересыщенного пара на затравку (для управления процессом зарождения); 2) ограничение скорости роста на начальном этапе кристаллизации путем проведения этой стадии в атмосфере аргона (для по-

давления зарождения поликристалла); 3) откачка аргона из камеры вплоть до вакуума (для увеличения скорости роста в квазистационарном режиме). Детальные исследования процессов массопереноса паров карбида кремния в вакууме и различных газовых средах показали, что получение объемных монокристаллов возможно при температурах порядка 1800 °С в вакууме. Достаточно большие скорости осаждения (до 1–10 мм/ч) могут быть достигнуты путем варьирования состава и давления газовой среды в зоне роста при температурах 1800–2600 °С. В настоящее время «метод ЛЭТИ» является доминирующим в производстве объемных монокристаллов карбида кремния. Так, за рубежом использование данного метода позволило получить монокристаллы SiC диаметром более 5 см. Плотность дислокаций в этих кристаллах составляет  $10^4 - 10^5 \text{ см}^{-2}$ . В кристаллах же, выращенных методом Лели, она составляет величину порядка  $10^2 \text{ см}^{-2}$ . Кроме того, в монокристаллах, выращенных по «методу ЛЭТИ» наблюдается присутствие такого рода дефектов как микропоры, которые ориентированы вдоль направления роста и имеют диаметр до нескольких микрометров. Плотность их находится в пределах  $10^2 - 10^3 \text{ см}^{-2}$ . Считается, что наличие этого типа дефектов обусловлено присутствием на поверхности подложки посторонних включений (например, мелких частиц графита). Данное предположение возможно, поскольку в кристаллах Лели, рост которых происходит спонтанно, этот тип дефектов отсутствует.

Возможно получение тонких пленок карбида кремния всеми классическими методами эпитаксии, к которым относятся: сублимационная эпитаксия, рост из газовой фазы (CVD-эпитаксия), жидкофазная эпитаксия, ионно-химическое осаждение. Остановимся на первых двух методах.

*В сублимационной эпитаксии* рост слоя происходит за счет кристаллизации собственных паров, температура которых около 1500 – 2000 °С. Собственный пар SiC состоит из атомов кремния и молекул SiC<sub>2</sub> и Si<sub>2</sub>C. Основной проблемой является поддержание квазиравновесного состава пара над растущей пленкой, нарушение которого приводит либо к графитизации кристалла, либо к обогащению кремнием. Путем отделения источника и подложки небольшим за-

зором (около 1 мм), появляется возможность удержать состав пара, близким к равновесному. Так, при использовании арматуры из тугоплавких металлов, например, тантала, удается, во-первых, поддерживать равновесие, так как данные материалы геттерируют углеродсодержащие компоненты пара, обедненного кремнием; во-вторых, обеспечить более чистые, чем при использовании графита, условия роста.

Современные варианты сублимационного сэндвич-метода предусматривают минимум графитовой оснастки и ее частичную или полную замену на танталовую, безмасляную вакуумную откачку, высокочастотный или электронный разогрев с возможностью изменения знака температурного градиента в зоне роста. Последнее дает возможность проводить глубокое сублимационное травление подложки перед эпитаксией, что значительно повышает качество получаемых слоев.

*Метод получения пленок из газовой фазы (CVD)* в настоящее время стал главным в эпитаксиальной технологии карбида кремния. Преимущество данного метода над вакуумным заключается в том, что эта технология позволяет устранить проблему, связанную с загрязнением растущего слоя азотом. Процесс CVD-эпитаксии проводится при давлениях газов рабочей смеси, близких к атмосферному, что позволяет получать слои SiC с концентрацией  $N_d-N_a$  на уровне  $10^{14} \text{ см}^{-3}$ . Еще одним достоинством CVD-эпитаксии является возможность использования жидких источников для легирования акцепторными примесями алюминия и галлия.

Таким образом, функциональные свойства SiC, а также достигнутый в настоящее время высокий уровень технологии изготовления объемных кристаллов и эпитаксиальных слоев карбида кремния дают все основания считать, что данный материал является базовым материалом для приборов экстремальной электроники.

### **5.3. Элементы на основе карбида кремния**

Сегодня крупнейшие полупроводниковые компании интенсивно ведут исследовательские работы в области создания приборов на основе карбида кремния и осваивают их экспериментальный вы-

пуск. Высокочастотные SiC-приборы уже нашли применение в базовых станциях сотовых систем связи, РЛС, бортовых спутниковых системах, военных системах связи, телевизионных спутниковых системах; силовые приборы – в устройствах средней (1–10 кВт) и большой мощности (10 кВт–1 МВт). На основе карбида кремния изготавливаются приборы, работающие при высоких значениях температуры и радиации: для скважинных устройств, автомобилестроения, турбин и другого промышленного оборудования, для атомных и космических систем.

По оценкам ведущих аналитиков рынка микротехнологий и электроники рынок SiC-приборов к 2009 г. увеличится в три раза и составит 53,2 млн. долл. (рис. 5.2).

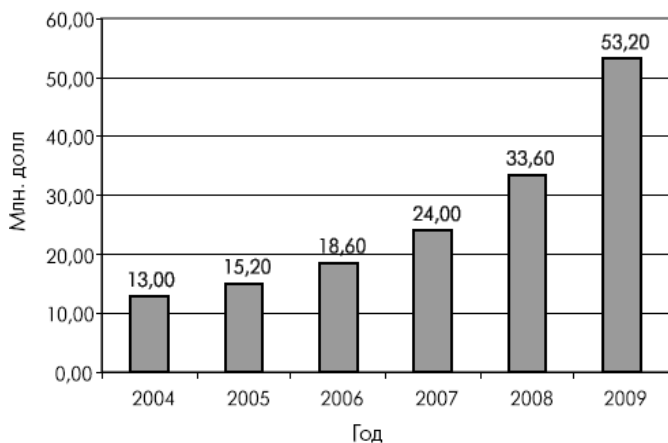


Рис. 5.2. Динамика развития рынка SiC-приборов (транзисторов и диодов)

Прежде чем перейти к рассмотрению основных направлений исследований и производства различных SiC-приборов, остановимся на наиболее общих и существенных причинах задержки развития этой отрасли. В середине 90-х годов прошлого века казалось, что первым промышленно выпускаемым SiC-прибором будет силовой *p-n*-выпрямительный диод. Практически отсутствие обратных токов при комнатной температуре (благодаря большой ширине запрещенной зоны), большое быстродействие, высокие рабочие тем-

пературы – все это обещало существенную экономию при замене SiC-приборами кремниевых диодов и транзисторов в силовой электронике.

Однако оказалось, что характеристики выпрямительных SiC-диодов на протяжении срока службы ухудшаются, что выражается в увеличении токов утечки, снижении пробивного напряжения при обратном включении и увеличении сопротивления диода в прямом направлении. Исследования показали, что причина деградации – образование в пленках 4H- или 6H-SiC при протекании прямого тока прослоек кубического SiC, так называемых дефектов типа «stackin g faults» (SF). Это обусловлено тем, что энергия, выделяемая при безызлучательной рекомбинации электронно-дырочной пары в SiC, достаточна для преодоления атомом барьера, препятствующего его смещению в другое положение. То есть происходит перестройка решетки гексагонального политипа в кубический, и образуется прослойка кубического политипа. Зародышем SF-дефектов служат дислокации в объеме эпитаксиального слоя или на границе эпитаксиальный слой–подложка. Под действием прямого тока линейные размеры SF-дефектов быстро увеличиваются параллельно кристаллической оси (111) кристалла и при достижении ими границы *p-n*-перехода наступает полная деградация прибора.

Эти проблемы не коснулись приборов, работающих на основных носителях тока, таких, как ДШ и полевые транзисторы, поскольку в них отсутствует электронно-дырочная рекомбинация, и SF-дефекты не образуются. В результате вторым промышленно выпускаемым SiC-прибором стал ДШ. Но созданию достаточно мощных приборов этого типа препятствовало качество подложек, в первую очередь, присутствие в них микропор, так называемых micropores, максимальный диаметр которых может составлять десятки микрон. Плотность этих дефектов на подложках предыдущих поколений не позволяла создавать достаточно мощные приборы (мощность прибора пропорциональна занимаемой им площади), так как в рабочем поле обязательно оказывались микропоры, приводящие к неработоспособности прибора или к резкому ухудшению его характеристик, прежде всего – максимально допустимого напряжения.

### ***5.3.1. Подложки на основе карбида кремния***

Сегодня самый востребованный продукт на рынке SiC-приборов – подложки из карбида кремния. С каждым годом улучшается их качество и увеличивается диаметр. Сейчас он составляет 100 мм. По данным фирмы Cree, около 89 % поверхности подложек с плотностью дефектов  $22 \text{ см}^{-2}$  пригодны для изготовления приборов площадью  $1 \text{ см}^{-2}$ . Подложки SiC используются как для роста собственно карбида кремния, так и для формирования гетероэпитаксиальных структур GaN/AlGaN. Хотя SiC дороже сапфира, его расхождение по кристаллической решетке с GaN меньше, а теплопроводность выше, чем у сапфира. Уже разработана и технология производства полуизолирующих подложек, которые необходимы для изготовления высокочастотных транзисторов. Наибольших успехов в области производства подложек достигли фирмы Cree и Intrinsic Semiconductor. На протяжении последних лет плотность дефектов типа micropipes неуклонно снижалась с более  $100 \text{ см}^{-2}$  до менее  $5 \text{ см}^{-2}$ . В начале 2006 г. компания Intrinsic Semiconductor объявила о начале коммерческих поставок полностью свободных от micropipes подложек (Zero Micropipe – ZMP) диаметром до 100 мм. А уже в середине года компания Cree сообщила о приобретении фирмы Intrinsic Semiconductor. В результате рынок подложек для высококачественных устройств оказался практически монополизированным.

### ***5.3.2. Силовые приборы***

Промышленный выпуск мощных полупроводниковых приборов на основе карбида кремния возможен только при наличии высококачественных подложек. Поэтому естественно, что наибольших успехов в этом направлении добилась компания Cree, выпускающая силовые ДШ и мощные СВЧ-приборы. Наиболее совершенный из выпускаемых компанией сдвоенный ДШ состоит из двух диодов с максимально допустимым средним (интегральным) значением тока 10 А. Каждый из двух входящих в него диодов выдерживает однократный импульс тока 250 А длительностью 10 мкс или им-

пульсы тока до 50 А, повторяющиеся с частотой 120 Гц. Заряд обратного восстановления при этом составляет всего 61 нКл. Кроме того, фирма Cree по заказу выпускает мощные силовые сборки таких диодов. Благодаря тому, что при повышении температуры сопротивление SiC-диода увеличивается, происходит автоматическое выравнивание токов параллельно включенных приборов.

С серийным производством силовых транзисторов на основе SiC дело пока обстоит хуже. Только шведская фирма TranSiC объявила о намерении выпустить биполярные транзисторы в корпусе на максимальное напряжение 1200 В и ток 6 А. Схемотехнические решения устройств на основе дешевых кремниевых транзисторов позволяют значительно снизить потери на переключение, а у лучших из них потери прямой проводимости даже ниже, чем достигнутые сегодня для SiC-транзисторов. КПД устройств силовой электроники на кремниевых транзисторах достигает 95–97%. Поэтому сейчас гораздо выгоднее выпускать мощные СВЧ SiC-транзисторы. Стоимость их значительно выше, а себестоимость по сравнению с силовыми транзисторами ниже. Да и конкуренцию им в этой нише традиционные GaAs-транзисторы практически составить не могут. Пока рынок СВЧ-транзисторов не насытится, трудно ожидать перехода к серийному выпуску SiC-транзисторов средней мощности. Выпуск же опытных образцов и даже изготовление на их основе гибридного преобразователя на 100 кВт – уже свершившийся факт. Фирма Cree совместно с японской компанией Kansai Electric Power продемонстрировала ультракомпактный трехфазный инвертер с выходной мощностью 110 кВА. Кроме того, благодаря возможности создавать на базе высоковольтных SiC-приборов быстродействующие ключи с отличными характеристиками, способные работать при высоких температурах, существует громадный потенциальный рынок относительно маломощных драйверов высоковольтных силовых транзисторов.

Современные достижения схемотехники в сочетании с уникальными свойствами SiC-приборов позволяют создавать мощные, полностью интегрированные, интеллектуальные силовые модули с отличными электрическими и массогабаритными характеристиками.

### **5.3.3. Производство СВЧ-приборов**

Проблемы технологии силовых приборов заметно не коснулись приборов СВЧ-диапазона, например диодов (*p-i-n*- и лавинно-пролетных) с малыми рабочими площадями (диаметр  $\sim 100$  мкм) и соответственно, малыми значениями паразитной емкости. При этом вероятность попадания дислокации на рабочую площадь достаточно мала. Но все же следующим серийно выпускаемым стал гораздо более совершенный прибор – мощный полевой СВЧ-транзистор. Впечатляющих результатов в области создания ПТШ S-диапазона (2–4 ГГц) опять же добилась компания Cree. В июне 2000 г. компания представила первый ПТШ на карбиде кремния планируемого семейства мощных СВЧ-транзисторов для беспроводных и широкополосных систем – транзистор мощностью 10 Вт и на частоту 2 ГГц, а через год – той же мощности на частоту 2,2 ГГц. Эти транзисторы имели практически одинаковые параметры, но не были достаточно отработаны для серийного производства. Кроме компании Cree, в 2003 г. SiC ПТШ S-диапазона выходной мощностью 25 Вт в импульсном режиме продемонстрировала и фирма Rockwell Scientific.

В 2004 г. Cree начала выпуск ПТШ второго поколения с предельной рабочей частотой 2,7 ГГц и максимально допустимым напряжением сток–исток 100 В. А еще через год компания выпустила транзистор той же мощности с предельной рабочей частотой до 3,8 ГГц. Следующий шаг Cree – выпуск транзистора с выходной мощностью 60 Вт на частотах до 2,4 ГГц, рассчитанный, как и предыдущие семейства ПТШ, на напряжение 48 В.

### **5.3.4. Теплопроводящие подложки**

Успехи в области как СВЧ, так и силовой электроники невозможны без высококачественных теплопроводящих подложек. Карбид кремния и здесь проявил свои замечательные свойства. Хотя по уровню теплопроводности разнообразные керамики на основе карбида кремния и композиционный материал AlSiC на металлической матрице уступают моно- или поликристаллическому карбиду



кремния, они практически не имеют конкурентов и широко используются в силовой электронике и гибридных модулях, работающих в жестких условиях. Пожалуй, только керамика на основе нитрида алюминия (AlN), обладающая меньшей теплопроводностью, но высоким электрическим сопротивлением и часто используемая в сочетании с SiC или AlSiC, может считаться их конкурентом или, скорее, партнером. Подложки на основе оксида бериллия (BeO), обладающие и отличными теплопроводящими свойствами, и высоким электрическим сопротивлением, дороги и весьма токсичны. Незаменимыми они пока являются при изготовлении СВЧ-транзисторов, так как их потери на высоких частотах очень низки. Но и здесь, при производстве приборов на основе SiC, намечается более изящное решение. Если транзистор или диод имеют планарную конструкцию, тончайшая пленка AlN, выращенная на обратной стороне SiC-подложки, благодаря высокому пробивному напряжению обеспечивает надежную изоляцию, практически не препятствуя отводу тепла. Работа SiC-полупроводниковых приборов при температуре более 200–250 °С даже на подложках из BeO невозможна из-за значительной разницы в коэффициенте линейного расширения, а, например, корпорация Toyota планирует применять силовую электронику в гибридных автомобилях при температуре 300–500°С.

### 5.3.5. Высокотемпературные датчики давления

Высокотемпературные датчики давления представляют собой четыре одинаковых резистора в мостовом включении (рис. 5.3) с нормированной зависимостью напряжения разбаланса ( $U_{\text{бал}}$ ) моста от приложенного внешнего давления.

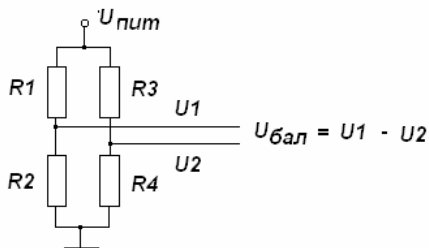


Рис. 5.3. Мостовое включение датчика давления

Технологическое сечение чувствительных элементов карбидокремниевых датчиков давления представлены на рис. 5.4.

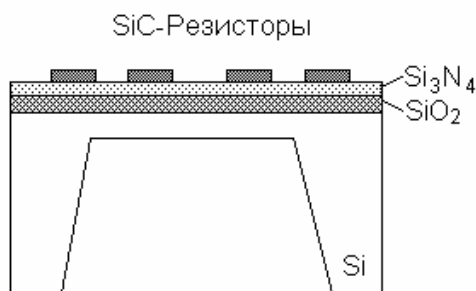


Рис. 5.4. Схематический разрез резистивного мостового датчика давления

Кристалл изготавливается из монокристаллического кремния, в котором создана мембрана толщиной 20 мкм без жесткого центра. На лицевую поверхность кристалла нанесены диэлектрические слои двуокиси кремния ( $\text{SiO}_2$ ) и нитрида кремния ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ). На диэлектрических слоях сформированы тензочувствительные резисторы из карбида кремния ( $\text{SiC}$ ). Резисторы располагаются в зонах наибольшего прогиба (деформации): одна пара ( $R_1$ ,  $R_4$ ) в центральной части мембраны, вторая ( $R_2$ ,  $R_3$ ) – на краю мембраны. Для коммутации активных элементов был выбран никель ( $\text{Ni}$ ) с подслоем титана ( $\text{Ti}$ ). Традиционно применяемый в технологии изготовления интегральных схем алюминий в данном случае не годится, так как для приборов с алюминиевой металлизацией нельзя использовать температуры выше  $450^\circ\text{C}$ . Никель же пригоден для работы при температурах  $600\div 650^\circ\text{C}$  и выше.

### 5.3.6. Перспективы развития SiC-технологии

За последние 10–15 лет размеры коммерческих SiC-подложек увеличились более чем в десять раз, а плотность их дефектов уменьшилась на три порядка. С каждым годом улучшаются параметры SiC-приборов и растет число компаний, занимающихся их разработкой. Похоже, что в истории развития SiC-электроники больше не будет периодов забвения. Исследования карбида крем-

ния все больше переходят из университетских лабораторий в лаборатории промышленных компаний. Согласно прогнозам компании Cree, в 2007 г. появятся изделия, параметры которых приведены в табл. 5.1.

Таблица 5.1

### Прогнозные параметры SiC-приборов

Тип прибора	Напряжение	Ток
ДШ, p-i-n-диоды и ГБТ	1200 В	150 А
ПТШ	1200 В	75 А
SiC-силовые модули	1200 В	600 А

На основе карбида кремния возможно создание гетеропереходов нового типа – не между различными материалами, а между различными кристаллическими модификациями одного того же материала. Это расширяет понятие гетероперехода и открывает дополнительные технологические возможности. Чаще всего и наиболее успешно проводятся эксперименты по созданию гетероструктур между кубическим и одним из гексагональных ( $nH$ -SiC) политипов карбида кремния.

Такие гетероструктуры формируются путем эпитаксиального выращивания на подложке карбида кремния гексагонального поли типа 3C-SiC.

На рис. 5.5 представлена зонная диаграмма 3C-SiC/ $n^+$ -6H-SiC структуры.

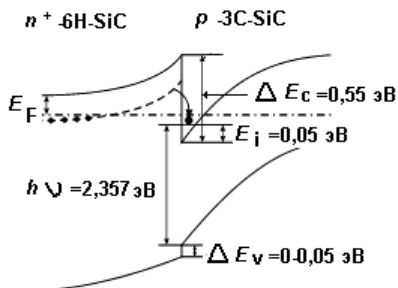


Рис. 5.5. Зонная диаграмма 3C-SiC/ $N^+$  6H-SiC структуры

Эти кристаллографические особенности эпитаксии пленок 3C-SiC на подложках  $nH$ -SiC приводят к так называемому «псевдоморфному росту» (pseudomorphic growth), т.е. в плоскости роста постоянные решеток кубического и гексагональных политипов

практически совпадают (рассогласование решеток не превышает 0,1 % – меньше, чем для классической гетеропары GaAs/AlGaAs). Это свидетельствует о возможности получения близких к идеальным гетероструктур на базе политипов SiC.

Гетерополитипные переходы на основе SiC (и, возможно, других политипных полупроводников) будут иметь следующие преимущества перед традиционными гетеропереходами:

- отсутствие взаимной диффузии компонент гетеропар;
- незначительное рассогласование постоянных решетки (квазиаморфный рост);
- одинаковые химические свойства.

Таким образом, можно ожидать, что структурное совершенство гетерополитипных структур будет выше, чем у гетеропереходов, образуемых полупроводниковыми материалами различной химической природы. Меньшая плотность структурных дефектов должна привести к большей подвижности двумерного электронного газа в приборах на основе гетерополитипных структур. Теоретические оценки показывают, что ГПТШ на основе SiC-гетерополитипных структур по своим характеристикам будут превосходить ГПТШ на основе GaN/AlGaN. Именно SiC ГПТШ позволят значительно улучшить частотные свойства СВЧ-транзисторов, а высокая теплопроводность SiC обеспечит эффективный отвод тепла из микроскопически малых рабочих зон, что необходимо для создания мощных СВЧ-транзисторов.

Карбид кремния выделяется среди других политипных соединений как наличием большого числа стабильных политипов и большой разницей в их электрофизических свойствах, так и высокой термической, химической и радиационной стойкостью. Поэтому после отработки технологии роста SiC гетерополитипных структур приборы на их основе смогут составить серьезную конкуренцию приборам на основе соединений элементов  $A_3-N$ . Таким образом, можно предположить, что создание приборов на основе гетеропереходов станет одним из наиболее актуальных направлений развития SiC-электроники ближайшего будущего.

В конце раздела хотелось бы развеять одно устойчивое заблуждение о запредельной стоимости производства SiC-приборов. Как

показали расчеты специалистов, по себестоимости СВЧ-транзисторы на карбиде кремния не уступают приборам на других полупроводниковых материалах (табл. 5.2). К тому же, себестоимость производства SiC-приборов постоянно снижается

Таблица 5.2

**Оценка стоимости СВЧ- транзисторов на базе GaAs и SiC**

Технология	Размер, мм	Частота, Гц	Напряжение стока, В	Усиление, дБ	Выходная мощность, дБмВт	Удельная стоимость, долл./Вт
GaAs ПТШ	0,63	14	10	8	27	0,07
GaAs р ГСПТ	0,8	10	9	11	28	0,13
SiC ПТШ	0,25	3,5	50	11,1	31,1	0,05

**Контрольные вопросы**

1. Какими преимуществами по сравнению с кремнием обладает карбид кремния?
2. Основные технологические способы получения SiC.
3. Основные области использования карбида кремния.
4. Сколько приблизительно существует политипов SiC?
5. Почему силовые SiC выпрямительные диоды на основе р-n-перехода не нашли применение в силовой электронике?
6. В чем состоит причина широкого использования подложек на основе карбида кремния?
7. Что сдерживает серийное производство силовых транзисторов на основе SiC?
8. Почему проблемы формирования силовых транзисторов не распространились на SiC СВЧ-приборы?
9. В чем заключаются преимущества SiC теплопроводящих подложек по сравнению с другими материалами?
10. Как выглядит типовая конструкция датчика давления на основе SiC?
11. Почему в высокотемпературных датчиках давления для контактных слоев используется никель, а не алюминий?
12. Возможно ли создание на SiC гетероструктур с высокой подвижностью носителей в канале, за счет чего это достигается?

## 6. АЛМАЗНЫЕ И АЛМАЗОПОДОБНЫЕ МАТЕРИАЛЫ

### 6.1 Основные электрофизические, термоэлектрические и оптические характеристики алмазных материалов

Высокие технологии с использованием природных и синтетических алмазов занимают особое положение в техническом прогрессе и определении экономического уровня развития государства.

Уникальные свойства алмаза – высокая твердость и стойкость к агрессивным средам и ионизирующим излучениям, идеальная кристаллическая структура, высокая теплопроводность и специфические электрофизические параметры являются предпосылками для широкого использования этого материала практически во всех отраслях, начиная от производства ювелирных изделий и заканчивая разработкой новых материалов и изделий с уникальными характеристиками.

Преимущества алмаза как материала для полупроводниковой электроники в первом приближении сводятся к тому, что дрейфовая скорость носителей тока и напряженность поля электрического пробоя имеют значения, близкие к предельным, высокие значения рабочих температур и радиационной стойкости связаны с значительной шириной запрещенной зоны, а высокая теплопроводность обеспечивает более высокие уровни рассеиваемой приборами мощности.

Кроме того, благодаря большой ширине запрещенной зоны  $E_g = 5,45$  эВ алмаз может использоваться для детекторов УФ диапазона, поскольку большая  $E_g$  и высокое сопротивление до  $10^{15}$  Ом·см будут уменьшать вклад в величину фототока носителей, созданных тепловой генерацией, что позволит создавать малошумящие фотодетекторы.

В табл. 6.1 приведены основные фундаментальные характеристики алмаза в сравнении с другими полупроводниками, используемыми в электронной промышленности.

Алмаз как полупроводниковый материал давно привлекает внимание исследователей благодаря своим выдающимся электрофизическим характеристикам. При комнатной температуре ширина его

запрещенной зоны 5,45 эВ, подвижность электронов и дырок – 2200 и 1600 см<sup>2</sup>/(В·с) (может достигать 4500 и 3800 см<sup>2</sup>/В·с, соответственно). Как показывают расчеты, на основе алмазов можно создавать МДП-структуры с удельной плотностью мощности до 27 Вт/мм, плотностью носителей заряда в тонком слое до 10<sup>13</sup>см<sup>-2</sup>, напряжением пробоя порядка 10 МВ/см и рабочими частотами 100 ГГц.

Таблица 6.1

**Основные фундаментальные константы алмаза и других полупроводниковых материалов**

Свойства	Алмаз	SiC	GaAs	Si
Постоянная решетка (А)	3,567	4,358	5,65	5,43
Ширина запрещенной зоны $E_g$ (эВ)	5,45	3,0	1,43	1,1
Скорость насыщения электронов $v_e$ , (10 <sup>7</sup> см/с)	2,7	2,5	1,0	1,0
Подвижность электронов $\mu_e$	2200	400	8500	1500
дырок $\mu_p$ (см <sup>2</sup> /В·с)	1600	50	400	600
Напряжение пробоя, E (10 <sup>5</sup> В/см)	100	40	60	3
Диэлектрическая проницаемость	5,5	9,7	2,5	11,8
Сопротивление (Ом·см)	10 <sup>13</sup>	150	10 <sup>8</sup>	10 <sup>3</sup>
Теплопроводность, X (Вт·см <sup>-1</sup> К <sup>-1</sup> )	20	5	0,46	1,5

Не менее важное свойство алмазов – их высокая теплопроводность, около 20 Вт/К, что более чем в 30 раз выше, чем у арсенида галлия. Поэтому первые попытки применения алмазов в СВЧ-приборах были направлены на создание теплопроводящих подложек, как правило, методом химического осаждения тонких пленок из газовой фазы (CVD-алмазы). Это направление развивается и сегодня, в том числе в России.

Однако в настоящее время на пути создания алмазных полупроводниковых приборов стоят многочисленные трудности, первая из которых – отсутствие необходимых алмазных подложек. Поскольку природные и синтетические кристаллы алмаза дороги, а их размеры слишком малы для использования их в каких-либо иных целях, кроме исследовательских, то ключом к решению проблемы является искусственное выращивание монокристаллических слоев

алмаза на неалмазных подложках. Но задача осложняется тем, что алмаз имеет постоянную кристаллической решетки, которую трудно согласовать с другими материалами. Хотя такие материалы существуют, но одни из них не способны выдерживать температуры от 700 до 1000 °С, при которых в настоящее время проводят процессы эпитаксии, на других желаемого качества слоев пока не достигнуто. Единственным материалом, на котором удалось вырастить эпитаксиальные алмазные пленки, является нитрид бора (BN). К сожалению, нитрид бора также трудно получить, как и алмаз.

В принципе проблема алмазных подложек может быть решена с разработкой новых методов стимулированного плазмой химического осаждения из газовой фазы и ионно-лучевой техники, которые уже сейчас позволили выращивать поликристаллические алмазные пленки на неалмазных подложках, а в недалеком будущем, вероятнее всего, дадут возможность выращивать и монокристаллические пленки на неалмазных подложках.

Проблемы, связанные с синтезом алмазных пленок высокого качества, являются только первым препятствием на пути создания рабочих структур. Для того, чтобы на основе алмазных слоев можно было формировать электронные устройства, необходимо уметь управлять типом и концентрацией носителей в алмазных слоях, делать омические контакты к *n*- и *p*- слоям и формировать диэлектрик с низкой плотностью поверхностных состояний.

## **6.2. Области применения алмазных материалов**

Области применения алмаза, как приборного материала электроники могут быть определены для следующих применений:

- ДШ, биполярные транзисторы, ПТШ и МДП-транзисторы, транзисторы с проницаемой базой, варисторы;
- оптоэлектронные коммутаторы, светоизлучающие диоды, полупроводниковые лазеры, плоские дисплеи сверхвысокого разрешения;
- датчики ультрафиолетового (УФ) и ионизирующих излучений;
- теплоотводы для мощных изделий СВЧ-электроники, подложки для приборов «кремний-на-алмазе» (КНА).



Возможные области применения алмаза в электронике схематично представлены на рис. 6.1.

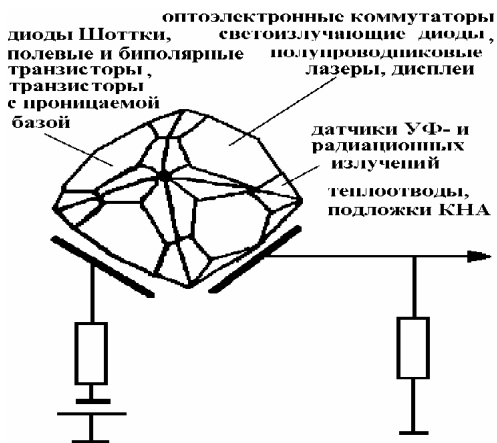


Рис. 6.1. Области возможного применения алмаза в электронике

Основные преимущества алмаза перед другими полупроводниками и современный уровень созданных приборов представлены в приведенной ниже табл. 6.2.

Таблица 6.2

### Основные преимущества алмаза

ПРЕИМУЩЕСТВА	ДОСТИГНУТЫЙ УРОВЕНЬ
Дрейфовая скорость носителей тока и напряженность поля электрического пробоя имеют значения близкие к теоретически предельным	Транзисторы с проникаемой базой с выходной мощностью 20 Вт на частоте 30 ГГц (на порядок выше, чем у современных ЛПД)
Высокие значения рабочих температур и радиационной стойкости	Биполярные транзисторы и ДШ с рабочей температурой до 700 °С)
Высокая теплопроводность	В пять раз больше, чем Cu и Ag
Рекордная чувствительность в УФ- диапазоне	Полоса поглощения 0,2–0,3 мкм, Точковая чувствительность $S_T = 10\text{--}20 \text{ мА/Вт}$

В течение последних лет алмаз считается многообещающим материалом будущей микроэлектроники. Это связано с тем, что алмаз

имеет высокое напряжение пробоя, наивысшую скорость дрейфа электронов при насыщении, наибольшую теплопроводность и самую малую диэлектрическую проницаемость. Эти преимущества, взятые вместе со стабильностью алмаза при высокой температуре (до 600–650 °С на воздухе и до 1700 °С в инертной среде) и высокой химической и радиационной стойкостью, делают его перспективным для применения в мощных, быстродействующих устройствах, способных работать в экстремальных условиях.

Для создания даже простейшего электронного устройства необходимо овладеть технологией, включающей множество взаимосвязанных между собой этапов, которые составляют единый технологический процесс формирования алмазных структур.

В настоящее время только единичным хорошо оснащенным исследовательским группам в мире удалось преодолеть технологические трудности и сформировать отдельные полупроводниковые элементы (диоды и полевые транзисторы), качественные характеристики которых еще далеки от совершенства.

Все выше перечисленные технологические трудности на пути использования алмазных пленок (АП) в микроэлектронике.

Легирование является наиболее важным этапом формирования электронных устройств. До последнего времени легирование алмаза проводили двумя способами: либо из газовой фазы в процессе выращивания слоев, либо ионной имплантацией. Осуществить успешное легирование алмаза с помощью диффузии удалось только недавно, когда при отжиге в атмосфере аргона в течение 30–60 с и  $T = 1400$  °С в кристалл алмаза типа IIa был введен бор. В качестве источника бора использовался кубический BN. Толщина легированного слоя была менее 500 Å.

Обычно для легирования используются N, B, Na, Li, Sb. Наилучшие результаты при формировании полупроводниковых структур были достигнуты при легировании бором. Это связано с тем, что атомы бора легко встраиваются в кристаллическую решетку, создавая акцепторные центры с энергией активации  $E_a = 0,37$  эВ.

Легирование в процессе роста бором осуществляется либо доведением боросодержащего газа в рабочую смесь, либо помеще-

нием порошка бора в вакуумную камеру, в непосредственной близости от подложки.

В последние годы в связи с перспективой создания электронных устройств электрофизические свойства алмаза, легированного бором, хорошо исследованы. Было показано, что энергия активации зависит от уровня легирования. Увеличение концентрации бора от  $10^{17}$  до  $10^{19}\text{см}^{-3}$  приводит к уменьшению энергии активации от 0,37 до 0,1 эВ, что, по всей видимости, является результатом расщепления примесных уровней в примесную зону. Одновременно происходит уменьшение подвижности. Было также показано, что бор действует как катализатор процесса, увеличивая скорость роста.

Ионная имплантация имеет свои преимущества перед легированием алмаза в процессе роста, поскольку она позволяет более точно контролировать концентрацию вводимых примесей. Необходимо отметить, что до сих пор все основные эксперименты с ионной имплантацией в алмаз были проведены либо на природных, либо на синтетических кристаллах алмаза. Имплантация бором может проводиться как при комнатной, так и при повышенных температурах. После имплантации для активации проводимости в слоях необходим отжиг до температур не менее  $1400\text{ }^\circ\text{C}$ . Как и в случае легирования из газовой фазы, энергия активации  $E_a$  зависит от дозы имплантации. Увеличение дозы от  $10^{14}$  ион/ $\text{см}^2$  до  $10^{16}$  ион/ $\text{см}^2$  приводит к уменьшению  $E_a$  от 0,37 до 0,1 эВ. Подвижность дырок в ионно-имплантированных слоях при небольших дозах может превышать  $1000\text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ . Главная проблема, возникающая при ионной имплантации, – это графитизация нарушенных слоев при больших (более  $10^{15}$  ион/ $\text{см}^2$ ) дозах имплантации, которую нельзя устранить последующим отжигом. Поэтому при формировании проводящих слоев необходимо либо уменьшить дозу, что не всегда возможно, либо проводить последующее травливание графитизированных слоев.

Недавно появились интересные результаты по низкотемпературной (при 77 К) ионной имплантации. Преимуществом низких температур являются низкие значения коэффициента диффузии точечных дефектов, созданных в процессе ионной имплантации, что увеличивает вероятность того, что легирующий атом займет

место в решетке при отжиге. Успешное легирование алмаза типа Па при низких температурах было достигнуто как при непосредственно имплантации бором, так и при имплантации бором, проводимой вслед за имплантацией углерода. Было показано, что во втором случае концентрация дырок значительно возросла, однако их подвижность была ниже, чем в первом случае.

Формирование областей *n*-типа проводимости для алмаза является большой проблемой. Наиболее изученной легирующей примесью является азот. Однако он не образует в алмазе мелкого донорного уровня, как можно было ожидать по аналогии с кремнием. Энергия активации азота составляет 1,7 эВ и, следовательно, он не активен в большом диапазоне температуры, хотя работает как рекомбинационный центр. Более того, легирование азотом путем добавления аммония в газовую смесь приводит к уменьшению на несколько порядков значений электрической проводимости по сравнению с нелегированным слоем, что, по-видимому, связано с компенсацией на образующихся в процессе роста акцепторных состояний.

Что касается фосфора, то хотя теоретические расчеты показывают, что он должен образовывать мелкий донорный уровень с энергией активации 0,2 эВ, но из-за его малой растворимости в алмазе получить *n*-тип проводимости удалось только нескольким группам. Как и для бора, энергия активации зависит от уровня легирования. Однако сопротивление легированных слоев на несколько порядков выше, чем слоев, легированных бором до того же уровня. Из этого факта можно заключить, что атомы фосфора не занимают активного положения в структуре алмаза. Кроме того, подвижность электронов в легированных слоях слишком мала  $40 \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ .

Слой *n*-типа проводимости с высокой подвижностью электронов были получены в алмазе имплантацией ионов лития. К сожалению, еще не удалось найти метода создания омических контактов к таким слоям. Кроме того, высокая подвижность Li в решетке алмаза даже при комнатной температуре накладывает ограничения на возможность его применения в алмазной электронике.

Таким образом, в заключение этого раздела можно сказать, что вопрос легирования алмазных пленок остается во многом открытым. Из всех возможных легирующих примесей более или менее

изучены Р, В и N. При этом из-за высоких значений энергии активации в широком диапазоне температуры наблюдается прыжковая проводимость, что снижает эффективность процесса легирования.

Достижения в легировании АП гораздо ниже, чем в легировании алмаза. Первые результаты легирования АП в процессе выращивания были получены в начале 80-х годов 20 века. Тогда были выращены слои как с *n*-так и с *p*-типом проводимости. При этом было установлено, что легирование АП менее эффективно, чем аморфного гидрогенезированного кремния. В дальнейшем этот результат был объяснен структурными различиями между *a*-Si:H и АП (присутствия не только  $SP^3$ -состояний, но и  $SP^2$ -состояний, которые в основном определяют проводимость АП), а также компенсацией легирующей примеси дефектами, которые образуются при введении легирующего атома в пленку.

Недавно были сделаны попытки легирования АП с помощью имплантации акцепторными и донорными примесями. В АП имплантировались  $B^+$ ,  $BF^+$  и  $P^+$ . Было показано, что, начиная с некоторой дозы, происходит резкое увеличение проводимости, что, по мнению авторов, явилось следствием легирования. Однако изменение проводимости в имплантированных слоях связано, прежде всего, не с легированием, а с изменениями в структуре слоев. В результате ионной имплантации происходит уменьшение концентрации связанного водорода, в результате чего происходит графитизация слоев.

Наблюдалось увеличение проводимости от двух до семи порядков после имплантации бором с энергией 5 кэВ и дозой  $(0,5-20) \cdot 10^{16}$  ион/см<sup>2</sup>. Отжиг пленок при 500 °С в течение 4 ч еще больше уменьшал сопротивление легированных слоев. Контрольное легирование, проведенное ионами С с высокой дозой ( $>10^{17}$  ион/см<sup>2</sup>) при тех же условиях, также привело к резкому уменьшению сопротивления. Это можно объяснить тем, что в результате имплантации происходит не столько легирование, сколько графитизация слоев.

Исследовалось также влияние легирования на электрические свойства АП, полученных в тлеющем разряде на постоянном токе из смеси  $C_6H_6$  и Ag. Удельное сопротивление АП, оптическая ширина запрещенной зоны и содержание водорода составляли

$5 \cdot 10^6$  Ом·см, 5,1 эВ и 35 % соответственно. Легирование проводилось имплантацией легких (Li, B, C, N, F) и тяжелых (Ti, P, Bi) ионов с дозой от  $1 \cdot 10^{13}$  до  $1 \cdot 10^{17}$  ион/см<sup>2</sup> при температуре подложки около 200 °С.

Легирование тяжелыми ионами вызывало более сильное уменьшение сопротивления, чем при легировании легкими ионами. При этом имплантация Ti приводила к большему на два порядка уменьшению сопротивления, чем имплантация Bi и Pb.

### 6.3. Приборные структуры на алмазных материалах

#### 6.3.1. Диоды с барьером Шоттки

Первым полупроводниковым прибором, созданным на основе АП, является ДШ, который был сделан в 1988 г. сотрудниками Пенсильванского университета (США).

Поликристаллическая алмазная пленка была выращена в плазме, активируемой СВЧ разрядом. Осаждение было проведено из смеси CH<sub>4</sub> и H<sub>2</sub> на пластины кремния (0,01–0,1 Ом·см). Температура подложки составляла 970 °С. ДШ был получен термическим напылением золота или алюминия толщиной 140–300 Å.

ВАХ диода представлена на рис. 6.2. Видно, что ВАХ резко несимметрична и соответствует *p*-типу алмаза, хотя легирование не проводилось. Высота барьера, определенная с помощью метода внутренней фотоэмиссии, не зависела от вида металла контакта и составляла 1,13 эВ. Недостатком данной структуры было то, что при температурах выше 250–300 °С токи утечки имели неприемлемую величину.

Для того чтобы повысить рабочие температуры, был создан ДШ на основе эпитаксиального слоя алмаза, легированного бором в процессе роста. В качестве подложки были выпрямляющие характеристики диода наблюдались до 580 °С. Однако экстраполяция температурной зависимости токов утечки показала, что в инертной атмосфере данный диод может работать до 900 °С. Как видно из рис. 6.3, хорошие выпрямляющие характеристики ДШ наблюдались до 580 °С. Однако экстраполяция температурной зависимости

токов утечки показала, что в инертной атмосфере данный диод может работать до 900 °С.

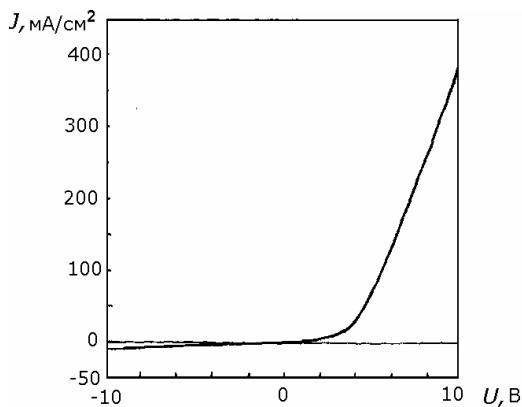


Рис. 6.2. ВАХ ДШ

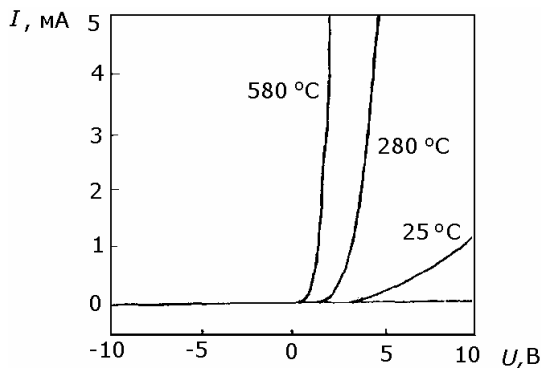


Рис. 6.3. ВАХ ДШ для различных температур

### 6.3.2. Полевые транзисторы с затвором Шоттки

Одновременно с разработкой ДШ проводились работы по созданию полевых транзисторов, в которых в качестве затвора используется выпрямляющий контакт металл-полупроводник.

Топологическое сечение одного из первых транзисторов представлена на рис. 6.4. В качестве подложки был использован кри-

сталл синтетического алмаза (ориентация поверхности (100)  $\rho = 10^{12}-10^{14}$  (Ом·см), на котором методом активации плазмы СВЧ разрядом была выращена эпитаксиальная пленка толщиной 2 мкм. Легирование бором было проведено в процессе роста. Концентрация носителей, определенная с помощью эффекта Холла, составляла около  $10^{15}$  см<sup>-3</sup>. Для электрода затвора был использован Al, полученный термическим распылением. В качестве омических контактов истока и стока методом электронно-лучевого распыления был запылен титан.

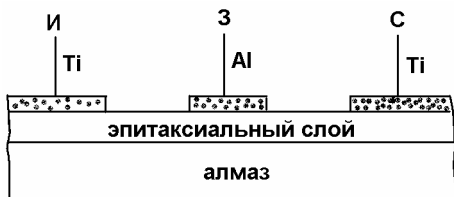


Рис. 6.4. Поперечное сечение ПТШ

Выходные характеристики транзистора представлены на рис. 6.5. Видно, что при изменении напряжения на затворе от  $-1$  В до  $5$  В происходит изменение тока между истоком и затвором. Однако эти изменения незначительны.

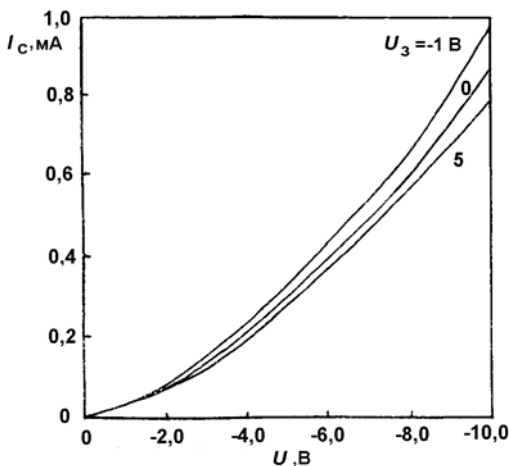


Рис. 6.5. Стоковые характеристики ПТШ



Путем легирования тонкого слоя алмаза бором ученые факультета электронных приборов и схем университета г. Ульм (Германия) совместно со специалистами компании Element Six (Великобритания) создали в начале 2005 г. действующую ПТШ-структуру (рис. 6.6). На подложку искусственного алмаза, выращенного при высоких значениях давления и температуры (ориентация 100), наносился слой CVD-алмаза толщиной 250 нм. На нем вырастили  $\delta$ -слой CVD-алмаза, легированного бором с максимальной концентрацией  $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ . Толщина этого  $\delta$ -слоя на уровне половины максимальной концентрации не превышала 10 нм. Поверх  $\delta$ -слоя осаждался тонкий ( $< 20$  нм) слой CVD-алмаза. Переход Шоттки создавался путем нанесения на этот CVD-слой алюминиевого затвора. Канал формировался непосредственно над легированным  $\delta$ -слоем. Отметим, что чем острее профиль легирования  $\delta$ -слоя, тем выше подвижность дырок в канале, которая может достигать  $3800 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ . Ток сток/исток первого «алмазного» транзистора не превысил 1 мкА при размере затвора  $100 \cdot 0,5$  мкм. В целом эксперимент подтвердил правильность расчетов. Таким образом, первый транзистор на CVD-алмазах может стать родоначальником семейства перспективных приборов.

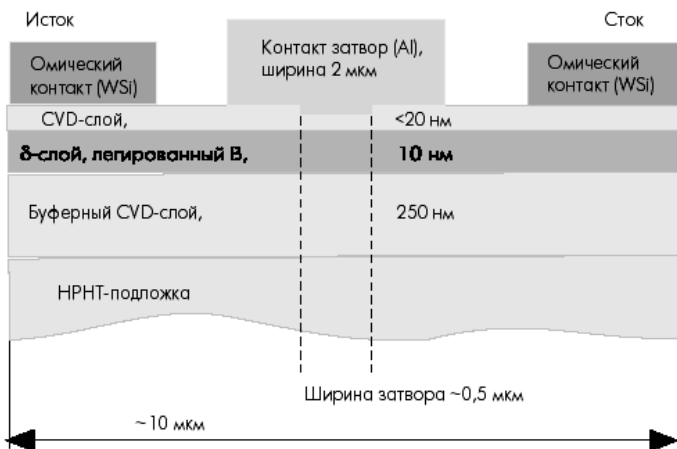


Рис. 6.6. Структура первого ПТШ на основе алмаза с  $\delta$ -слоем, легированным бором

Есть сообщения и о другом способе создания транзисторных структур на основе алмазов. Так, обработка поверхности алмазной пластины водородом (hydrogen termination) приводит к появлению тонкого приповерхностного слоя с проводимостью  $p$ -типа, в результате формируется слой двумерного дырочного газа с концентрацией носителей  $\sim 10^{13} \text{ см}^{-2}$ . Однако пока физика этого эффекта до конца не объяснена. Тем не менее, уже созданы опытные МДП-структуры на основе поверхностной проводимости алмазных пленок. Успехов в этой области добились упомянутые исследователи университета г. Ульм, создав как планарный МДП-транзистор с использованием  $\text{CaF}_2$  в качестве затворного диэлектрика, так и ПТШ с самосовмещенным Т-образным затвором. ПТШ изготавливались на различных подложках: искусственных, выращенных при высоком давлении и температуре алмазах с ориентацией 111 и 100, CVD-монокристаллических подложках, и квазиподложках, выращенных на  $\text{Ir/SrTiO}_3$ . Во всех случаях были сформированы транзисторные структуры с нормально обогащенным каналом и малыми токами утечки. При длине канала 0,2 мкм плотность тока достигала 360 мА/мм (рис. 6.7). Измеренная подвижность дырок на поверхности оказалась на порядок ниже расчетной ( $150 \text{ см}^2/(\text{В}\cdot\text{с})$ ), что объясняется рассеянием на поверхностных состояниях. Тем не менее, при низких уровнях тока удалось добиться хороших частотных характеристик:  $f_T = 25 \text{ ГГц}$  и  $f_{\text{max}}$  до 81 ГГц. На частоте 3 ГГц уровень собственных шумов составил 0,72 дБ.

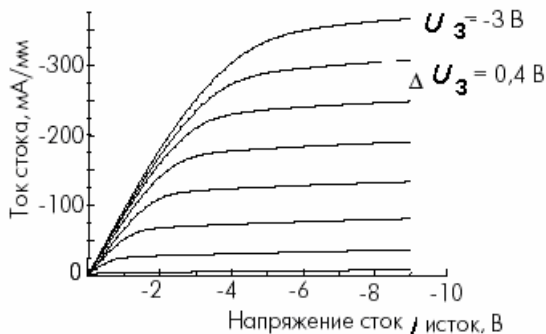


Рис. 6.7. ВАХ ПТШ на искусственном алмазе

## 6.4. Датчики УФ-излучения

Преимущества алмаза, как фотополупроводника УФ-диапазона, наглядно выявляется из сопоставления спектральных характеристик фотопроводимости. На рис. 6.8 представлены кривые спектрального распределения токовой чувствительности  $S$  кристаллов алмаза трех типов и диода на фосфиде галлия, имеющего наилучшие характеристики в УФ-диапазоне по сравнению с другими полупроводниками  $A_3B_5$ . Очевидно, что для работы с некогерентным излучением в области  $\lambda \sim 300$  нм алмаз является наиболее пригодным полупроводником, поскольку его фоточувствительность практически ограничена этой областью. Высокая селективность алмаза к излучению в UV-B и UV-C областях особенно заметна на фоне GaP, в котором при прочих равных условиях до 0,8 выходного сигнала связана с излучением в диапазоне 350–550 нм.

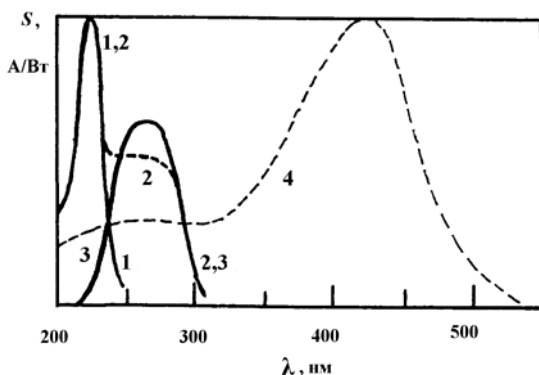


Рис. 6.8. Спектральные характеристики токовой фоточувствительности природных алмазов:

1 – Па-типа; 2 – промежуточного типа; 3 – Ia-типа; 4 – диода на фосфиде галлия

Эти преимущества становятся решающими при создании фотоприемных устройств, работающих при естественном освещении, т.е. регистрирующих УФ-излучение в спектре Солнца.

Кроме того, спектры фотопроводимости природных алмазов чрезвычайно разнообразны, что обуславливает как широкие функциональные возможности, так и эффективность целевого отбора на ранних стадиях сортировки сырья.

Механизм фотопроводимости в алмазе основан на том, что при поглощении фотонов с энергией выше ширины запрещенной зоны (5,5 эВ) происходит генерация электронно-дырочных пар. До момента рекомбинации носителей алмаз остается в состоянии повышенной проводимости, которую можно регистрировать, создавая электроды на двух сторонах алмазной пластины или формируя планарную структуру и подавая определенную разность потенциалов, приводящую к протеканию тока (фототока). Достоинства алмазных УФ-детекторов достаточно очевидны, однако сдерживающее обстоятельство по этой проблеме состоит в том, что подавляющее большинство природных монокристаллов алмаза обладают недостаточной подвижностью носителей и временем их жизни, поэтому необходим чрезвычайно тщательный отбор образцов с крайне малым выходом годных. Помимо ограниченных размеров и высокой стоимости, связанной с отбором исходного материала, недостатком природных кристаллов является разброс оптоэлектронных параметров. Предполагается, что использование синтетических алмазных пленок и пластин, получаемых плазмохимическим осаждением при субатмосферных давлениях приведет к качественному рывку в технологии изготовления УФ-детекторов.

Тенденции развития фотоприемных устройств УФ-диапазона на основе природных алмазов определяется как совершенствованием характеристик собственно чувствительных элементов датчиков, так и совершенствованием микроэлектронных и программных средств для измерения и преобразования первичного сигнала с датчика. Улучшение чувствительности датчиков связана, в первую очередь, с разработкой эффективных методик отбора природных технических алмазов с низким содержанием азота и других примесей, а совершенствование измерительных и регистрирующих устройств основано на разработке и внедрении современной полупроводниковой элементной базы и алгоритмов обработки информации. На рис. 6.9 приведена прогнозная временная зависимость роста чувствительности алмазных датчиков УФ-диапазона, анализ которой показывает, что характеристики фотоприемников могут быть улучшены, по крайней мере, на порядок величины.

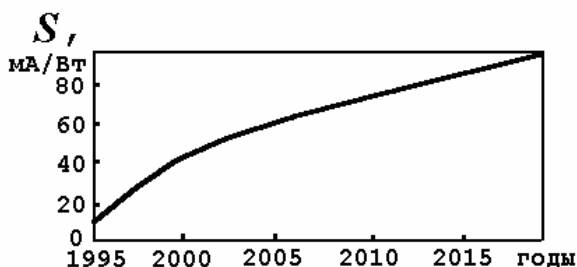


Рис. 6.9. Прогноз роста чувствительности алмазных датчиков УФ-диапазона

Основной задачей при создании УФ-детекторов на базе синтетических поликристаллических пластин является снижение концентрации дефектов как в объеме кристаллитов, так и на границе зерен. Чем ниже концентрация дефектов, тем более высоким можно сделать спектральный коэффициент дискриминации (соотношение откликов в УФ- и видимом диапазонах). Этого можно добиться путем:

- снижения содержания неалмазных углеродных фаз, микропримесей и различных структурных дефектов непосредственно в процессе синтеза;
- использования как можно более толстых пластин (при этом увеличивается размер зерен);
- послеростовой обработки поверхности.

Подобный подход был использован для формирования поликристаллических пленок алмаза на основе стандартной кремниевой платине. Рамановский спектр поликристаллической пленки алмаза показан на рис. 6.10:

- технология выращивания – химическое осаждение (CVD) в СВЧ-плазме,
- газовый источник  $\text{CH}_4\text{-H}_2\text{-O}_2$ ;
- подложка – пластина кремния диаметром 57 мм;

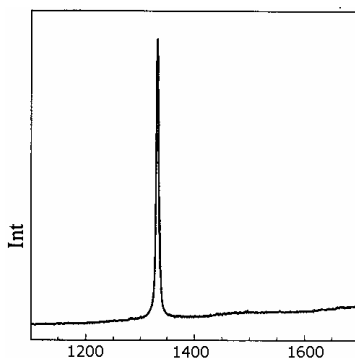


Рис. 6.10. Рамановский спектр пленки (пик соответствует  $1332 \text{ cm}^{-1}$ )

- толщина пленки 190 – 240 мкм;
- удельное сопротивление  $10^{13}$  Ом·см.

На основе полученных алмазных поликристаллических пленок были сформированы детекторы УФ-излучения. Лабораторные образцы имели планарную структуру. В качестве подложки использовались полированные поликристаллические алмазные пластины толщиной 200 мкм. Никелевые электроды наносились напылением с использованием стандартной литографической техники. Зазор между металлическими полосками и их ширина составляли 20–50 мкм.

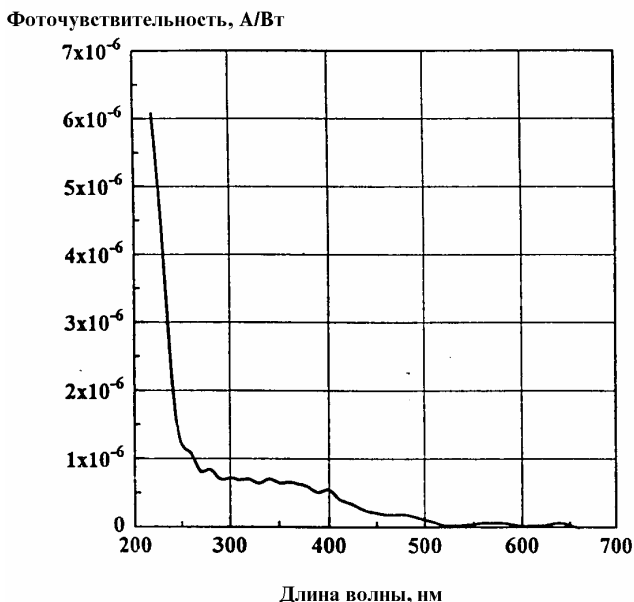


Рис. 6.11. Зависимость спектральной чувствительности УФ-детектора от длины волны при  $U_{см} = 9$  В

На рис. 6.11 приведена зависимость спектральной чувствительности УФ-детектора от длины волны. Анализ результатов показал, что разработанные детекторы обладают низкими темновыми токами (менее 10 пА) и коэффициентом дискриминации (соотношение между откликами на длинах волн 200 нм и 600 нм) порядка  $10^2$ – $10^3$ .

Зависимости амплитуды фотоотклика от энергии и интенсивности импульсного лазерного УФ-излучения с длиной волны  $\lambda =$

= 266 нм и длительностью 30 пс для трех типов алмазных детекторов приведены на рис. 6.12. Исследовались два образца, изготовленные CVD-способом с различной толщиной пленки, причем поверхность образца с толщиной  $D = 0,23$  мм полировалась, а образец с толщиной  $D = 0,89$  мм полировке не подвергался. Площадь образцов равнялась  $5 \cdot 5$  мм<sup>2</sup>. Для сравнения на рисунке приведена аналогичная зависимость для УФ-детектора, сформированного на природном алмазе группы Па с толщиной  $D = 0,55$  мм. К образцам прикладывалось импульсное напряжения  $U_0 = 3,6$  кВ.

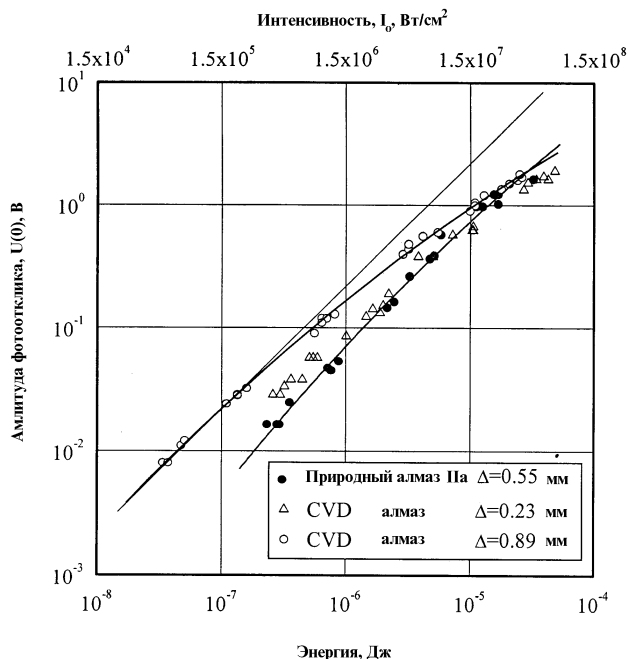


Рис. 6.12. Зависимости амплитуды фотоотклика от энергии и интенсивности импульсного лазерного УФ-излучения с длиной волны  $\lambda = 266$  нм и длительностью 30 пс для трех типов алмазных детекторов

Сравнительный анализ приведенных зависимостей показывает, что детекторы на основе поликристаллических пленок практически не уступают приборам на природном алмазе в данном эксперименте. В связи с этим представляется целесообразным рекомендовать

использование поликристаллических АП как в УФ-детекторах, так и в других электронных приборах, а также в качестве теплоотводов для мощных СВЧ- и оптоэлектронных приборов.

## **6.5. Алмазные детекторы ионизирующих излучений**

При проведении экспериментальных исследований, связанных с регистрацией ионизирующего излучения (ИИ), в частности, электромагнитного излучения в рентгеновской (100 эВ–100 кэВ) и  $\gamma$ -области (100 кэВ–10 МэВ) применяются различные типы детекторов. К ним относятся: специальные ядерные и рентгеновские фотоэмульсии; сцинтилляционные термолюминесцентные, полупроводниковые и микроканальные детекторы, ионизационные камеры и др. Указанные детекторы обладают определенными особенностями, что связано с различием процессов протекающих в них под действием излучений. Каждый из перечисленных детекторов лишь в определенном интервале энергий можно приближенно считать идеальным, т.е. таким у которого сигнал на выходе линейно зависит от числа квантов и их энергии.

Использование алмазных детекторов (АД) в различных областях техники обусловлено, в первую очередь, тем обстоятельством, что детекторы из других материалов изменяют свои характеристики в процессе их эксплуатации вследствие радиационного повреждения материала при значительно меньших дозах фонового излучения, чем алмаз. Благодаря своим уникальным свойствам сфера применения АД все более расширяется.

В настоящее время, когда материаловедческая база дозиметрической техники в ядерной физике и атомной энергетике близка к насыщению, а рабочие параметры традиционных приборов – к теоретически предельному уровню, необходимость расширения областей применения и совершенствования приборов создает стимул для поиска новых материалов. Такие свойства природного алмаза, как высокая теплопроводность, электрическая, химическая и радиационная стойкость, тканеэквивалентность (атомный номер алмаза  $Z = 6$  близок к среднему атомному номеру живой ткани, что позволяет использовать его в качестве дозиметра в медицине и в



радиологии) делают его одним из наиболее перспективных материалов для изготовления детекторов ядерного излучения.

В экспериментальной физике космических лучей в последнее время также значительно возросла роль приборов, не требующих специального обслуживания и способных сохранять свои характеристики длительное время. Это связано с тем, что во всех направлениях космофизических исследований эксперименты переносятся на орбитальные спутники и межпланетные аппараты. Расширяются геомагнитосферные исследования, изучение Солнца и Солнечной системы, черты постоянной службы приобретают наблюдения за обстановкой в радиационных поясах Земли. Возникает необходимость создания детекторов ИИ, работоспособных в условиях высокого радиационного фона, при высоких температурах, в химически агрессивных средах. Обычно используемые в качестве чувствительных элементов материалы (кремний, германий и др.) указанным требованиям удовлетворяют лишь частично. Как полупроводниковые детекторы, так и традиционные сцинтилляторы (йодистый натрий, йодистый цезий) имеют низкую радиационную стойкость, а ионизационные камеры и счетчики Гейгера недолговечны.

Благодаря уникальным свойствам природных алмазов область применения АД ионизирующего излучения очень широка. В табл. 6.3 систематизированы наиболее перспективные области их использования.

Возможности алмаза в качестве детектора основаны на двух эффектах, возникающих при попадании быстрых заряженных частиц и гамма-квантов:

- возникновения импульса тока при наложении на кристалл постоянного электрического поля,
- люминесценции под действием радиоактивного излучения.

Оба этих явления открывают принципиальные возможности использования алмазов для детектирования ядерного излучения. Возбуждение в них люминесценции позволяет создавать сцинтилляционные детекторы, а импульсов тока – счетчиков проводимости. Оба метода имеют свои преимущества и свои недостатки. В литературе имеются данные об исследованиях возможности применения алмазов в качестве детекторов ядерного излучения, но чаще описываются возможности счетчиков проводимости.

**Область применения АД в зависимости от их свойств**

Свойство алмаза	Области применения АД
Тканеэквивалентность	Дозиметрия в радиологии и медицине
Высокая радиационная стойкость	Регистрация нейтронов и мощных потоков $\gamma$ -излучения в реакторах и установках обогащения ядерного топлива
Высокая термостойкость	Регистрация ИИ при высоких температурах
Высокая химическая стойкость	Регистрация ИИ в агрессивных средах
Низкая чувствительность к гамма-излучению МэВ - энергий	Регистрация заряженных частиц в условиях высокого гамма - фона
Низкий уровень собственных шумов при комнатной температуре	Детектирующий элемент в приборах рентгено-флуоресцентного анализа многокомпонентных образцов, создание портативных приборов для регистрации низкофонного ионизирующего излучения

В этом методе не требуется преобразования вспышки света в электрический импульс, а значит, не требуется дополнительного оборудования (фоточувствительных элементов). Вероятно, этим объясняется преимущественный выбор детектирования с помощью проводимости. В счетчиках проводимости разделение зарядов с помощью приложенного электрического поля приводит к крайне нежелательному эффекту электрической поляризации. Заряды, накапливаясь у электродов противоположного знака, создают объемный заряд. Электрическое поле объемного заряда, направленное противоположно приложенному к детектору полю, нейтрализует его. Результат этого явления – падение амплитуды импульсов и, соответственно, эффективности регистрации ядерных частиц. Поляризация снижается при уменьшении толщины детектора, но при этом снижается максимальная энергия регистрируемых частиц. Методы устранения поляризации, применяемые в настоящее время, являются неэффективными и в практической работе неудобными. Однако исследования в этом направлении продолжают. Менее исследованной к настоящему времени является проблема использования алмаза в качестве сцинтилляционного детектора.

На основании проведенных исследований и имеющихся в литературе данных по регистрации квантов рентгеновского излучения в диапазоне от 1 до 100 кэВ с помощью детекторов, изготовленных на основе кристаллов Па-типа, может быть сделан следующий прогноз относительно рабочих параметров АД.

*Эффективность регистрации* мягких рентгеновских квантов ( $E_{\gamma} < 6$  кэВ) с помощью АД при характерных толщинах кристаллов  $\sim 0,3$ – $1$  мм близка к 100 %. Для энергий квантов 30 и 60 кэВ она составляет 10 и 5%, соответственно. Определяющую роль в коэффициенте электронного преобразования в интервале энергий до 40 кэВ вносит фотоэлектрический эффект. Для энергий  $> 40$  кэВ основную роль играют процессы комптоновского рассеяния.

*Эффективность собирания заряда* влияет не только на положение максимума амплитудного сигнала, но и на энергетическое разрешение детектора. В кристаллах алмаза Па-типа с временем жизни электронов и дырок  $\sim 10^{-8}$  с, эффективность сбора носителей  $\eta \sim 80$ – $90$  % обеспечивается при рабочих напряженностях электрического поля  $> 10^4$  В/см и толщинах АД  $\sim 0,1$  –  $0,3$  мм. Уменьшение напряженности до  $10^3$  В/см снижает параметр  $\eta$  до 30–40 %. Важной особенностью является зависимость  $\eta$  от точки генерации электрон-дырочных пар в рабочем объеме АД.

*Энергетическое разрешение АД* для образцов, изготовленных из специально отобранных кристаллов Па-группы определяется главным образом наличием в материале детектора центров захвата носителей заряда. Для рентгеновских квантов с энергией 5,9, 30 и 100 кэВ прогнозируемое энергетическое разрешение находится на уровне 0,29, 0,8 и 1,4 кэВ соответственно.

*Термическая стабильность параметров АД* как положение максимума амплитуды и энергетическое разрешение в интервале температур от 200 до 400 К обеспечивается на уровне 0,5–1,5 %. Обязательным требованием является создание напряженности рабочих электрических полей, обеспечивающих выход скорости дрейфа на насыщение ( $E > 3 \cdot 10^4$  В/см).

Сравнение параметров АД с аналогичными параметрами для других типов детекторов указывает на широкие возможности их

применения в спектроскопии мягкого рентгеновского излучения, где существует острый дефицит надежных в работе устройств.

### **Контрольные вопросы**

1. В чем заключаются преимущества алмаза и алмазных материалов с точки зрения использования в электронике?
2. Области применения алмаза и алмазных материалов в электронике.
3. Какие основные типы приборов разрабатываются на алмазе и алмазных материалах?
4. Почему алмаз является перспективным материалом для датчиков УФ-излучения?
5. Какие основные свойства алмаза используются в датчиках ионизирующих излучений?

## 7. МАТЕРИАЛЫ И ПОДЛОЖКИ ДЛЯ СУБМИКРОННЫХ И ГЛУБОКОСУБМИКРОННЫХ СБИС

### 7.1. Преимущества и недостатки кремниевых технологий при производстве субмикронных СБИС

КМДП технологии занимают определяющее положение на рынке субмикронных и глубокосубмикронных СБИС. Исходным сырьем для данной технологии является поликристаллический кремний Si, из которого затем получают монокристаллические слитки и пластины, обладающие необходимыми электрофизическими свойствами. Последовательность необходимых технологических операций над кремниевыми пластинами определяется не только конструкцией СБИС, но и физическими ограничениями для оборудования для размеров элементов до 15–30 нм. Преимущество кремния перед другими полупроводниковыми материалами определяется следующим: у Si более высокая, чем у Ge, область рабочих температур (до 200 °С и 90 °С соответственно); кремний является технологически удобным материалом, в частности, на нем легко получать диэлектрические пленки SiO<sub>2</sub>, которые необходимы для КМОП технологического процесса; кремниевая технология является наименее затратной и, соответственно, коммерчески привлекательной. Например, получение химически чистого Si в 10 раз дешевле, чем Ge. Кроме того, у Si большая, чем у германия, ширина запрещенной зоны ( $E_g=1,12$  эВ и  $E_g=0,66$  эВ соответственно), что существенно для ряда военных и специальных приложений.

Как показано на рис. 7.1, атом кремния содержит 14 электронов, причем 2 электрона расположены на первом энергетическом уровне, 8 – на втором, и 4 – на третьем. Последние 4 электрона называются валентными, поскольку определяют связи атома с другими. Однако третий энергетический уровень может быть заполнен как раз 8 электронами. Отсутствующие электроны могут быть позайствованы у других, соседних атомов. В этом случае наиболее стабильное состояние можно аппроксимировать линиями связей, расположенными под углом 109,5° (рис. 7.2).

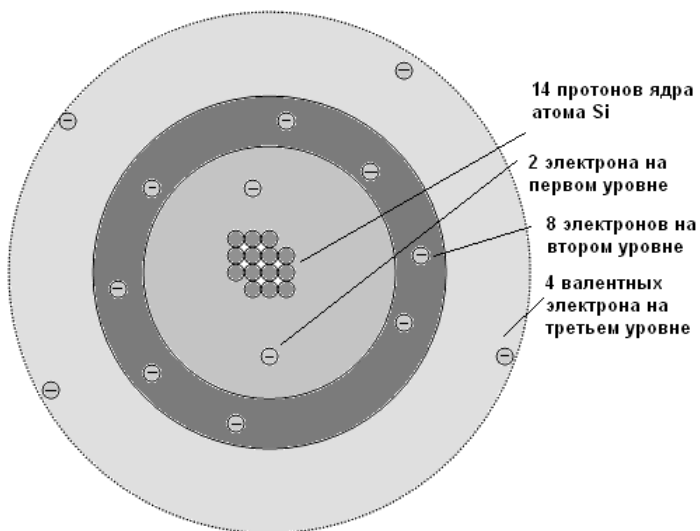


Рис. 7.1. Структура атома кремния

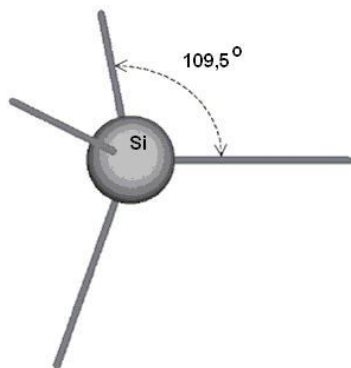


Рис. 7.2. Объемная модель атома кремния

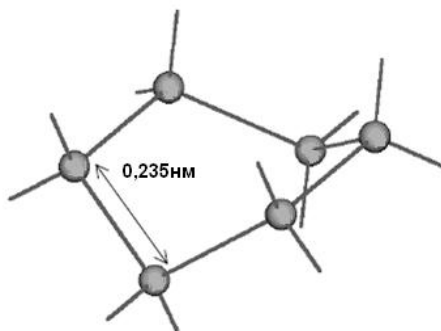


Рис. 7.3. Соединение атомов кремния в решетке

Группировка из 6 атомов, как показано на рис. 7.3, служит основой формирования кристаллической решетки. Получающийся монокристалл является очень твердым и прочным (решетка Si подобна решетке алмаза), с электрической проводимостью, близкой к диэлектрикам.

Общее количество атомов в кубическом сантиметре ( $\text{см}^{-3}$ ) составляет примерно  $5 \cdot 10^{22}$ . Однако кристаллический кремний не является диэлектриком, поскольку существует небольшая электронная проводимость, обусловленная небольшим количеством собственных электронов, выбитых из решетки внешним, прежде всего, температурным воздействием. Покинутая электроном позиция называется дыркой и рассматривается как некий элемент проводимости с противоположными электрону полярностью и персональными характеристиками подвижности и времени жизни. При равновесии концентраций электронов и дырок такой полупроводник называется собственным и обозначается как *i-Si*. Концентрация собственных носителей в этом случае составляет примерно  $1,45 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-3}$ . В случае появления в кристалле атомов с избыточным или недостаточным количеством электронов относительно Si возможна ситуация, когда количество электронов или дырок будет существенно превышать друг друга.

В этом случае полупроводник обозначается как *n-Si* (преобладает электронная проводимость) или *p-Si* (преобладает дырочная проводимость). Носители, определяющие проводимость кристалла, называются основными. Носители, которых не хватает для данной области полупроводника, называются неосновными. Чужие атомы, обеспечивающие такую неоднородность проводимости, называются примесными. Для Si, как правило, используются атомы фосфора и мышьяка в качестве электронных доноров. Очень высокая концентрация примесей (на уровне  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) называется высоколегированной и обозначается как *n\*-Si*. Малая концентрация доноров (на уровне  $10^{14} \text{ см}^{-3}$ ) называется слаболегированной и обозначается как *n-Si*. Аналогично введение в кристалл кремния атомов бора формирует области *p-Si*. Для субмикронных и глубокосубмикронных КМДП СБИС, как правило, используются пластины *p-Si* толщиной 300–600 мкм. К материалу пластин в общем случае предъявляются жестко определенные требования [11]. Пластины для изготовления СБИС должны быть:

- из химически чистого и монокристаллического полупроводника (концентрации примесей бора и углерода в кремнии не должны превышать  $10^{-7}$  и  $2 \cdot 10^{-4}$  атомных процентов соответственно);
- обладать предельно малым числом дефектов;

- иметь однородные (изотропные) свойства по объему;
- иметь поверхность с наноразмерными неоднородностями, необходимую для современных типов литографии и наноимпринтинга.

В окончательном виде кремний представляет собой зеркально отполированную с одной стороны монокристаллическую пластину диаметром 15–30 см, толщиной 300–600 мкм с различной кристаллической ориентацией. На рис. 7.4 показаны виды кремниевых пластин, используемых при изготовлении КМДП СБИС с различными технологическими нормами [12]. Дополнительный и основные срезы сделаны для более легкого распознавания пластин с разным типом проводимости и ориентацией поверхности.

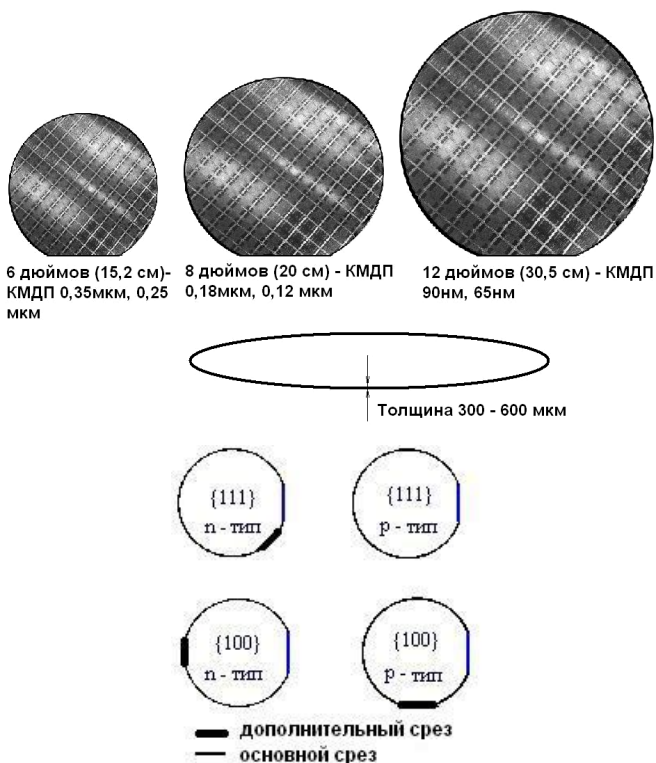


Рис. 7.4. Виды кремниевых пластин



В табл. 7.1 приведены сравнительные данные по характеристикам различных КМДП технологических процессов, используемых при изготовлении СБИС.

Таблица 7.1

**Основные характеристики для КМОП технологий с различными топологическими нормами**

Нормы проектирования, мкм	Число слоев металла	Напряжение питания, В	Толщина диэлектрика, нм	Размер кристалла, мм <sup>2</sup>	Количество контактных площадок
1,2	2	5,0	25	5?5	250
0,7	2	5,0	20	7?7	350
0,5	3	3,3	12	10?10	600
0,35	5	3,3	7	15?15	800
0,25	5	2,5	5	17?17	1000
0,18	5	1,8	3	20?20	1500
0,12	5–8	1,2	2	22?20	1800
0,09	5–10	1,0	1,8	25?20	2000
0,065	5–12	0,8	1,6	25?20	3000

На рис. 7.5 приведены основные характеристики процессорных СБИС, изготавливаемых по данным технологическим процессам.

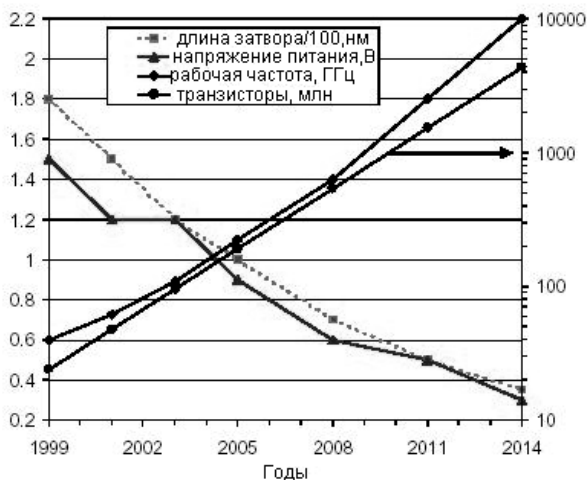


Рис. 7.5. Прогноз развития топологических норм для кремниевых технологий

Основная проблема для субмикронных и глубокосубмикронных КМДП технологий заключается в том, что каждый новый технологический шаг в направлении увеличения производительности, степени интеграции, функциональных возможностей СБИС сопряжен с экспоненциальным ростом стоимости оборудования, усложнением производства и конструкции элементной базы, возникновением взаимо-исключающих тенденций в изменении характеристик транзисторов с последующими ограничениями и изменениями маршрутов проектирования.

Например, уменьшение топологических норм для МДП-транзисторов приводит к возникновению эффектов туннелирования через затвор, инъекции горячих носителей в окислы, к проколам и баллистическому переносу между истоком и стоком, росту утечек в подпороговой области ВАХ, уменьшению крутизны и росту сопротивления в канале, увеличению технологического разброса параметров и, соответственно, статистической неопределенности параметров транзисторов и так далее. Соответствующая конструкция элементов СБИС и определяет основные технологические процессы и операции при изготовлении КМДП схем.

Основой для типового субмикронного КМОП процесса является монокристаллический кремний. Используемый для изготовления субмикронных СБИС кремний обладает алмазоподобной кристаллической решеткой. Как показано на рис. 7.6, шаг кристаллической решетки кремния составляет 0,356 нм, кратчайшее расстояние между атомами – 0,23 нм. Легирующие атомы, как правило, замещают атомы кремния, занимая их место в кристаллической решетке. Основными легирующими атомами являются фосфор (5 – валентный донор замещения) и бор (3 – валентный акцептор замещения). Их концентрация обычно не превышает  $10^{-8}$  атомных процента.

Главные оси в кристалле могут использоваться для обозначения соответствующих направлений и плоскостей. Такая система обозначений называется индексами Миллера. Принято обозначать в квадратных скобках – конкретное направление (например, [111]), в круглых (например, (111)) – плоскость решетки, в фигурных (например {111}) – семейство плоскостей, эквивалентных (111), в угловых (например, <111>) – семейство направлений, эквивалентное

[111]. Для кремниевых пластин знание ориентации кристаллографических плоскостей особенно важно, поскольку свойства материала во многом определяются конкретной ориентацией подложек. Например, плоскости  $\{111\}$  обладают максимальной плотностью упаковки атомов и, соответственно, максимальной скоростью роста и окисления. Предел прочности и наилучшие механические свойства соответствуют направлениям  $\langle 111 \rangle$ . Как правило, для аналоговых схем используются кристаллы с ориентацией  $\{111\}$ , а для МДП приборов – кристаллы с ориентацией поверхности  $\{100\}$  [12].

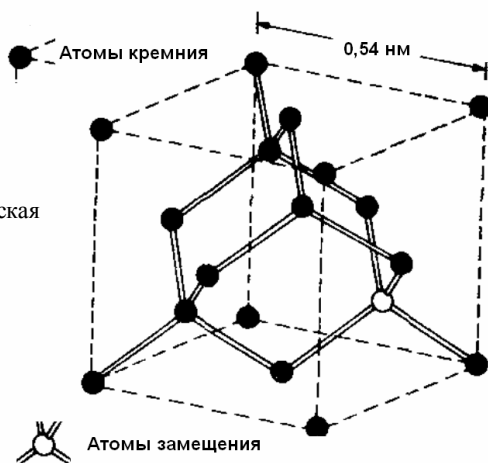


Рис. 7.6. Кристаллическая решетка кремния

Изготовление кристаллов с другими ориентациями подложек определяется возможностями технологических процессов выращивания монокристаллов Si.

## 7.2. Методы получения кремниевых пластин для СБИС

Как правило, основным методом выращивания кристаллов для изготовления СБИС является метод Чохральского. Для получения особо чистых и бездефектных пластин используются методы зонной плавки. В табл. 7.2 приведены основные сравнительные характеристики для этих двух методов получения монокристаллов кремния [13–15].

**Типичные параметры бездислокационных монокристаллов кремния, выращиваемых методами Чохральского и бестигельной зонной плавки**

Параметр	Метод Чохральского	Метод зонной плавки
Максимальный диаметр пластины, мм	150–400	200
Удельное сопротивление <i>p</i> -тип, Ом·см	0,005–50	0,1–3000
Удельное сопротивление <i>n</i> -тип, Ом·см	0,005–50	0,1–800
Ориентация	[111], [110], [100]	[111], [100]
Время жизни неосновных носителей, мкс	10–50	100–3000
Содержание кислорода, атом/см <sup>2</sup>	10–100	<10
Содержание углерода, атом/см <sup>2</sup>	10	<10

Идея метода получения кристаллов по Чохральскому заключается в росте монокристалла за счет перехода атомов из жидкой или газообразной фазы вещества в твердую фазу на их границе раздела (рис. 7.7).

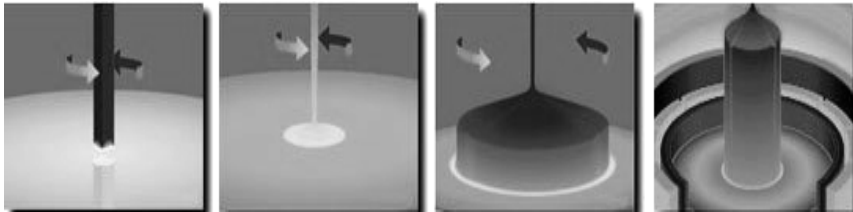


Рис. 7.7. Метод Чохральского [15]

Применительно к кремнию этот процесс может быть охарактеризован как однокомпонентная ростовая система жидкость – твердое тело. Поскольку скорость вытягивания и диаметр пластины влияют на концентрацию дефектов и распределение примеси, то в технологическом процессе стремятся минимизировать количество дефектов за счет уменьшения скорости роста. Как правило, скорость вытягивания кристаллического слитка кремния составляет величину порядка 1 мм/мин [14].

Процесс выращивания кремния происходит в инертной атмосфере или в вакууме. Затравочный монокристалл высокого качества опускается в расплав кремния и одновременно вращается.

Получение расплавленного поликремния происходит в тигле в инертной атмосфере при температуре, незначительно превосходящей точку плавления кремния  $T = 1415$  °С. Нагрев кремния осуществляют резистивным или индукционным способом. При этом графитовый нагреватель соединяют с источником постоянного напряжения или помещают в переменное электромагнитное поле. Тигель вращается в направлении противоположном вращению монокристалла, для перемешивания расплава и сведению к минимуму неоднородности распределения температуры. В начале процесса роста монокристалла часть затравочного монокристалла расплавляется для устранения в нем участков с повышенной плотностью механических напряжений и дефектами. Затем происходит постепенное вытягивание монокристалла из расплава. Легирование осуществляется введением определенного количества примесей в расплав. Собственно тигель изготавливается из химически инертного прочного материала с высокой температурой плавления. Обычно используют кварц  $\text{SiO}_2$ , который для уменьшения концентрации кислорода в растущем монокристалле кремния покрывают слоем нитрида кремния. Карбиды кремния или тантала не используют из-за большого содержания углерода, способного проникнуть впоследствии в кремний. По окончании процесса из установки извлекают кремниевый слиток диаметром до 50 см и длиной до 3 м. Для получения из него кремниевых пластин необходимой ориентации производится их механическая обработка, травление и полировка. При механической обработке производится обдирка боковых поверхностей, формирование базовых срезов для определения кристаллографической ориентации, резка алмазными пилами и шлифовка слитка на пластины в необходимых плоскостях. На операциях травления в смеси плавиковой, азотной и уксусной кислот, приготовленных в пропорциях 1:4:3, или раствора щелочей натрия производится травление поверхности Si для уменьшения поверхностных неоднородностей до уровня долей микрона. При полировании используются смеси полирующих суспензий с водой, напри-

мер, коллоидный раствор наноразмерных частиц  $\text{SiO}_2$ . В окончательном виде кремниевая пластина для изготовления СБИС представляет собой пластину диаметром 15–40 см и толщиной 300–600 мкм с одной зеркальной поверхностью.

При изготовлении пластин по методу Чохральского, как правило, не удается избежать возникновения дефектов на примесях кислорода и углерода. Кислород обычно попадает в кремний из материала тигля. Присутствие кислорода в узлах кремниевой кристаллической решетки приводит к появлению донорных центров, вызывает образование дефектов за счет преципитации (возникновения фазы  $\text{SiO}_2$ ). Наличие этой фазы вызывает появление сжимающих напряжений в кристалле и дислокационных дефектов. Дефекты данного типа захватывают легирующие примеси, что является дополнительным отрицательным фактором для характеристик кристалла. Углерод также попадает в кремний из графитовых узлов установки. Углерод является примесью замещения. Он не становится электрически активным. Однако примесь углерода в кремнии влияет на процессы преципитации кислорода и дефектообразования. Контроль за концентрацией кислорода и углерода в кремнии проводят по спектрам инфракрасного (ИК) поглощения.

Наиболее чистые слитки и пластины кремния возможно получить методами зонной плавки (рис. 7.8). Идея данных методов опирается на свойство различной растворимости примесей в твердой и жидкой фазах Si. Монокристалл также как и в методе Чохральского, получается из расплава, однако, в данном случае расплавляется не вся твердая фаза кристалла, а только узкая зона, которая при перемещении вдоль кристалла втягивает в себя примеси. Различают вертикальную (ВЗП) и горизонтальную (ГЗП) зонные плавки. Осуществление ВЗП возможно и в бестигельном варианте зонной плавки (БЗП), что позволяет избежать заражения кристалла примесями из материала тигля.

В методе ВЗП стержень из поликристаллического кремния удерживается в вертикальном положении и вращается, в то время как расплавленная зона (высотой от 1 до 2 см) медленно проходит от нижней части стержня до его верха, как показано на рис. 7.8. Расплавленная область нагревается с помощью высокочастотного

индукционного нагревателя и перемещается вдоль стержня от затравочного монокристалла.

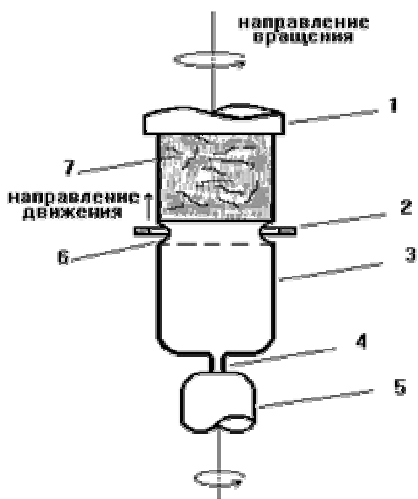


Рис. 7.8. Метод вертикальной зонной плавки [15]:

- 1 – держатель; 2 – обмотка нагревателя; 3 – монокристаллический кремний;
- 4 – затравочный монокристалл;
- 5 – держатель; 6 – расплавленная зона;
- 7 – стержень из поликристаллического кремния

Поскольку большинство примесей обладает хорошей растворимостью в жидкой фазе по сравнению с твердой, то по мере продвижения зона плавления все больше насыщается примесями, которые скапливаются на конце слитка. Процесс зонной плавки повторяют несколько раз, а по окончании очистки загрязненный конец слитка отрезают. Для ускорения процесса очистки вдоль контейнера ставят несколько индукторов для образования ряда зон плавления. В общем случае существует потенциальная возможность чрезвычайно глубокой очистки слитка Si, однако для этого необходимо обеспечить абсолютную чистоту установки, что практически невозможно.

Тем не менее, метод вариант бестигельный для зонной плавки (БЗП), как правило, применяется в основном для получения монокристаллов кремния с предельно малым содержанием кислорода и соответствующих дефектов материала. Из-за отсутствия тигля при выращивании кристалла одновременно происходит и его очистка, так как примеси оттесняются в конец кристалла, благодаря чему кристаллы становятся значительно чище выращиваемых методом Чохральского. Скорость выращивания кристалла методом БЗП

вдвое больше, чем по методу Чохральского, и в отличие от него затравка подводится снизу. Растущий кристалл "висит" на исходном поликристалле, откуда он вытягивается вниз от зоны расплава. Основное условие успешного проведения БЗП – создание и поддержание стабильной зоны. Для этой цели используют многovitковые индукторы с расположением витков в одной плоскости. Во всех современных системах зонной плавки используется стационарное положение катушки, а поликристаллический стержень и растущий кристалл перемещаются вдоль нее. Это обусловлено требованием обеспечения максимально стабильной зоны расплава. Особое значение при производстве субмикронных СБИС на основе кремния имеют дефекты, находящиеся как на поверхности кристалла так и в приборных областях.

### 7.3. Дефекты пластин

Принято классифицировать дефекты в кремнии на точечные, линейные, поверхностные и объемные.

**Точечными дефектами** в первом приближении можно считать и любой примесный атом, расположенный в кристаллической решетке. Но собственные дефекты в кремнии

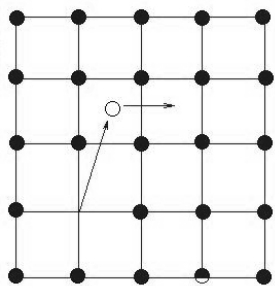


Рис. 7.9. Дефекты по Френкелю

разделяются на дефекты по Шоттки (отсутствующий атом кремния создает вакансию в кристаллической решетке материала) и дефекты по Френкелю (атом кремния оказывается в межузельном пространстве и создает вакансию), как показано на рис. 7.9. Концентрация дефектов данного типа можно описать выражением:

$$N_D = A \cdot \exp\left(\frac{-E_A}{kT}\right),$$

где  $A$  – коэффициент пропорциональности,  $E_A$  – энергия активации в кремнии (для вакансий 2,6 эВ, для межузельных атомов 4,5 эВ),  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – абсолютная температура [13]. Вакансия и междоузельный атом могут мигрировать внутри решетки за счет тепловой энергии и облучения. Для того чтобы стать элек-



трически активными атомы и кремния, и примесей должны находиться в узлах кристаллической решетки. При этом атомы примеси, находящиеся в положении замещения, создают энергетические уровни в запрещенной зоне полупроводника. Мелкие уровни характерны и для донорных, и для акцепторных примесей, глубокие уровни (середина запрещенной зоны) соответствуют центрам рекомбинации и генерации носителей. Атомы примеси, находящиеся в междоузлиях, как правило, не создают этих уровней, но могут влиять на механические свойства кремниевой подложки. Кроме того, они влияют на характеристики материала при его технологической обработке, а также на скорость диффузии и окисления, что вызывает технологический разброс параметров элементов СБИС. Для современных субмикронных технологий (менее 0,35 мкм) технологический разброс параметров элементов схемы приводит к так называемому параметрическому браку, который в настоящее время может превышать долю брака, возникающего по причине других дефектов кремниевых пластин.

**К линейным дефектам**, как правило, относятся дефекты дислокаций, которые, в свою очередь, делятся на краевые и винтовые. Пример краевой дислокации приведен на рис. 7.10. Данные дислокации относятся к динамическим дефектам, они могут перемещаться, объединяться при температурных и механических воздействиях.

Одним из проявлений трехмерных нарушений в кристаллической решетке являются микродефекты и преципитаты (фаза, в которой выделяются примесные атомы, в случае превышения уровня растворимости в веществе при данной температуре).

При росте кристаллов кремния с очень низкой плотностью дислокаций возникает тип дефектов, которые, вероятно, характерны исключительно для полупроводниковых кристаллов и в настоящее время интенсивно исследуются. Из-за малого размера их называют микродефектами. Картина распределения микродефектов в попе-

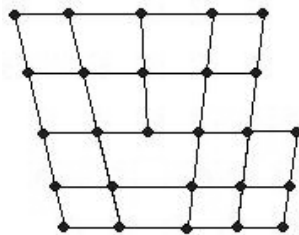


Рис. 7.10. Пример краевой дислокации

речном сечении кристалла обычно имеет вид спирали, поэтому ее называют swirl-картиной. "Swirl" по-английски означает "воронка, спираль". Swirl-картина обнаруживается и в кристаллах выращенных по методу Чохральского, и в кристаллах зонной плавки независимо от их кристаллографической ориентации.

Впервые такие дефекты наблюдались при избирательном травлении пластин бездислокационного кремния. В них обнаружены дефекты, отличающиеся от дислокаций, дефектов упаковки, двойников, преципитатов и межзеренных границ. Они давали фигуры травления, названные "некристаллографическими" или "пустыми" ямками травления. Некристаллографические ямки не имеют определенной ориентации относительно кристалла или друг друга. Они имеют плоское дно и, следовательно, обусловлены вытравливанием локализованных, приблизительно сферических дефектов, отличных от дислокаций, которые являются линейными дефектами и дают при травлении "глубокие" ямки в местах своего выхода на поверхность.

В исследованных кристаллах с помощью рентгеновской топографии и избирательного травления были идентифицированы два типа микродефектов, отличающихся по размеру и концентрации. Микродефекты большого размера, названные А-дефектами, располагаются главным образом в областях, удаленных от поверхности кристалла и от краев пластин. Микродефекты меньшего размера (В-дефекты) наблюдаются во всем объеме кристалла вплоть до самой боковой его поверхности.

В одной из моделей предполагается, что образование swirl-дефектов происходит путем агломерации избыточных вакансий с атомами кислорода. При охлаждении кристалла сначала образуются различные комплексы вакансия – кислород. Некоторые из них вырастают до достаточно больших размеров и начинают действовать как центры конденсации дополнительного количества вакансий.

Что касается преципитатов, то их наличие (например, фазы  $\text{SiO}_2$ ) в Si приводит к образованию механических напряжений и, следовательно, возможному появлению микротрещин

## 7.4. Пластины с эпитаксиальными слоями

Одной из разновидностей пластин для изготовления современных субмикронных КМОП СБИС являются кремниевые пластины с эпитаксиальными слоями. Термин "эпитаксия" происходит от греческих слов «эпи» – «над» и «такси» – «порядок». Суть процесса эпитаксии заключается в выращивании на монокристаллической подложке слоев атомов, упорядоченных в монокристаллическую структуру и повторяющих ориентацию подложки. Причиной появления эпитаксиальной технологии сначала послужила необходимость изготовления биполярных транзисторов. Эти приборы обычно изготавливались в объеме полупроводниковой подложки с большим удельным сопротивлением  $\rho$ , определяющим высокое напряжение пробоя перехода база/коллектор. Но, в свою очередь, высокое значение  $\rho$  приводит к увеличению рассеиваемой в полупроводниковой подложке мощности и уменьшению коэффициента усиления транзистора на высоких частотах. С целью разрешения этого противоречия и была разработана технология получения высокоомных полупроводниковых слоев на низкоомной подложке.

Для КМДП технологии необходимость эпитаксиальных слоев связывается с возможностью построения как захороненных низкоомных  $p^{++}$ -Si слоев, обеспечивающих хороший контакт к отрицательному питанию схем, так и высокоомных областей канала транзисторов, обеспечивающих минимум дефектов и приемлемое напряжения пробоя. В настоящее время при изготовлении СБИС используются также и низкоомные эпитаксиальные слои с противоположным относительно подложки типом проводимости. Целью формирования данных эпитаксиальных слоев является создание  $p$ - $n$  переходов и стоковых (истоковых) областей с заданными параметрами. Слои, синтезированные по эпитаксиальной технологии, обладают следующими преимуществами:

- физические свойства эпитаксиального слоя отличаются от свойств материала подложки в лучшую сторону, например, в них меньше концентрация примесей, меньшее число дефектов;
- возможно изготовление областей иного типа проводимости;

– широкие возможности изменения уровней и профилей легирования;

– эпитаксиальные слои могут наноситься локально и размеры областей могут быть наноразмерными.

Для субмикронных и глубоко-субмикронных схем наиболее востребованной является МЛЭ, которая заключается в осаждении испаренных элементарных компонентов на подогретую монокристаллическую подложку (смотри также п. 2.2). Данный метод обеспечивает, во-первых, более низкие температуры технологического процесса, что позволяет получать более качественные слои; во-вторых, более точное управление уровнями и профилями легирования, поскольку легирование в данном случае является безинерционным процессом (в отличие эпитаксии из газовой фазы).

Установка для МЛЭ кремния приведена на рис. 7.11 [16]. Основной установкой является вакуумная система. Так как в процессе МЛЭ требуется поддерживать высокий вакуум, установки снабжаются вакуумными шлюзами для смены образцов, что обеспечивает высокую пропускную способность при смене пластин и исключает возможность проникновения атмосферного воздуха. Для десорбции атмосферных газов со стенок системы требуется длительный отжиг в вакууме. Для обеспечения высокого качества и чистоты растущего слоя необходимо низкое давление. Этого добиваются, используя безмасляные средства откачки (например, титановый геттерный насос). Испарение кремния осуществляется не путем нагрева тигля, как для легирующих элементов, а за счет нагрева электронным лучом, так как температура плавления кремния относительно высока. Постоянная интенсивность потока атомов обеспечивается строгим контролем температуры. Для контроля температуры применяются термодпары, ИК-датчики и оптический пирометр. Управление потоками атомов легирующей примеси осуществляется с помощью заслонок. Это позволяет достичь хорошей воспроизводимости процесса и высокой однородности скорости роста и уровня легирования. Сущность процесса состоит в испарении кремния и одной или нескольких легирующих примесей. Низкое давление паров кремния и легирующих примесей гарантирует их конденсацию на относительно холодной подложке. Обычно МЛЭ проводят в сверхвысо-

ком вакууме при давлении  $10^{-6}$ – $10^{-8}$  Па. Температурный диапазон составляет 400–800 °С. Технически возможно применение и более высоких температур, но это приводит к увеличению автолегирования и диффузии примеси из подложки.

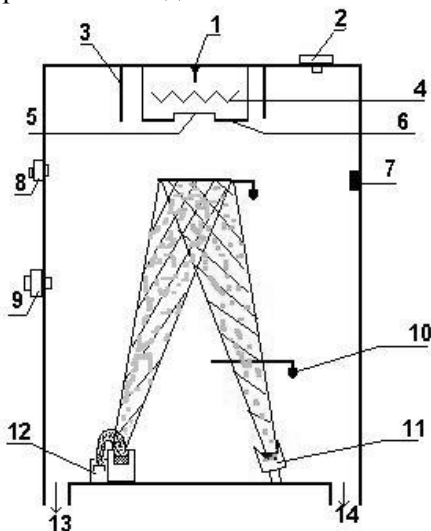


Рис. 7.11. Установка МЛЭ кремния:

- 1 – термopapa; 2 – кварцевый кристалл; 3 – тепловой экран; 4 – нагреватель; 5 – подложка; 6 – держатель; 7 – окно для наблюдения; 8 – масс-спектрометр; 9 – ионизационный вакуумметр; 10 – механический затвор; 11 – источник примесей; 12 – электронная пушка; 13 – титановый геттерный насос; 14 – турбомолекулярный насос

Предэпитаксиальная обработка подложки при использовании метода МЛЭ осуществляется двумя способами:

1) проводится высокотемпературный отжиг при температуре 1000–1250 °С длительностью до 10 мин. При этом за счет испарения или диффузии внутрь подложки удаляется естественный окисел и адсорбированные примеси;

2) поверхность очищается с помощью пучка низкоэнергетических ионов инертного газа. Этот способ дает лучшие результаты. Для устранения радиационных дефектов проводится кратковременный отжиг при температуре 800 – 900 °С.

Одной из отличительных особенностей МЛЭ является низкая скорость роста пленки: приблизительно 1 монослой/с или 1 мкм/ч, что позволяет легко модулировать молекулярные пучки, попадающие на подложку, если время управления движением заслонки менее 1 с.

Применение МЛЭ для легирования имеет несколько особенностей. По сравнению с эпитаксией из газовой фазы расширен выбор легирующих соединений, возможно управление профилем легирования. Легирующая примесь может быть как *p*-, так и *n*-типа.

### 7.5. Легирование кремния

Возможны два основных способа легирования кремния:

1) после испарения примесные атомы достигают поверхности и встраиваются в кристаллическую решетку. Наиболее часто применяемые примеси (As, H, В) испаряются или слишком быстро или слишком медленно для эффективного управления. В результате чаще прибегают к употреблению Sb, Ga или Al;

2) используется ионная имплантация. В этом случае применяются слаботочные (1 мкА) ионные пучки с малой энергией. Низкая энергия этого процесса позволяет внедрять примесь на небольшую глубину под поверхность растущего слоя, где она встраивается в кристаллическую решетку. Этот способ позволяет использовать такие примеси как В, Р и As.

Наиболее распространенным применением ионной имплантации в технологии формирования СБИС является именно процесс ионного легирования кремния. Ионной имплантацией называется процесс внедрения в мишень ионизованных атомов с энергией, достаточной для проникновения в ее приповерхностные области. Успешное применение ионной имплантации определяется главным образом возможностью предсказания и управления электрическими и механическими свойствами формируемых элементов при заданных условиях имплантирования. Часто приходится проводить имплантацию атомов в подложку, которая покрыта одним или несколькими слоями различных материалов. Ими могут быть как тонкие слои тяжелых металлов (например, Та или  $TaSi_2$ ), так и диэлек-

триков. Существование многослойной структуры способно вызвать резкие перепады в профиле легирования на границе отдельных слоев. За счет столкновения ионов с атомами приповерхностных слоев последние могут быть выбиты в более глубокие области легируемого материала. Такие "осколочные эффекты" способны вызвать ухудшение электрических характеристик готовых приборов.

Во многих случаях для получения необходимого профиля распределения легирующей примеси в подложке применяют метод, основанный на предварительной загонке ионов с их последующей термической разгонкой в мишени. При этом имплантация проводится с малой энергией ионов.

Общая траектория движения иона называется длиной пробега  $R$ , а расстояние, проходимое внедряемым ионом до остановки в направлении, перпендикулярном к поверхности мишени, называется проецированной длиной пробега  $R_p$ . Схема установки для ионной имплантации приведена на рис. 7.12 [15, 16].

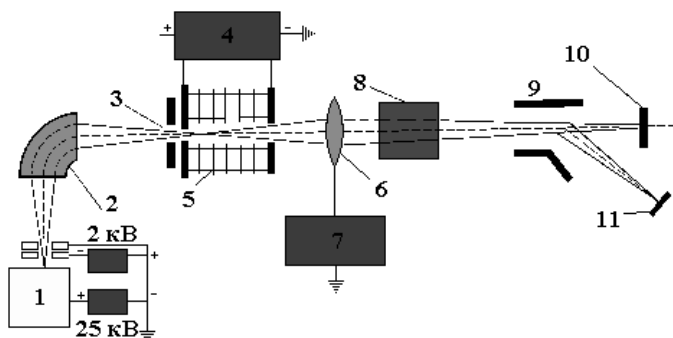


Рис. 7.12. Установка для ионной имплантации кремния:

- 1 – источник ионов; 2 – масс-спектрометр; 3 – диафрагма; 4 – источник высокого напряжения; 5 – ускоряющая трубка; 6 – линзы; 7 – источник питания линз; 8 – система отклонения луча по вертикали и система отклонения луча; 9 – система отклонения луча по горизонтали; 10 – мишень для поглощения нейтральных частиц; 11 – подложка; 12 – электрометр

Магнитный масс-спектрометр предназначен для отделения ненужных ионов от легирующих, электрометр – для измерения величины имплантированного потока ионов. Нейтральные молекулы отсеивают с помощью масс-спектрометра (его магнитное поле не

отклоняет нейтральные частицы и они не попадают в апертурную диафрагму).

Кроме того, в камере поддерживается достаточно высокий вакуум, предотвращающий процесс нейтрализации ионов. Вторичную электронную эмиссию подавляют, располагая около мишени магнитные ловушки. От загрязнений поверхности кремния вследствие полимеризации углеводородов ионную имплантацию проводят через окисную пленку, которую затем удаляют.

При выполнении ионной имплантации возможно образование как радиационных дефектов, так и эффектов каналирования. При внедрении ионов в кремниевую кристаллическую подложку они подвергаются электронным и ядерным столкновениям, однако только ядерные взаимодействия приводят к смещению атомов кремния. В свою очередь, легкие и тяжелые ионы производят различные эффекты в кремниевой подложке. Так легкие ионы обеспечивают скрытый в объеме мишени максимум концентрации смещенных атомов. Тяжелые ионы смещают большое количество атомов кремния непосредственно сразу вблизи поверхности подложки. Вводимые в процессе ионной имплантации дефекты, как правило, состоят из вакансий, дивакансий и возможно образование дислокаций.

Другой эффект образования дефектов при ионной имплантации называется эффектом каналирования. Он наблюдается при попадании иона в свободное пространство между рядами атомов. Как только ион попадает в это пространство, на него начинают действовать потенциальные силы атомных рядов, направляющие его в центр канала. В результате этого ион продвигается на значительные расстояния, постепенно теряет энергию за счет слабых скользящих столкновений со стенками канала и, в конце концов, покидает эту область. Расстояние, проходимое ионом в канале, может в несколько раз превышать длину пробега иона в аморфной мишени. Эффект каналирования характеризуется наличием "хвостов" концентрации атомов, выявляемых с помощью метода масс-спектрометрии вторичных ионов и "хвостов" концентрации свободных носителей зарядов, обнаруживаемых при проведении электрических измерений. Попытки устранения эффекта каналирования



путем ориентации кремниевой монокристаллической подложки в наиболее плотно упакованных направлениях сводят его к минимуму, но не исключают полностью.

### **7.5.1. Отжиг дефектов**

Радиационные дефекты термически нестабильны и отжигаются при повышенных температурах. Однако многие вторичные радиационные дефекты стабильны в диапазоне рабочих температур кремниевых приборов и используются для соответствующего управления свойствами кремния и параметрами приборов на его основе. К таким вторичным дефектам относятся, прежде всего, А-центр (комплекс межузельный кислород  $O_i$  - вакансия  $V$ ), дивакансии (комплекс  $VV$ ) и Е-центр (комплекс фосфор в узле  $Ps$  – вакансия  $V$ ). Температуры отжига данных эффектов различны и составляют соответственно 350, 290 и 150  $^{\circ}C$ .

Процесс термической обработки кремниевых пластин для восстановления характеристик и минимизации дефектов называется отжигом. Параметры процесса отжига в общем случае определяются дозой и видом имплантированных ионов. Наиболее распространенные методы отжига:

- изохорный отжиг, при котором температура устанавливается диапазонами в соответствии с типом легирования материала подложки;
- изотермический отжиг, при котором температура отжига фиксируется, но параметры процесса устанавливаются общим временем нагрева;
- быстрый (лазерный) отжиг, при котором имплантированные слои могут быть подвергнуты кратковременному нагреву лазерным излучением с плотностью энергии в диапазоне 1–100 Дж/см<sup>2</sup>.

Лазерный отжиг относится к наиболее чистым технологически методам обработки и изготовления для КМОП субмикронных процессов. Лазерная энергия может быть локализована на отдельной части кристалла ИС, так что имплантированные слои могут быть термообработаны без заметной диффузии примеси. Значительное преимущество метода то, что после расплавления и кристаллиза-

ции аморфных слоев по методу жидкофазной эпитаксии в них отсутствуют линейные дефекты. Имплантированные аморфные слои толщиной 100 нм перекристаллизуются в течение нескольких секунд при  $T = 800$  °C по механизму твердофазной эпитаксии. С использованием технологии лазерного отжига создают не только биполярные и МОП-транзисторы, но и кремниевые солнечные батареи.

## 7.6. Особенности пленок диоксида кремния

Практически во всех технологических процессах изготовления СБИС на основе кремниевых пластин используется диоксид кремния  $\text{SiO}_2$ . Это обусловлено в первую очередь тем, что пленки  $\text{SiO}_2$  формируются непосредственно из материала подложки, используемой при производстве СБИС и поэтому не имеют проблем совместимости и дефектности как для инородных структур. Среди преимуществ, обуславливающих использование этого диэлектрика, следует выделить то, что  $\text{SiO}_2$  легко формируется с заданной точностью, обрабатывается, удаляется реактивами, не растворяется парами воды. Пленки  $\text{SiO}_2$  используются при производстве СБИС в следующих технологических операциях:

- формирование масок при литографии и для диффузии легирующих примесей;
- формирование защитных (пассивирующих) пленок на поверхности полупроводников;
- для диэлектрической изоляции элементов СБИС;
- в качестве приборного, в частности подзатворного диэлектрика.

Пленки  $\text{SiO}_2$  получают путем окисления кремния различными способами:

- термическое окисление (сухое, влажное, хлорное, пирогенное);
- анодное окисление;
- пиролитическое окисление;
- плазмохимическое окисление.

Слой диоксида кремния формируется обычно на кремниевой пластине за счет химического взаимодействия в приповерхностной

области полупроводника атомов кремния и кислорода. Кислород содержится в окислительной среде, с которой контактирует поверхность кремниевой подложки, нагретой в печи до температуры  $T = 900 - 1200$  °С. Окислительной средой может быть сухой или влажный кислород. Схематично вид установки показан на рис. 7.13 (в современных установках пластины в подложкодержателе располагаются вертикально) [15, 16].

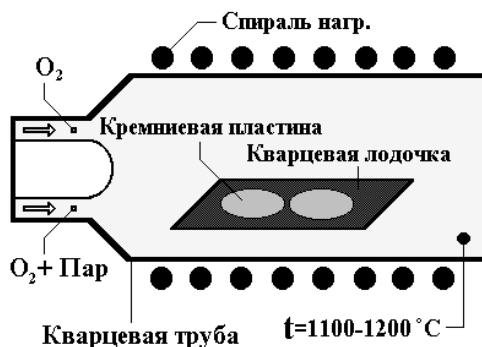
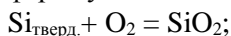


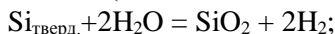
Рис. 7.13. Установка для формирования пленок окислов

Химическая реакция, идущая на поверхности кремниевой пластины, соответствует одному из следующих уравнений:

- окисление в атмосфере сухого кислорода (сухое окисление):



- окисление в парах воды (влажное окисление):



- термическое окисление в присутствии хлора (хлорное окисление);
- термическое окисление при взаимодействии молекул воды, синтезированных из атомарно чистых кислорода и водорода непосредственно у поверхности кремния, с атомами кремния (пирогенное окисление).

Время окисления в стандартных технологических процессах составляет 4 – 5 ч (рис. 7.14) [15].

Значительным достижением в совершенствовании технологии окисления кремния явилось добавление в окислительную среду в процессе окисления хлорсодержащих компонентов. Это привело к

улучшению стабильности порогового напряжения полевых МДП-транзисторов, увеличению напряжения пробоя диэлектриков и повышению скорости окисления кремния. Главная роль хлора в пленках двуокиси кремния (обычно с концентрацией хлора  $10^{16} - 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ) заключается в превращении случайно проникших в  $\text{SiO}_2$  примесных ионов натрия или калия в электрически неактивные.

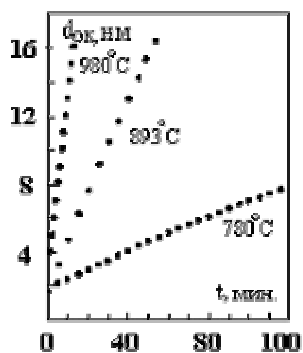


Рис. 7.14. Время окисления для различных толщин диэлектрика

Процесс окисления происходит на границе  $\text{Si} - \text{SiO}_2$ , поэтому молекулы окислителя диффундируют через все предварительно сформированные слои окисла и лишь затем вступают в реакцию с кремнием на его границе. Скорость роста окисла определяется потоком и количеством молекул окислителя, входящих в единичный объем окисла. Концентрация молекул  $\text{SiO}_2$  в окисле равна  $2,2 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-3}$ , поэтому для получения двуокиси кремния требуется такая же концентрация молекул кислорода или в два раза большая концентрация молекул воды.

Экспериментально установлено, что для тонких слоев окисла его толщина, как правило, прямо пропорциональна времени окисления. Для толстых слоев скорость роста зависит от постоянной диффузии кислорода, а толщина окисла становится пропорциональной корню квадратному из времени процесса. На скорость окисления влияют также ориентация подложки, присутствие паров воды, наличие натрия, хлора и концентрация легирующей примеси в кремнии.

По мере повышения степени интеграции СБИС становится необходимым получение пленок подзатворного диэлектрика с хорошо контролируруемыми параметрами толщиной 2 – 100 нм под маскирующими слоями нитрида кремния для предотвращения появления дефектов в кремниевой подложке, обусловленных наличием механических напряжений. Для получения высокооднородных пленок  $\text{SiO}_2$  с воспроизводимыми свойствами используют реакто-

ры пониженного давления (РПД). Окисление, проводимое в РПД, позволяет синтезировать тонкие слои  $\text{SiO}_2$  с точностью до нескольких ангстрем. Температура окисления  $T = 900\text{--}1000$  °С, давление  $P = 30\text{--}300$  Па. Окислы гомогенны, аналогичны окислам, полученным в реакторах атмосферного давления, напряженность электрического пробоя пленок  $E = 10\text{--}13$  МВ/см. Толщина синтезируемых в РПД пленок составляет 2–14 нм.

Толстые окисные пленки до 1–2 мкм получают, как правило, во влажной атмосфере при повышенном давлении. По своим свойствам они более пористые, имеют меньшие значения напряженности пробоя. Такие пленки используются для выращивания толстых изолирующих слоев. Верхний предел по толщине для термического окисления составляет 1–2 мкм. Пленку такой толщины получают при давлении  $2 \cdot 10^6$  Па при окислении в парах воды и температуре 900 °С в течение 1–2 ч.

Основными контролируемыми параметрами пленок являются: коэффициент преломления, химический состав пленки, пористость, плотность, скорость травления, напряженность поля пробоя. Значения некоторых типичных характеристик термических пленок  $\text{SiO}_2$  приведены в табл. 7.3 [15].

Таблица 7.3

### Основные характеристики термических пленок $\text{SiO}_2$

Параметр	Значение параметра
Плотность, г/см <sup>3</sup>	2,2
Показатель преломления	1,46
Диэлектрическая постоянная	3,82
Ширина запрещенной зоны, эВ	8,9
Удельное сопротивление постоянному току при $T = 25$ °С, Ом·см	$10^{14}\text{--}10^{16}$
Скорость травления в буферном растворе HF, нм/мин	100
Линия ИК поглощения, мкм	9,3
Коэффициент теплового расширения, С <sup>-1</sup>	$5 \cdot 10^{-7}$
Механические напряжения в окисле, дин/см <sup>2</sup>	3·10

## 7.7. Альтернативные диэлектрики

Для современных субмикронных и глубокосубмикронных КМДП СБИС характерно, что управляемость МДП транзисторов возможна лишь при толщинах диэлектрика порядка несколько нанометров. Например, для технологического процесса КМОП 0,12 мкм толщина подзатворного диэлектрика составляет 2 нм [17,18]. Это соответствует примерно 10 атомным слоям SiO<sub>2</sub>. Такой окисел может быть разрушен напряжением большим, чем  $V_{\text{крит}}$ , называемого напряжением пробоя. В первом приближении это напряжение составляет 0,1 В/А, или описывается эмпирическим выражением:

$$V_{\text{крит}} = K / t_{\text{ок}},$$

где  $K$  – коэффициент пробоя (примерно 1В на 1 нм),  $t_{\text{ок}}$  – толщина окисла в нм,  $V_{\text{крит}}$  – напряжение пробоя. Соответственно, для технологии 0,12 мкм это напряжение составляет примерно 2 В. Поэтому рабочее напряжение субмикронных схем, как правило, меньше напряжения пробоя, и для технологии 0,12 мкм оно составляет всего 1,2 В. Другая неприятность, связанная со сверхтонкими слоями подзатворных диэлектриков, заключается в наличии туннельных токов утечки, зависящих, помимо прочего, и от температуры. Для СБИС, имеющих на кристалле десятки миллионов транзисторов, эти токи приводят к существенному росту потребляемой мощности, которая приводит к заметному снижению надежности и долговечности СБИС. Одним из путей преодоления данной проблемы является использование диэлектриков с большим значением диэлектрической проницаемости  $\epsilon_d$  (чтобы сохранить требуемые электрические характеристики транзисторов), с большим значением ширины запрещенной зоны, с меньшими токами утечки, с большими электрическими пробивными напряженностями электрического поля и с лучшей тепловой стабильностью.

Снижение потребляемой мощности и улучшение других электрических характеристик будет достигаться, в частности, за счет использования новых материалов и их композиций в качестве подзатворных диэлектрических слоев. Снижение тока утечки будет

обеспечено увеличением толщины диэлектрического слоя с сохранением той же управляемости по затвору за счет выбора материала диэлектрика с пропорционально увеличенным значением диэлектрической проницаемости  $\epsilon_d$ .

Потенциально пригодными диэлектриками с большим значением диэлектрической проницаемости в пределах от 10 до 100 являются оксиды металлов переходной группы  $Ta_2O_5$ ,  $TiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$ ,  $HfO_2$ ; силикаты  $ZrSi_xO_y$ ,  $HfSi_xO_y$  и сегнетоэлектрики  $SrTiO_3$ ,  $BaSrTiO_3$ .

Эквивалентной толщиной (EOT – effective oxide thickness) называется такая толщина подзатворного  $SiO_2$ , которая дает такую емкость затвора  $C$ , что и аналогичная система с high- $K$  диэлектриками. Для 90-нм процесса фирмы Intel необходима эквивалентная толщина EOT 1 нм. При условии применимости классической формулы для емкости и без учета квантовых эффектов, а один из ключевых – расположение центроида заряда инверсионного слоя на расстоянии около 0,8 нм от поверхности кремния (что увеличивает EOT на такую же величину), часто пишут:

$$EOT = t \cdot \epsilon_{ox} / \epsilon,$$

где  $t$  – физическая толщина диэлектрика,  $\epsilon_{ox}$  и  $\epsilon$  – диэлектрические постоянные сравниваемых оксидов. При осаждении high- $K$  диэлектрика (здесь  $K = \epsilon_{ox}$ ) и прочих термических процессах образуется межфазный слой  $SiO_2$ , присутствие которого нежелательно. В случае, если мы наносим стек диэлектриков, где первый слой обеспечивает, например, хорошую адгезию с кремнием, то емкость всей структуры вычисляется как емкость последовательно соединенных конденсаторов:

$$1/C = 1/C_{ox} + \sum 1/C_i.$$

Например, EOT в 1 нм имеют сразу две структуры: монослой толщиной 4 нм диэлектрика с  $K = 16$  и би-слой, состоящий из 0,5 нм  $SiO_2$  и 3 нм слоя с  $K = 25$ . Из этой формулы следует паразитная роль межфазного слоя  $SiO_2$ . По результатам исследований оксинитридов [18], для заданной EOT физическая толщина high- $K$

диэлектрика должна быть уменьшена на величину, отвечающую межфазному оксиду, образующегося на границе «Si-диэлектрик»:

$$t \rightarrow t - 0,35 \text{ нм} \cdot (\varepsilon / \varepsilon_{ox}) .$$

В табл. 7.4., не претендующей на полноту охвата, представлены некоторые параметры для наиболее популярных high-*K* диэлектриков (исключая оксинитрид, который уже широко используется в микроэлектронике; в частности в структурах ячеек перезаписываемой памяти). Первоначально исследовались оксиды титана и тантала, затем фокус исследований переместился на оксиды алюминия. В настоящее время устойчив рост числа публикаций, посвященных оксидам гафния и циркония (особенно стабилизированных иттрием – YSZ), а также гадолиния – Gd<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

Таблица 7.4

#### Характеристики альтернативных диэлектриков

Диэлектрик	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	HfO <sub>2</sub>	Ta <sub>2</sub> O <sub>5</sub>	ZrO <sub>2</sub>	La <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiO <sub>2</sub>
<i>K<sub>ox</sub></i>	3,9	9,0	18	20	25	27	30	80
Ширина запрещенной зоны, эВ	9,0	8,8	5,5	5,7	4,5	7,8	4,3	3,0
Смещение зоны проводимости	3,2	2,5	2,3	1,5	1,0	1,4	2,3	1,2
Энергия образования оксида при 727 °С, ккал/моль	-	63,4	117	48	53	42	99	7,5
Стабильность аморфной фазы	+	+	+	-	-	-	+	+
Возможность силицида	-	+	+	+	+	+	+	+
Возможность гидроксида	-	+/-	+	+/-	+/-	+/-	+	+/-
Коэффициент диффузии кислорода при 950 °С, см <sup>2</sup> /с	2·10 <sup>-14</sup>	5·10 <sup>-25</sup>	-	-	-	10 <sup>-12</sup>		10 <sup>-13</sup>

Основным методом получения пленок high-*K* диэлектриков является осаждение из газовой фазы или вакуума, быть может, послойное (предшественником чаще всего выступает металлоорганическое соединение). Такой технологии присущ неотъемлемый не-



достаток – появление межфазного окисла. Одним из способов его элиминации служит послеростовой отжиг.

Использование альтернативных диэлектриков приводит к снижению сдвига порогового напряжения в результате инжектированного в него заряда. Электроны инжектировались из инверсионного слоя под воздействием положительного напряжения на затворе при уровне инжектированного тока  $0,01 \text{ A/cm}^2$  [18]. Однако получение воспроизводимой и стабильной величины заряда на поверхностных и ловушечных уровнях в ближайшем будущем вызывает сомнение. Экспериментальные исследования и моделирование процессов захвата заряда в *n*-канальных МДПТ с  $\text{HfO}_2$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  подзатворными диэлектриками показали, что при полевых стрессах имеют место смещение порогового напряжения и изменения подпороговых ВАХ для обоих диэлектриков. Это связано с захватом инжектируемого в диэлектрик заряда [19].

### 7.8. Выбор диэлектрика для межуровневой изоляции

Диэлектрики с малой и ультрамалой диэлектрической постоянной (*Low-K* или *ULK*) традиционно используются для снижения взаимных емкостей электрических проводников внутри СБИС, способствуя улучшению быстродействия и снижению энергопотребления, что немаловажно для многослойных современных кристаллов (табл. 7.5). Например, консорциум крупных чипмейкеров International Sematech сообщил в 2002 г. о квалификации технологического процесса с применением *ULK*-диэлектриков на основе силикатов с диэлектрической постоянной  $\epsilon_{ox} = 2,2$  на 300-мм пластинах.

Компания АТI собирается использовать техпроцесс TSMC с нормой 0,11 мкм, связанный с нанесением *ULK*-пленок Black Diamond фирмы Applied Materials, в производстве анонсированных недавно графических чипов Mobility Radeon 9700 для ноутбуков с тактовой частотой 390 — 450 МГц. Полученные химическим осаждением из газовой фазы обогащенные углеродом слои диоксида кремния использовались в качестве *low-K* диэлектрика в микро-

процессорах AMD Opteron and AMD Athlon 64, при этом число уровней Cu-металлизации достигало девяти [19].

Таблица 7.5

**Прогноз развития многоуровневой металлизации [18]**

Параметр	Номер уровня металлизации	Норма проектирования				
		90	65	45	32	22
Ширина уровня металлизации, нм	1-й (M1)	107	76	54	38	27
	Промежуточные	137,5	97,5	67,5	47,5	32,5
	Верхние	205	145	102,5	70	50
Высота уровня металлизации, нм	1-й (M1)	181,9	129,2	97,2	72,2	54
	Промежуточные	233,8	175,5	121,5	90,25	65
	Верхние	430,5	319	235,8	168	125
Расстояние между уровнями, нм	1-й (M1)	107	76	54	38	27
	Промежуточные	147,8	105,2	76,5	53,8	39,5
	Верхние	223	159	113,5	82	58
Толщина межуровневого диэлектрика, А	1-й (M1)	181,9	129,2	97,2	72,2	54
	Промежуточные	206,3	156	108	80,8	58,5
	Верхние	389,5	290	215,3	154	115
Число уровней металлизации	1-й (M1)	1	1	1	1	1
	Промежуточные	7	8	8	8	8
	Верхние	2	2	3	3	3
	Всего	10	11	12	12	14

Помимо диссипации энергии, для сверхскоростных ИС (VHSI) встает проблема временных задержек, обусловленных прохождением сигнала, — ключевую роль играет  $RC$ - параметр.

Для ULK-диэлектриков величина емкости определяет задержку:

$$\tau_{RC} = 2\rho\varepsilon(4L^2/P^2 + L^2/T^2),$$

где  $\rho$  – удельное сопротивление металла,  $L$  – длина проводника,  $T$  – его толщина,  $P$  – расстояние между контактными окнами.

Несколько упрощает ситуацию то, что для сверхскоростных СВИС индустрия уже перешла с Al- на Cu-металлизацию, пробки (via) делаются из вольфрама. Не менее важное значение играет диссипация тепла: во-первых, связанная с протеканием переменного тока по цепи с импедансом  $Z = R + 1/(i\omega C) + i\omega L$ , где  $R$ ,  $C$ ,  $L$ ,  $\omega$  сопротивление, емкость, индуктивность и частота тока, соответст-

венно для рассеиваемой джоулевой мощности  $\langle U^2/Z \rangle$ ; во-вторых, связанная с теплопроводностью диэлектрика. Имеет место корреляция между  $K$  и коэффициентом теплопроводности  $\nu$ . Для пористых ULK-диэлектриков она выражается прямой зависимостью ( $dK/d\nu > 0$ ). Выбор Low- $K$  диэлектрика должен осуществляться с учетом заключительного процесса корпусирования СБИС, предполагающий нанесение дополнительного верхнего защитного слоя в ходе термомеханического процесса. Поэтому диэлектрик лучше делать проводящим тепло и одновременно не хрупким и обеспечивающим электрическую изоляцию даже при малой толщине. Осложняющим моментом является взаимодействие Low- $K$ -диэлектрика с медью с образованием  $\text{CuO}$ . В табл. 7.6 и 7.7 представлены характерные примеры Low- $K$ -диэлектриков.

Таблица 7.6

**Механические и электрические постоянные для low- $K$  диэлектриков**

Материал диэлектрика	$\epsilon_{ox}$	Модуль Юнга, ГПа	Микротвердость, ГПа	Критическое механическое напряжение, МПа	Трещиностойкость, МПа·м <sup>0,5</sup>
Фторированное кварцевое стекло (FSG)	3,4–4,1	72	7,5	100	0,75
Алмаз технический	2,7	7,8	0,13–3,6	–	0,2–0,3
На основе кремния (SiLK)	2,6	2,5–4,2	0,2–0,28	90	0,62
Силикатное стекло (TEOS)	3,2–4,1	72–100	9,5	–	0,46
Пористый SiLK	2,0	1,5–3,0	0,16–0,19	54	0,62
$\text{SiO}_2$	4,1	72	7,5	100	0,75

В последние годы фокус исследований сконцентрирован на пористых диэлектриках, в частности, ксеро(аэро)гелях. Аэрогель состоит из кремниевокислородной сетки  $\text{SiO}_2$ , заполненной воздухом. Пористость существенно зависит от режима изготовления. Для пористости 70 % ( $P = 0,7$ ) достигнуты значения  $\epsilon_{ox} = 2.06$ –1.8. Добав-

ление органических групп улучшает свойства диэлектрика, делая его более податливым. В целом, при поиске подходящего ULK-диэлектрика необходим компромисс между его механическими свойствами, которые исследуются в первую очередь, и электрохимическими (прежде всего это создание барьера на пути электромиграции атомов меди из близлежащих слоев металлизации).

Таблица 7.7

### Эластические постоянные для low-K диэлектриков

Материал пленки	Модуль Юнга, ГПа	Биаксиальный модуль, ГПа	Коэффициент Пуассона
SiOC:H	7,8	9,0	0,15
SiC:H	28	36	0,22
SiCN:H	67	83	0,19
TEOS	63	82	0,23
SIN	164	217	0,24

## 7.9. Назначение и требования к металлизации

Процесс металлизации заключается в создании низкоомных межсоединений, контактов и контактных площадок. В современных и наноразмерных СБИС металлизация выполняется на основе свертонких проводящих пленок, причем межсоединения, как правило, являются многослойными. Это могут быть металлы Al, Cu, Au, Ni, Ag, Cr, Mo, Ti, Pt, комбинации и сплавы с золотом и титаном, поликристаллические и высоколегированные полупроводники. Сопротивление межсоединений определяется соотношением

$$R = \rho \frac{l}{wt},$$

где  $\rho$  – проводимость,  $l$  – длина проводника,  $w$  – ширина,  $t$  – толщина. Если  $l = w$ , то получаемый параметр называется сопротивлением на квадрат  $R_{\square} = \rho/t$  или Ом/□.

К межсоединениям СБИС предъявляются следующие общие требования:

- высокая проводимость ( $\rho < 10^{-6}$  Ом·см);

- хорошая адгезия и совместимость как с кремнием, поликремнием, диэлектриками, так и другими металлами и сплавами, применяемыми в технологическом процессе;

- отсутствие паразитных эффектов и потенциалов, разрушающих кремний в процессе работы СБИС;

- технологичность методов осаждения и фотолитографии;

- устойчивость к эффектам электромиграции и электродиффузии.

Наиболее распространенным материалом для металлизации СБИС является алюминий. Но применения только алюминиевых проводников стараются избегать по ряду причин, прежде всего это связано с особенностями формирования металлических контактов.

Для планарных ИС используют как локальные контакты (рис. 7.15, а), так и распределенные (рис. 7.15, б). В общем случае к контактам предъявляются следующие требования:

- линейность и стабильность характеристик проводимости, т.е. сопротивление контакта не должно изменяться нелинейно (диодный эффект) при изменении полярности напряжения и направления тока;

- высокая проводимость, даже при минимальных топологических размерах;

- высокая теплопроводностью и отсутствие термомеханических эффектов при нагреве и охлаждении;

- физико-химическая стабильность, исключая реакции взаимодействия с материалами пленок и выводов СБИС;

- эффективная адгезия и технологичность;

- минимальные значения электромиграции и глубины диффузии металла контакта в материал подложки.

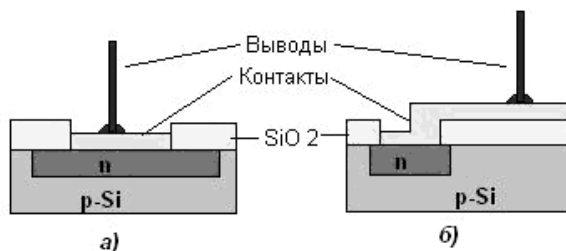


Рис. 7.15. Локальные (а) и распределенные (б) контакты ИС

Для создания неинжектирующего контакта металл–кремний требуется обеспечить следующее соответствие электрохимических потенциалов металла  $\varphi_{\text{мет}}$  и кремния  $\varphi_{\text{Si}}$ :  $\varphi_{\text{мет}} < \varphi_{\text{Si}}$  для Si  $n$ -типа; и  $\varphi_{\text{мет}} > \varphi_{\text{Si}}$  для Si  $p$ -типа. Однако такие прямые контакты являются нелинейными с характеристиками, подобными диодам Шоттки. Для исключения нелинейности непосредственно под контактом создается высоколегированная область полупроводника, например, в кремнии  $n$ -типа создается тонкая область  $n^+$ -типа. Это эквивалентно прямому смещению перехода металл полупроводник, пропорциональному разности концентраций ионизированных атомов решетки для  $n$ - и  $n^+$ - областей структуры. За счет этого обеспечивается линейность характеристики контакта.

Линейный неинжектирующий контакт принято характеризовать контактным или переходным сопротивлением  $\rho_k$ . Для полупроводника с концентрацией легирования, меньшей  $10^{17} \text{ см}^{-3}$ ,  $\rho_k$  не зависит от уровня легирования. Поэтому можно использовать классическое уравнение:

$$\rho_k = \frac{k}{eA^*T} \exp \frac{e\varphi_B}{kT},$$

где  $A^* = 4\pi em^*k^2/h^3$  – постоянная Ричардсона ( $e$  – заряд электрона;  $k$  – постоянная Больцмана;  $m^*$  – эффективная масса носителей заряда;  $h$  – постоянная Планка);  $\varphi_B$  – высота барьера металл–полупроводник. При высокой концентрации примеси выше  $10^{19} \text{ см}^{-3}$ , как правило,  $\rho_k$  быстро уменьшается и контактное сопротивление представляется следующим образом:

$$\rho_k \approx \exp \left[ \frac{4\pi\sqrt{\epsilon_{\text{Si}}}m^*}{h} \left( \frac{\varphi_B}{\sqrt{N_D}} \right) \right],$$

где  $\epsilon_{\text{Si}}$  – диэлектрическая постоянная кремния;  $N_D$  – концентрация примеси в полупроводнике. В табл.7.8 представлены значения  $\varphi_B$  для наиболее употребимых материалов контактов.

При дополнительном легировании, когда под контактом создается тонкий слой с поверхностным сопротивлением  $\rho_n$ , общее сопротивление контакта  $R$  можно подсчитать по формуле

$$R = \frac{\rho_k}{a \cdot b} [ak \cdot \text{cth}(ak)] = \frac{\rho_n \cdot a}{b} \left[ \frac{\text{cth}(ak)}{ak} \right], \quad k = \sqrt{\frac{\rho_n}{\rho_k}},$$

где  $a$  – ширина контакта;  $b$  – его длина.

Таблица 7.8

**Высота барьера металл – кремний**

Материал контакта	$\phi_B$ для кремния $n$ -типа, В	$\phi_B$ для кремния $p$ -типа, В
Al	0,72	0,58
Cr	0,61	0,50
Mo	0,68	0,42
Pt	0,90	0,61
Ti	0,50	-
PtSi	0,84	-
Pd <sub>2</sub> Si	0,72 - 0,75	-
TaSi <sub>2</sub>	0,59	-
TiSi <sub>2</sub>	0,60	-
WSi <sub>2</sub>	0,65	-

В общем случае, приведенные формулы являются оценочными, поскольку сопротивление контакта существенно зависит от многих технологических факторов (чистота поверхности, наличие примесей и оксидов, поверхностные локальные дефекты и т.д.). По совокупности признаков алюминий наиболее пригоден для использования в качестве контактов в коммерческих маломощных СБИС с рабочими частотами 1–2 ГГц.

В других случаях для контактов используются многослойные структуры, в которых для контактного слоя могут быть использованы титан, молибден, никель, платина, медь, хром. Наиболее распространен из этих металлов молибден, обладающий высокой адгезией к диоксиду кремния и к низкоомному кремнию; имеющий близкий с кремнием коэффициент линейного расширения; не подверженный электромиграции; не взаимодействующий с алюминием, золотом, серебром; технологичный для фотолитографии и напыления.

К недостаткам молибдена относится достаточно высокая пористость и толщина напыляемых пленок, что при различии в коэффициентах расширения молибдена и алюминия, приводит к механическому напряжению в контактах при высоких температурах эксплуатации. Помимо молибдена, для контактного слоя также используется платина или силицид платины  $Pt_5Si_2$ , хром, титан. Выбор того или иного материала является сложной многофакторной задачей, определяющей стоимость и качество СБИС. Для проводящего слоя могут быть выбраны серебро, медь, алюминий, золото. Распространенным разделительным слоем, исключаяющим взаимное влияние различных металлов между собой, является платина: достаточно пленки толщиной 20 нм, чтобы предотвратить взаимодействие между слоями, например, титана и алюминия.

Несмотря на то, что медные проводники обладают существенно лучшими частотными характеристиками и проводимостью, применение меди при производстве кремниевых СБИС существенно ограничено. Во многом это связано с тем, что медь является для стандартных кремниевых КМДП технологий «грязным» материалом, существенно влияющим на характеристики проводимости и легирования. Поэтому существуют технологии восстановления медных проводников из пленок диоксида меди при воздействии низкоэнергетичных протонов. Для промышленных технологий алюминий остается приоритетным материалом для процессов металлизации СБИС. Удельное сопротивление напыленной пленки алюминия толщиной 1 мкм составляет около  $3 \cdot 10^{-6}$  Ом·см, т.е. всего на 10–20 % больше, чем объемное удельное сопротивление чистого алюминия. Алюминий имеет относительно низкую температуру испарения, и поэтому вероятность загрязнения напыленной пленки примесями из вакуумной камеры и испарителя должна быть небольшой по сравнению с металлами, имеющими более высокую температуру испарения.

Алюминий образует низкоомный контакт с кремнием *n*- и *p*-типа, достаточно нагреть пластину кремния при металлизации до температуры 550 °С на несколько минут. Алюминий пластичен и стоек к термоциклированию, устойчив к воздействию атмосферы за



счет образования на поверхности тончайшей пленки окисла, технологичен. К недостаткам алюминия относится:

- низкая механическая прочность наноразмерных пленок;
- наличие эффектов электромиграции и электродиффузии;
- наличие гальванического эффекта при биметаллических контактах и соответствующая коррозия проводников;
- способность к образованию твердых сплавов и взаимодействие с тонкими пленками  $\text{SiO}_2$  при обычных температурах эксплуатации.

Поэтому во всех кремниевых СБИС используются достаточно толстые защитные пленки диэлектрика. Для исключения образования хрупких твердых сплавов золота с алюминием между этими материалами наносят дополнительную металлическую пленку, например молибденовую или танталовую.

Для базовых субмикронных технологических процессов в качестве материалов омических контактов к тонким (менее 0,1 мкм) слоям кремния в настоящее время широко используются силициды тугоплавких металлов  $\text{TiSi}_2$ ,  $\text{TaSi}_2$ ,  $\text{WSi}_2$ ,  $\text{MoSi}_2$ , а также их сочетания с легированным поликристаллическим кремнием. Наиболее популярным материалом являются силициды титана. Помимо наименьшего удельного сопротивления силицид титана при взаимодействии с кислородом и окислом кремния образует окисел титана  $\text{TiO}_2$ , который является полупроводником с шириной запрещенной зоны около 2 эВ. Таким образом, окисел титана не препятствует протеканию тока в контакте, незначительно увеличивает его сопротивление, но значительно улучшает качество контактов по сравнению с алюминиевыми. Силициды металлов могут быть получены либо при осаждении металла на кремний с последующим отжигом, либо при одновременном напылении кремния и тугоплавкого металла. При напылении металла и последующем его вжигании в кремний образующиеся силициды могут иметь три модификации:  $\text{Me}_2\text{Si}$  с температурой образования примерно 200 °С,  $\text{MeSi}$  (моносилицид) с температурой образования 400–500 °С и  $\text{MeSi}_2$  (дисилицид) с наибольшей (более 600 °С) температурой образования. Не все силициды металлов имеют все три модификации, так, Pd и Pt образуют два первых соединения, а Ti и Ta только два последних. Многие тугоплавкие металлы образуют как силициды, так и окис-

лы (Ti, Ta, V). При нанесении металла на окисел кремния они образуют сильные адгезионные связи, взаимодействуя с окислом кремния, улучшают адгезию Me–SiO<sub>2</sub>. Причем на окисле кремния растут силициды, обогащенные металлом (например Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>, а не TiSi<sub>2</sub>). В производстве ИС с топологическими нормами менее 0,5 мкм используется моносилицид никеля. NiSi образуется при температуре не выше 400–450 °С. Он имеет низкий барьер Шоттки для дырок в контакте силицид–кремний, что является большим преимуществом при формировании контактов к *p*-диффузионным слоям, где сопротивление, как правило, выше, чем в *n*-слое. Кроме того, его поверхностное сопротивление почти не зависит от размера затвора. К недостаткам можно отнести следующее: при температуре выше 650 °С образуется NiSi<sub>2</sub>, который имеет поверхностное сопротивление в 2 раза выше NiSi; и на процесс формирования силицида оказывает сильное влияние наличие естественного окисла на исходной поверхности кремния.

Процессы технологического формирования контактов на основе силицидов называются “Salicide” (Self-Aligned silicide) и «Polycide», которые отличаются друг от друга тем, что в первом случае процесс формирования является самосовмещенным (контактная область не требует процессов литографического нанесения рисунка), а во втором – несамосовмещенным, то есть требующим литографических операций. Последовательность операций формирования силицида на затворе и сток-истоковых областях в типовом силицидном процессе приведена на рис. 7.16 [19].

Слой металла наносят на поверхность пластин после формирования поли-Si-затворов, спейсеров и сток-истоковых областей. Затем структуру подвергают низкотемпературному отжигу в среде азота. Во время отжига участки слоя металла, контактирующие с поли- и моно-Si, при термическом взаимодействии образуют силицид. Участки слоя металла, расположенные диэлектрике, удаляются в растворах H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>+NH<sub>4</sub>OH или H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>+H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Участки слоя металла, расположенные диэлектрике, удаляются в растворах H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>+NH<sub>4</sub>OH или H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>+H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Полностью интегрируемый процесс изготовления может быть более сложным, включающим дополнительные отжиги, поверхностные обработки и процессы травления.



Рис. 7.16. Последовательность операций “Salicide”

В табл. 7.9 приведены средние значения величины поверхностного и контактного сопротивления пленки моносилцида никеля к кремнию *n*- и *p*-типа после формирования силицида.

Таблица 7.9

**Сопротивления контактов после формирования силицида никеля**

Поверхностное сопротивление $R_s(\text{NiSi})$ , Ом/□		Контактное сопротивление, $10^{-8}$ Ом·см <sup>2</sup>	
Si <i>n</i> -типа	Si <i>p</i> -типа	Si <i>n</i> -типа	Si <i>p</i> -типа
2,00	1,37	2,2	1,68

**7.9.1. Основные методы металлизации**

Выбор того или иного метода зависит от природы осаждаемого материала, материала подложки, структуры (аморфная, поликристаллическая, монокристаллическая) и толщины пленки.

Вакуумное испарение (напыление) с косвенным подогревом может проводиться несколькими способами.

*Испарение с использованием резистивного нагрева* – простейший способ испарения металла, например со спирали тугоплавкого материала. Отличается простотой конструкции нагревателя, отсут-

ствием ионизирующего излучения, малой величиной загрузки и низким качеством пленок. Практически не используется.

*Испарение с использованием индукционного нагрева.* Для испарения используется индукционно нагреваемый тигель, обычно изготовленный из нитрида бора и охлаждаемый водой. С помощью данного способа возможно испарение алюминия и его сплавов, а также металлов, совместимых с материалом тигля. К плюсам данного метода относится отсутствие ионизирующего излучения и высокая скорость роста пленок. Недостатком является низкая чистота пленок из-за возможности загрязнения тигля. Имеет ограниченное применение.

*Электронно-лучевое испарение.* Схема установки приведена на рис. 7.17. Горячий катод испускает пучок электронов (величина тока порядка 1 А), ускоряемых напряжением 10 кВ. Эти электроны направляются магнитным полем на участок мишени, где располагается испаряемый материал (Al). Траекторию движения электронов подбирают такой, чтобы примеси из катода не попадали на подложку. Оптимальная скорость роста пленки составляет 0,5 мкм/мин.

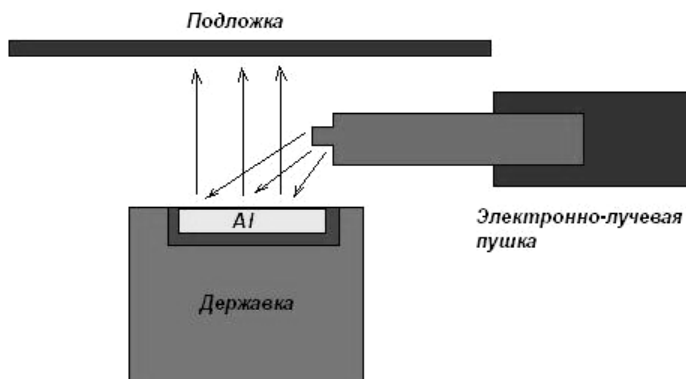


Рис. 7.17. Установка электронно-лучевого испарения

С помощью данного метода наносят пленки алюминия и его сплавов, а также Si, Pd, Au, Ti, Mo, Pt, W. К преимуществу метода относится возможность последовательного нанесения различных пленок из соседних источников, расположенных в одной камере; высокая скорость роста пленок; возможность напыления тугоплав-

ких материалов. Недостатком метода является наличие ионизирующего излучения, проникающего в приповерхностные слои кремниевых подложек. Применение методов отжига позволяет уменьшить влияние радиации на свойства материала. Используется в промышленном производстве СБИС.

Ионно-плазменное (катодное) распыление также проводится несколькими методами.

*Ионное распыление.* Метод заключается в вакуумной бомбардировке поверхности мишени или катода ионами Ar, ускоренными в электрическом поле. За счет передачи импульса мишени приповерхностные атомы испаряются и переносятся в виде пара на подложки. Схема установки показана на рис. 7.18 [16]. Поток энергии можно видоизменять посредством независимой регулировки ионного тока и энергии ионов. К преимуществу метода относится возможность управления процессом металлизации, высокая чистота, возможность обработки поверхности подложки и пленок методами ионного травления. Недостатком метода является возможность внедрения Ag в пленки, промежуточный нагрев подложек; низкая производительность, наличие проникающего излучения. Имеет промышленное использование.

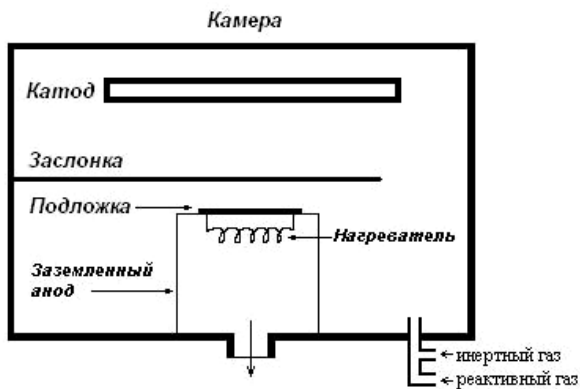


Рис. 7.18. Схема установки для нанесения покрытий катодным распылением

*Магнетронное испарение.* В данном методе используются скрещенные магнитное и электрическое поля, повышающие эффективность ионизации рабочего газа и, следовательно, плотность плазмы.

Магнетрон представляет собой двухэлектродную систему, в которой распыляемый материал является катодом. Наиболее часто используются две основные электродные системы: с кольцевым (коническим) катодом, называемым  $S$ -пушкой (рис. 7.19, а), и планарная (рис. 7.19, б).

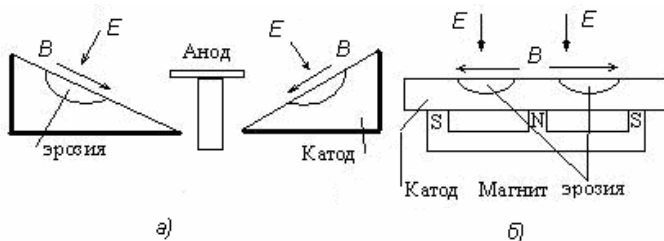


Рис. 7.19. Поперечные сечения конического (а) и планарного (б) магнетронов ( $E$  и  $B$  – напряженности электрического и магнитного полей)

Во всех случаях линии магнитного поля перпендикулярны линиям электрического поля и проходят через поверхность катода. При этом создается плотная плазма низкого давления, локализованная над нужным участком поверхности катода, с которой и производится распыление. Использование магнетронного распыления позволяет проводить нанесение металла с высокой скоростью. При этом напряжение магнетронных источников обычно ниже, чем электронно-лучевых устройств, следовательно, они генерируют меньшее проникающее излучение. Скорость осаждения управляется расстоянием между источником и подложкой и составляет величину порядка 1 мкм/мин при осаждении алюминия или его сплавов. Процесс металлизации достаточно точен и хорошо автоматизируется. Является наиболее распространенным промышленным методом.

*Осаждение из газовой фазы с помощью газотранспортных реакций; восстановление в атмосфере водорода и термохимическое разложение.* Метод основан на химическом осаждении пленок из парогазовой смеси в реакторе пониженного давления. Однако этот метод предполагает наличие сильных агрессивных сред, которые могут вступать во взаимодействие с кремнием или диэлектрическими пленками на его поверхности. Вследствие этого осаждение

металлов из газовой фазы применяется редко. В технологии СБИС этим способом в основном наносят пленки тугоплавких металлов, таких, как W, Mo, Ta, Ti как в качестве самостоятельных покрытий, так и как составную часть при формировании пленок силицидов, например WSi<sub>2</sub>.

### 7.9.2. Особенности травления материалов для кремниевых технологий СБИС

Одной из основных проблем травления является нарушение геометрии приборов за счет так называемого подтравливания, как показано на рис. 7.20. Учитывая то, что процесс травления является сложной химической реакцией, скорость которой определяется многими факторами, включая температуру, уровень легирования, направление плоскости кристаллизации, при производстве СБИС наиболее популярными методами травления являются ионное (1,5 эВ), плазмохимическое ПХТ (100–400 эВ), комбинированное (>400 эВ) травление.

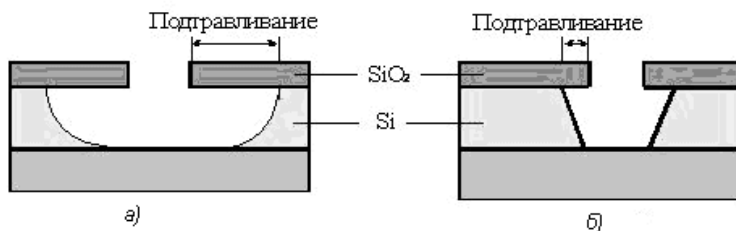


Рис. 7.20. Анизотропное (а) и изотропное (б) жидкостное травление эпитаксиального кремния

В отличие от жидкостного травления у этих методов основное преимущество связано с возможностью обеспечения анизотропии травления. Анизотропия – это отношение вертикальных скоростей травления к горизонтальным скоростям. Селективность – это отношение скоростей травления двух разнородных материалов. Поэтому именно эти методы могут использоваться при изготовлении наноразмерных приборов, требующих прецизионного управляемого режима травления. Как правило, травление диоксида кремния

(SiO<sub>2</sub>) осуществляется во фторсодержащей плазме атомами фтора и фторсодержащими радикалами (CF<sub>x</sub>, SF<sub>5</sub> и др.). Травление пленок алюминия осуществляют в плазме хлорсодержащих газов и их смесей: Cl<sub>2</sub>, CCl<sub>4</sub>, BCl<sub>3</sub>, Cl<sub>2</sub>/CCl<sub>4</sub>, Cl/BCl<sub>3</sub>. Активными частицами, взаимодействующими с чистой поверхностью алюминия, являются атомы и молекулы хлора. Но присутствие паров воды в процессе травления вследствие гигроскопичности хлоридов алюминия приводит к образованию гидроксида алюминия. Это приводит к потере работоспособности СБИС вплоть до полного стравливания пленок Al даже под защитным покрытием. Вот почему чистота технологического процесса, отсутствие паров воды и примесей, отсутствие полного контакта пленок Al с атмосферой во многом определяют качество производства и выход годных СБИС.

### **7.10. Особенности процессов литографии при производстве субмикронных и наноразмерных СБИС**

Литография (дословно рисунок на камне) рассматривается как метод перенесения топологических рисунков на подложку СБИС с помощью полимерных фоточувствительных покрытий. В общем случае при производстве субмикронных и наноразмерных СБИС различают следующие литографические методы:

- оптическая или фотолитография – используется ультрафиолетовое излучение с длиной волны от 200 до 450 нм;
- рентгеновская и электронная литография – используется мягкое рентгеновское излучение с длиной волны 0,5–1,5 нм и электронное излучение с длиной волны 0,01 нм;
- наноимпринт-литография – осуществляется методом контактной фотопечати с последующим УФ и лучевым облучением, в результате чего на поверхности кристалла формируется топологический рисунок.

Чем меньше длина волны излучения, тем меньшие топологические размеры реализуются при производстве СБИС. Чем меньше топологические нормы, тем тоньше требуются пленки фоторезита, предельные размеры которых определяются различными краевыми эффектами, как показано на рис. 7.21.



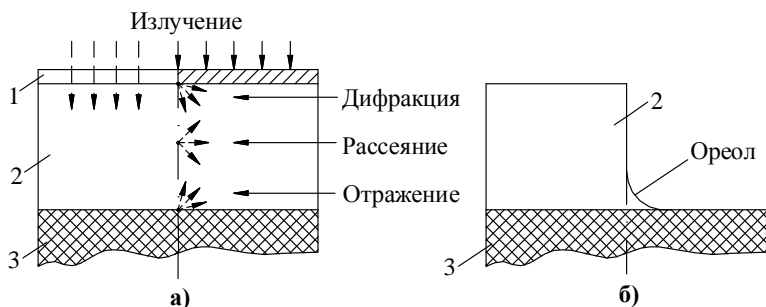


Рис. 7.21. Влияние излучения на точность передачи размера рисунка:  
*а* – рассеяние света на границе освещенного и неосвещенного участков фоторезиста; *б* – появление "ореола" при использовании негативного фоторезиста;  
 1 – фотошаблон; 2 – фоторезист; 3 – подложка [12, 15]

Обычно минимальный разрешаемый размер элемента в три раза больше толщины пленки негативного резиста. Принято считать, что возможности фотолитографии ограничены размерами транзисторов 180 нм, рентгенолитография обеспечивает размер 50 нм, электронолитография – до 5 нм. Материалы, используемые в литографических технологических процессах отличаются высокой чувствительностью к излучениям и химическим реагентам, их называют соответственно фото-, рентгено- и электронорезистами.

Как правило, это сложные полимеры, обладающие высокой чувствительностью (порядка  $1 \text{ мДж/см}^2$ ) к излучениям. В общем случае резисты делятся на два класса – негативные и позитивные. У позитивного фоторезиста в результате воздействия излучения (экспонирования) увеличивается растворимость в реагентах засвеченного полимера таким образом, что растворителем смываются все экспонированные участки. Для негативных фоторезистов действует обратный фотохимический процесс – под воздействием излучения экспонированные участки образуют устойчивую к растворителю маску изображения, его молекулы армируются под воздействием света поперечными молекулярными цепочками. Если подложку, покрытую негативным резистом, опустить в растворитель, то неэкспонированные участки вымываются, а экспонированные образуют рельеф или резистивную маску заданной конфигурации, как показано на рис. 7.22.

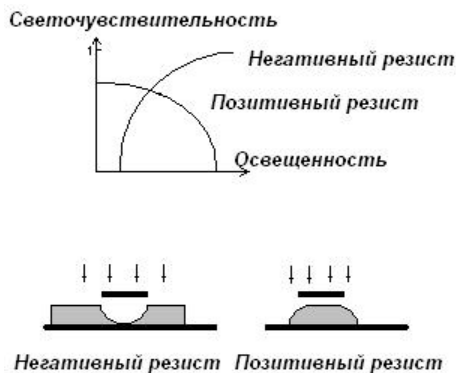


Рис. 7.22. Различия негативного и позитивного фоторезистов

Для проекционного переноса изображения, как правило, используются шаблоны – стеклянные, кремниевые или металлические пластины с нанесенным на них топологическим рисунком, непрозрачным для используемого излучения. Собственно шаблоны изготавливаются в основном путем "вычерчивания" необходимого рисунка сфокусированным электронным лучом, как электронным пером. Процесс этот достаточно длительный и дорогостоящий, во многом ограничивающий стоимость изготавливаемых субмикронных СБИС.

### 7.10.1. Особенности состава фоторезистов

В общем случае фоторезисты – это сложная композиция полимерных материалов, включающая светочувствительные и пленкообразующие компоненты, пластификаторы, присадки, улучшающие адгезию, кислотостойкость, а также растворители. Светочувствительные компоненты, как правило, содержат ненасыщенные связи, которые разрушаются при фотоионизации.

**Позитивные фоторезисты.** Большинство позитивных резистов изготавливается на основе нафтохинондиазида (НХД) – мономера, образующего в результате фотолиза соединений, растворимых в щелочах. Собственно НХД не образует пленок, поэтому он добавляется к пленкообразующим фенолформальдегидным смолам, которые обладают неплохой кислотостойкостью. После облучения ультрафиолетовым светом молекулы НХД перестраиваются,

теряя азот, и при взаимодействии с водой и щелочью образуют растворимые соли инденкарбоновой кислоты. Экспонированные участки фоторезиста вымываются щелочными проявителями. В местах, не подвергавшихся облучению, молекулы НХД защищают фоторезист от действия проявляющего раствора.

В промышленности используются позитивные фоторезисты AZ-1350, ФП-383 на основе бромированной фенолформальдегидной смолы и ФП-РМ-7 на основе резольной и новолачной смол. Последний обладает повышенной чувствительностью.

**Негативные фоторезисты.** Материалы для негативных фоторезистов основаны на следующих фотохимических реакциях:

- фотополимеризация на основе коричной кислоты и поливинилового спирта с образованием нерастворимых участков;
- молекулярное армирование (сшивки) линейных полимеров радикалами, образующимися при фотолизе светочувствительных соединений на основе пленок циклокаучука или циклополиизопреновых полимеров.

Большинство негативных резистов относится к первой группе и изготавливаются на основе поливинилциннамата (ПВЦ), эфире коричной кислоты (циннамоильная группа). Под действием света рвется двойная связь в циннамоильной группе, и молекулы циннамата сшиваются, образуя длинные цепочки. ПВЦ обладает сравнительно невысокой кислотостойкостью из-за входящей в его состав гидроксильной группы.

Другая группа фоторезистов включает светочувствительные вещества на основе диазосоединений, например диазостильбена. Сенсibilизатор, или фотоинициатор, активируется при поглощении энергии в диапазоне длин волн 200–450 нм. В результате облучения от диазостильбена, играющего роль фотоинициатора, отрывается азот. Образующиеся свободные связи сшиваются с аналогичными связями в пленке каучука. Таким образом, инициатор пронизывает каучук, вступая с ним в химическую реакцию и образуя жесткую трехмерную сетку. Увеличение молекулярного веса полимера приводит к нерастворимости резиста в проявителе. Кислород препятствует протеканию реакций полимеризации, поэтому экспозицию поверхности негативного резиста часто проводят в атмосфере азота в сложных органических растворителях. Фоторезисты на основе циклокаучука имеют повышенную кислотостой-

кость, позволяющую травить кремний глубиной до 100 мкм. Промышленность использует негативные резисты на основе ПВЦ марок ФН-3Т, ФН-5Т и на основе циклокаучука марок ФН-11, КМЕР (фирмы Kodak) и другие.

Сравнивая резисты, можно отметить, что негативные резисты обладают меньшей разрешающей способностью по сравнению с позитивным, но имеют более высокую чувствительность (см. рис. 7.22) и их использование позволяет обеспечить большую производительность технологических установок. Позитивные резисты обладают более высокой разрешающей способностью, но проявляются значительно медленнее, что приводит к уменьшению производительности и увеличению стоимости ИС.

### *7.10.2. Технологии наноимпринт-литографии*

Оборудование для литографии отличает предельно высокая стоимость. Например, установка для производства КМОП СБИС 0,18 мкм требует около 10 миллионов евро. EUV наностеппер-литограф для производства 45-нанометровых структур (работающий на жестком ультрафиолете с длиной волны 13,5 нм) стоит уже порядка 100 миллионов евро. По оценкам ITRS (the International Technology Roadmap for Semiconductors) технология наноимпринта позволяет получить структуры от 32 до 22 нм нанометров при гораздо меньшей стоимости. Можно с уверенностью сказать, что для большинства задач по созданию наноструктур именно наноимпринт станет основной технологией, так как обеспечивает высокое качество и гибкую адаптацию к процессу при значительно меньших вложениях [20].

Наноимпринт-литография (NanoImprint Lithography – NIL) и ее вариации базируются на принципе механического модифицирования полимерной пленки при помощи стемпера (наношаблона), с последующей термомеханической обработкой (горячее тиснение) или обработкой ультрафиолетом.

Полученная пленка может быть использована как непосредственно конечная структура, так и для последующих шагов как наношаблон для взрывной литографии (lift-off), как шаблон для формирования 3D-структур.

УФ-наноимпринт-литография (P-NIL – Photo Nanoimprint Lithography) отличается возможностью работы при комнатной температуре, необходимость применения УФ-прозрачных стемперов, низкое механическое усилие печати. Последовательность операций приведена на рис. 7.23.



Рис. 7.23. Последовательность операций УФ наноимпринт-литографии

1. После распределения резиста/полимера по пластине происходит совмещение пластины со стемпером (может и не применяться в зависимости от процесса). Контроль совмещения производится с помощью прецизионной ПЗС фотокамеры в автоматическом режиме.

2. Стемпер входит в жидкий резист. Производится отпечаток посредством полимеризации резиста под воздействием ультрафиолета.

3. Стемпер отходит. Окончание цикла. Дальнейшие процессы зависят от задач пользователя (например, перенос шаблона на пластину травлением и т.п.).

Электрохимический наноимпринт основан на использовании наностампов на основе суперионных проводников, таких как сульфид серебра. Аномально высокая электропроводность сульфида серебра, сравнима с таковой для металлов и обусловлена движе-

нием не электронов, а разнозаряженных ионов, как это наблюдается в жидких электролитах. Подобные соединения получили название твердых электролитов или суперионных проводников. Когда подобный штамп контактирует с металлом, то при приложении напряжения возможна электрохимическая реакция с переносом ионов из пленки в штамп. Таким образом, возможно удаление металлов из заданных оператором областей.

Термопластическая наноимпринт литография (T-NIL – Thermoplastic Nanoimprint lithography) или горячее тиснение – один из первых методов наноимпринтинга. Отличается высоким усилием при печати и необходимостью применения высокой рабочей температуры. Последовательность действий приведена на рис. 7.24.

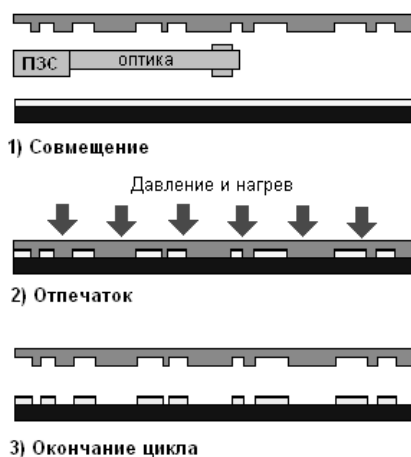


Рис. 7.24. Последовательность операций термопластической наноимпринт-литографии

1. После распределения резиста/полимера по пластине происходит совмещение пластины со стемпером (может и не применяться в зависимости от процесса). Контроль совмещения производится с помощью прецизионной ПЗС фотокамеры в автоматическом режиме.

2. Нагрев подложки и стемпера до температуры выше стеклования. Создание вакуума (может и не применяться в зависимости от процесса). Применение давления.

3. Температура опускается ниже стеклования. Отход стемпера. Технологический цикл окончен.

### 7.11. Конструкция типовых субмикронных транзисторов

Наиболее распространенная конструкция субмикронного МДП полевого транзистора приведена на рис. 7.25. Принято называть ее LDD-МДПТ (от англ. Lightly Doped Drain – «сток со слабым легированием»). Значения концентраций примесей в  $n^+$  стоковой области составляет  $3-9 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ , а в LDD области  $4-8 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ , что позволяет сделать соответствующий  $p-n$ -переход существенно более плавным. Данное требование обусловлено тем, что для субмикронных размеров транзисторов повышенная напряженность поля, присущая резким  $p-n$ -переходам приводит к росту энергии горячих электронов, которые вызывают деградацию параметров транзистора, уменьшению напряжения лавинного пробоя, создают DIBL-эффект (drain induced barrier lowering – понижение потенциального барьера, обусловленное стоком) и другие, так называемые короткоканальные эффекты. Область ореола (halo) формируется как переходная между истоковой и собственно каналом транзистора.

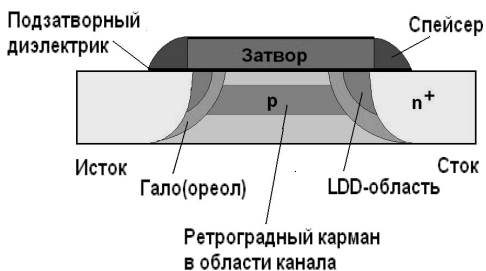


Рис. 7.25. Конструкция субмикронного МОПТ транзистора

Глубина LDD-областей истока и стока составляет 25–60 нм для транзисторов с длиной канала 0.13 мкм и пропорциональна глубине соответствующих  $p-n$ -переходов. Чем меньше глубина  $p-n$ -перехода, тем выше сопротивление слоев истока и стока транзистора

и соответственно тем ниже нагрузочная способность. Например, уменьшение глубины  $p$ - $n$ -переходов до 10 нм приводит к увеличению сопротивления слоев истока и стока до 10 кОм/квадрат. Поэтому перекрытие LDD-областей затвором должно быть не менее 15–20 нм, чтобы предотвратить снижение нагрузочной способности транзистора. Однако при уменьшении топологических норм как правило происходит экспоненциальный рост токов утечки, включая туннельный ток  $p$ - $n$ -переходов [17].

Пример подобной зависимости приведен на рис. 7.26 для тестовых структур ОЗУ емкостью 1 кбайт, изготовленных по технологическим нормам 0,18–0,13 мкм. Уменьшение токов утечки достигается оптимизацией толщины подзатворного диэлектрика, глубины сток истоков диффузионных областей, латеральным и/или вертикальным легированием области канала.

Ток утечки ОЗУ 1 кбайт

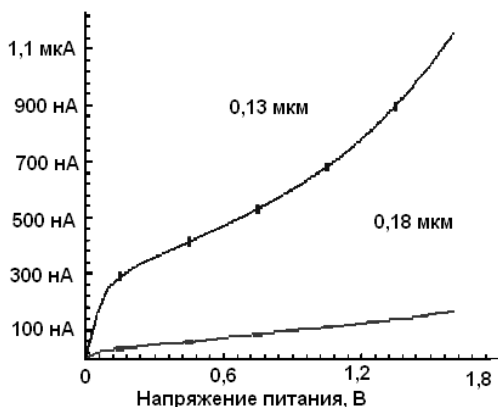


Рис. 7.26. Увеличение токов утечки транзисторов с уменьшением топологических норм СБИС [19]

Значительное улучшение короткоканальных характеристик МДПТ достигается при латерально-неоднородном легировании области канала с повышенной концентрацией примеси вблизи сток/истока. Подобная структура области канала, называемая ретроградным карманом (SSRW – Super Steep Retrograde Well или



крутое ретроградное распределение примеси), создается наклонной ионной имплантацией (угол наклона кремниевой пластины по отношению к ионному пучку составляет 20–30°).

Благодаря возможности регулирования концентрации примесей в приповерхностной области, отличной от объемной, появляется возможность устанавливать с высокой точностью необходимые характеристики транзистора при его изготовлении, поскольку именно концентрации примесей в подложке и под затвором во многом определяют характеристики МДППТ, в частности пороговое напряжение и токи утечки [17,18].

Для базовых КМДП технологий толщина подзатворного диэлектрика составляет 2–4 нм, толщина затвора 200–300 нм, контакты к областям стока и истока формируются на слоях  $\text{TiSi}_2$  или  $\text{CoSi}_2$  толщиной 30–40 нм. Изоляция затвора и контактов к стоку (истоку) осуществляется в виде разграничителя (спейсера) на основе  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Концентрация примесей в канале составляет  $5 \cdot 10^{17}$ – $1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ . Количество слоев металлизации для субмикронных СБИС составляет от 5 до 12 (рис. 7.27).

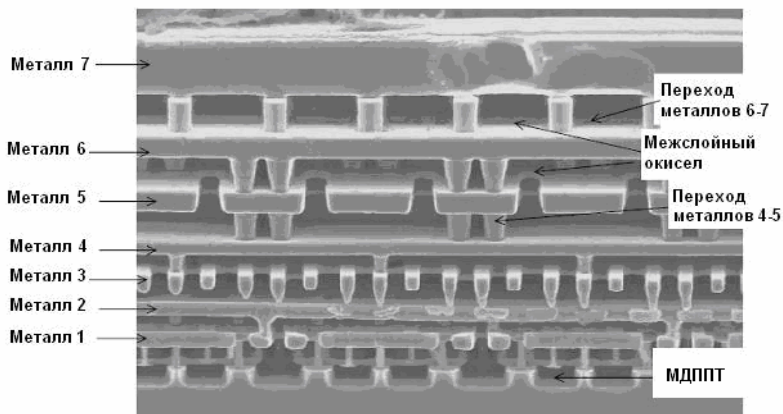


Рис. 7.27. Многослойная металлизация на примере 0,12 мкм КМОП технологии Fujitsu

Собственно субмикронный процесс является чрезвычайно сложным и дорогим производством. Общее количество технологических операций может достигать 700 – как показано на рис.7.28.

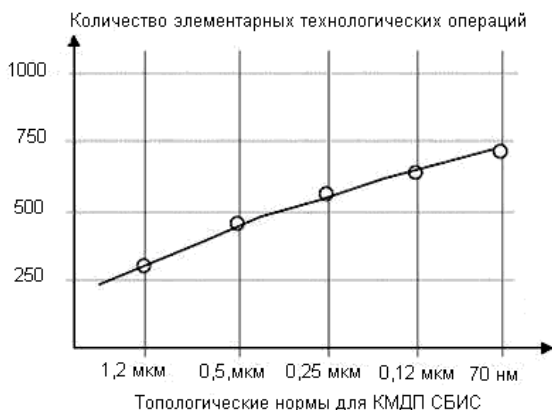


Рис. 7.28. Увеличение количества операций при уменьшении топологических норм

Следует отметить, что транзисторы по наноразмерным технологиям для ультра больших интегральных схем (УБИС) конструктивно будут отличаться от рассмотренных выше. Эти отличия будут определяться не только физическими ограничениями, но и особенностями применения новых материалов при их производстве.

### Контрольные вопросы

1. В чем заключаются преимущества и недостатки кремния при изготовлении субмикронных и глубокосубмикронных СБИС?
2. Что такое альтернативные диэлектрики и каковы области их применения?
3. Почему наноимпринтинг является перспективной технологией литографии для наноразмерных приборов?
4. Какой тип транзисторов используется в субмикронных СБИС?
5. Что такое крутое ретроградное распределение примеси?

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Приведенные в данном учебном пособии материалы не охватывают, разумеется, всех существующих и перспективных технологий. Основная цель пособия – дать студенту, обучающемуся по электронным специальностям, основной набор сведений по материаловедческим и технологическим аспектам современной и перспективной полупроводниковой элементной базы.

В дальнейшем планируется издать дополнительные главы учебного пособия, раскрывающие существующие возможности и перспективы нанoeлектроники.

## СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ<sup>1</sup>

1. Мильвидский М.Г. Полупроводниковые материалы в современной электронике. М.: Радио и связь, 1983.
2. Шур М. Современные приборы на основе арсенида галлия. М.: Мир, 1991.
3. Карбид кремния/ Под ред. Г.Хениша, Р.Роя. М.: Мир, 1972.
4. Природные и синтетические алмазы /Бокий Г.В., Безруков Г.Н., Клюев Ю.А. и др. М.: Наука, 1986.
5. Данилин В., Жукова Т., Кузнецов Ю., Тараканов С., Уваров Н. Транзистор на GaN – пока самый крепкий орешек //Электроника: Наука, Технология, Бизнес, 2005. № 4. С. 20–29.
6. Майская В. SiGe устройства: нужная технология, в нужное время // Электроника: Наука, Технология, Бизнес, 2001. № 1. С. 28–33.
7. Лебедев А. Сбруев С. SiC – электроника: прошлое, настоящее, будущее// Электроника: Наука, Технология, Бизнес, 2006. № 5. С. 28 – 41.
8. Шахнович И. Твердотельные СВЧ приборы и технологии: состояние и перспективы // Электроника: Наука, Технология, Бизнес, 2005. № 5. С. 58 – 64.
9. Гусева Л. Монолитные арсенидгаллиевые ИС //Электроника: Наука, Технология, Бизнес, 2000. №5. С. 30 – 36.

---

<sup>1</sup> Жирным шрифтом выделена основная литература.

10. Либенсон М.Н. Фундаментальные исследования в области информационных и коммуникационных технологий//Соросовский образовательный журнал, 2001. Т.7. №9. С. 75–82.
11. Sicard E., Delmas-Bendhia S. Advanced CMOS Cell Design (Professional Engineering). New Dehli, India: McGraw-Hill Professional. 2007.
12. Рындин Е.А., Коноплев Б.Г. Субмикронные интегральные схемы, элементная база и проектирование. Таганрог: ТРТУ, 2001.
13. **Пирс А., Адамс А., Кац Л. И др.Технология СБИС. В 2-х кн. /Пер с англ./Под ред. С.Зи. М.:Мир, 1986.**
14. Маллер Р., Кейминс Т. Элементы интегральных схем. М., 1989.
15. Назаров А.И. Технология СБИС.  
<http://www.kgtu.runnet.ru/WD/TUTOR/phys/spesh/vlsi>.
16. Никитин М.М. Технология и оборудование вакуумного напыления. М.: Металлургия, 1992.
17. Денисенко В.В. Особенности субмикронных МОП-транзисторов.// Chip News, 2002. №7. С. 27-37.
18. Зайцев Н.А., Матюшкин И.В., Сухопаров А.И. Физико-технологические проблемы проектирования ультрабольших интегральных схем с пониженной мощностью потребления.  
<http://zhurnal.ape.relarn.ru/articles/2007/082.pdf>.
19. Chau R. Role of High of High-K Gate Dielectrics K Gate Dielectrics and Metal Gate Electrodes in and Metal Gate Electrodes in Emerging Nanoelectronic Devices.  
[http://download.intel.com/technology/silicon/INFOS\\_2005\\_Chau.pdf](http://download.intel.com/technology/silicon/INFOS_2005_Chau.pdf).
20. Что такое нанотехнологии.  
<http://www.tbs-semi.ru/lib/nanotechnology.html>

Редактор *Е. Н. Кочубей*

---

Подписано в печать 17.10.2008.

Формат 60×84 1/16

Объем 9,75 п.л. Уч.-изд. л. 9,75.

Тираж 150 экз.

Изд. № 1/11.

Заказ

Московский инженерно-физический институт  
(государственный университет). 115409, Москва, Каширское шоссе, 31.

Типография издательства «Троянт».

г. Троицк Московской области