

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

Национальный исследовательский университет

Учебно-научный и инновационный комплекс
"Новые многофункциональные материалы и нанотехнологии"

Шенгуров В.Г.,
Денисов С.А.,
Чалков В.Ю.

Молекулярно-лучевая эпитаксия кремния и кремний-германия
(Учебно-методический комплекс)

Мероприятие 2.2. Развитие сетевой интеграции с ведущими университетами страны, научно-исследовательскими институтами Российской академии наук, предприятиями-партнерами, создание новых форм взаимодействия

Учебные дисциплины: «Физические основы технологии материалов, полупроводниковых приборов и интегральных микросхем», «Технология квантово-размерных наноструктур»

Специальности, направления: «Физика», «Нанотехнология», «Нанотехнология в электронике», «Микроэлектроника и полупроводниковые приборы», «Электроника и наноэлектроника»

Учебно-методический комплекс состоит из:

- Курс лекций «Молекулярно-лучевая эпитаксия кремния и кремний-германия» / Сост. Шенгуров В.Г., Денисов С.А., Чалков В.Ю. – Н.Новгород, ННГУ, 2010. – 49 с.;
- Лабораторная работа «Эпитаксиальное наращивание слоев кремния методом сублимации в вакууме» / Сост. Шенгуров В.Г. – Н.Новгород, ННГУ, 2010. – 13 с.;
- Лабораторная работа «Изучение дефектов кристаллического строения в пленках кремния, полученных молекулярно-лучевой эпитаксией» / Сост. Шенгуров В.Г. – Н.Новгород, ННГУ, 2010. – 17 с.

Учебно-методический комплекс базируется на лекционном курсе по физико-химическим основам метода молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) слоев кремния и твердого раствора кремний-германий, и на лабораторных работах, которые проводятся в течение ряда лет на кафедре электроники твердого тела физического факультета Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского.

Потребности в создании микро-, нано- и оптоэлектронных приборов на основе кремния обусловили интенсивное развитие этого направления в последнее десятилетие. Особенно это усилилось в связи с широкими возможностями использования гетероструктур на основе структур $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ в создании новых оптоэлектронных приборов, конкурентно способных приборам на основе соединений A_3B_5 .

Описание метода МЛЭ начинается с кратких сведений по физическим основам данного процесса, рассматриваются его особенности, используемые материалы и оборудование, режимы проведения, указываются типы дефектов, возникающих в слоях Si и SiGe в зависимости от условий роста, методы контроля свойств слоев в процессе роста. В заключение рассматриваются перспективы развития метода.

Учебно-методический комплекс призван помочь студентам глубже изучить основные физические явления в методе МЛЭ Si и SiGe.

Лабораторные работы, посвященные исследованию структурных свойств слоев кремния и кремний-германия, выращенных данным методом. Поскольку лабораторные работы носят исследовательский характер, то они дают возможность студенту сделать самостоятельные выводы по результатам исследования, т.е. являются как бы введением в дальнейшую самостоятельную работу.

Содержание

Введение.....	4
Сущность процесса молекулярно-лучевой эпитаксии	6
Установка МЛЭ Si	8
Измерительные средства для изучения процессов эпитаксиального роста	12
Основные физические процессы, протекающие на поверхности подложки при МЛЭ Si.....	14
Предэпитаксиальная обработка поверхности подложки	16
Структурное совершенство нелегированных слоев кремния.....	18
Легирование слоев кремния в процессе МЛЭ.....	20
Методы активации процесса вхождения атомов легирующей примеси в слои кремния при молекулярно-лучевой эпитаксии	24
<i>Низкоэнергетическая ионная имплантация [8].</i>	24
<i>Твердофазная эпитаксия (ТФЭ) [9].</i>	25
<i>Легирование, усиленное приложением потенциала к подложке [10].</i> ...	26
Слои кремния на сапфире (КНС).....	30
Некоторые структурные и полупроводниковые свойства сплавов Ge-Si ...	32
Физические особенности гетероэпитаксиального роста слоев SiGe на Si-подложке.....	37
Выращивание методом МЛЭ гетероэпитаксиальных слоев SiGe на Si(001) подложках.....	40
Приборное приложение структур со слоями Si и SiGe	44
Перспективы развития метода МЛЭ Si и SiGe	47
Используемая литература.....	48

Введение

Интенсивное развитие микро-, нано- и оптоэлектроники обусловлено усилением взаимодействия фундаментальных наук и новейших направлений технологии. К последним относится и метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), который превращается из экзотического лабораторного метода исследования процессов роста тонких слоев и специальных многослойных структур в одна из весьма перспективных базовых технологий твердотельной электроники.

В основе этого метода лежит возможность роста по существу в кинетическом режиме в отличие от более традиционных методов, где рост идет в условиях, близких к термодинамическому равновесию.

Особенности, присущие методу МЛЭ, делают его удобным для исследовательских целей и для демонстрации новых идей, связанных с тонкими слоями и резкими границами раздела.

Одним из важнейших полупроводниковых материалов, используемых в настоящее время, является кремний. На основе кремния изготавливается 90 % всех видов полупроводниковых устройств, с помощью которых усиливают и регулируют электрические токи и напряжения, обрабатывают и хранят информацию, преобразуют солнечную энергию в электрическую и многое другое.

Широкое применение кремния объясняется достаточно большой шириной запрещенной зоны, уникальными особенностями травления, высокими механическими свойствами его оксида и практически неограниченными природными запасами последнего.

В производстве самых разнообразных приборов на основе кремния широкое распространение получили процессы формирования моно- и поликристаллических пленок кремния на кремниевых и других подложках. Получение монокристаллических пленок на монокристаллических подложках называется эпитаксиальным наращиванием или просто эпитаксией. В технологии кремния метод эпитаксии желательно использовать по многим причинам. В частности, с его помощью можно легко получать пленки, отличающиеся от подложки как по типу легирующей примеси, так и по уровню концентрации (а следовательно, и по удельному сопротивлению). Возможно также непрерывное изменение легирования эпитаксиальной пленки в процессе ее наращивания, что приводит к постепенному изменению уровня легирования по толщине пленки.

Другое важное применение эпитаксия находит также при изготовлении в кремнии замкнутых областей, которые отличаются от окружающей массы кремния величиной удельного сопротивления или типом проводимости. Такие “скрытые”, или “захороненные”, слои широко используются в технологии интегральных схем для создания ограниченных сильно легированных областей, расположенных под транзисторами, которые изготавливаются в наращиваемом сверху эпитаксиальном слое.

Третья важная область применения эпитаксии связана с возможностью использования изолирующих подложек. В качестве подложек для эпитаксиального наращивания кремния можно использовать монокристаллические пластины сапфира (оксида алюминия) и шпинели определенной ориентации, при которой их кристаллические решетки “совместимы” с решеткой кремния в том смысле, что позволяют получать монокристаллические эпитаксиальные пленки хорошего качества. Изолирующая природа подложки обеспечивает большую технологическую гибкость при создании в вышележащих слоях кремния интегральных схем с повышенной плотностью упаковки. Эпитаксиальное наращивание пленок на подложке из того же материала, в частности рост кремния, называется изо- или гомоэпитаксией. Эпитаксиальное наращивание материала на инородной подложке называется гетероэпитаксией (рост кремния на сапфире).

Гетероэпитаксиальные структуры (ГС) SiGe/Si привлекают внимание в связи с использованием их при изготовлении приборов с улучшенными характеристиками, а также с научной точки зрения. Использование ГС со слоями SiGe значительно улучшает параметры кремниевых приборов, особенно сверхбольших интегральных схем (СБИС). Кроме этого, наличие механических напряжений в таких ГС модифицирует зонную структуру полупроводника, что приводит к появлению новых полезных оптических и электрических свойств, что делает возможным реализацию светоизлучающих приборов даже в непрямозонном материале. Биполярные транзисторы, изготовленные на основе ГС SiGe/Si, в настоящее время стали коммерчески доступными приборами.

Большое внимание уделяется исследованию этих ГС для приборов типа полевой транзистор (FET), которые широко применяются в технологии изготовления СБИС. На основе ГС SiGe/Si становится осуществленной также реализация оптических межсоединений и оптоэлектронных интегральных схем (ОИС). Все эти замечательные свойства этих ГС в значительной степени зависят от условий выращивания этого

материала и особенно от контроля поверхностных реакций, формирования дислокаций и резкости границы раздела, которые сильно влияют на характеристики приборов. В данных лекциях обсуждаются условия выращивания ГС и их свойства.

Сущность процесса молекулярно-лучевой эпитаксии

Молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) является гибкой технологией выращивания тонких эпитаксиальных структур полупроводников, металлов и диэлектриков. При МЛЭ тонкие пленки кристаллизуются с помощью реакций между молекулярными или атомарными пучками составляющих элементов и поверхностью подложки, которая поддерживается при повышенной температуре в сверхвысоком вакууме (СВВ). Состав растущего эпитаксиального слоя и уровень его легирования зависят от соответственно достижимых скоростей из соответствующих источников. Скорость роста обычно достаточно низкая – 1 мкм/час (1 монослой/с), что обеспечивает поверхностную миграцию падающих частиц на поверхности роста. Следовательно, поверхность растущей пленки очень гладкая. Для прерывания потоков пучков используется простые механические заслонки на фронте источников пучка, т.е. для начала и окончания осаждения и легирования. Изменения в составе и легировании можно таким образом быть резкими на атомном уровне.

Отличие МЛЭ от предыдущих технологий вакуумного осаждения заключается в более точном контроле потоков пучка и условий роста. Поскольку это вакуумное осаждение, то рост в методе МЛЭ выполняется при условиях, далеких от термодинамического равновесия и регулируются в основном кинетиками поверхностных процессов. Это находится в контрасте с другими методами эпитаксиального роста, такими как жидкофазная эпитаксия или газофазная эпитаксия, которые проводятся в условиях близких к термодинамическому равновесию и более часто регулируемых процессами диффузии, происходящих в жидкой или газовой фазе, окружающей кристаллическую подложку.

Сущность процесса состоит в испарении кремния и одной или нескольких легирующих примесей (рис.1.). Испаряемое вещество с относительно высокой скоростью переносится в условиях вакуума на подложку. Низкое давление паров Si и легирующей примеси гарантирует их конденсацию на относительно холодной подложке.

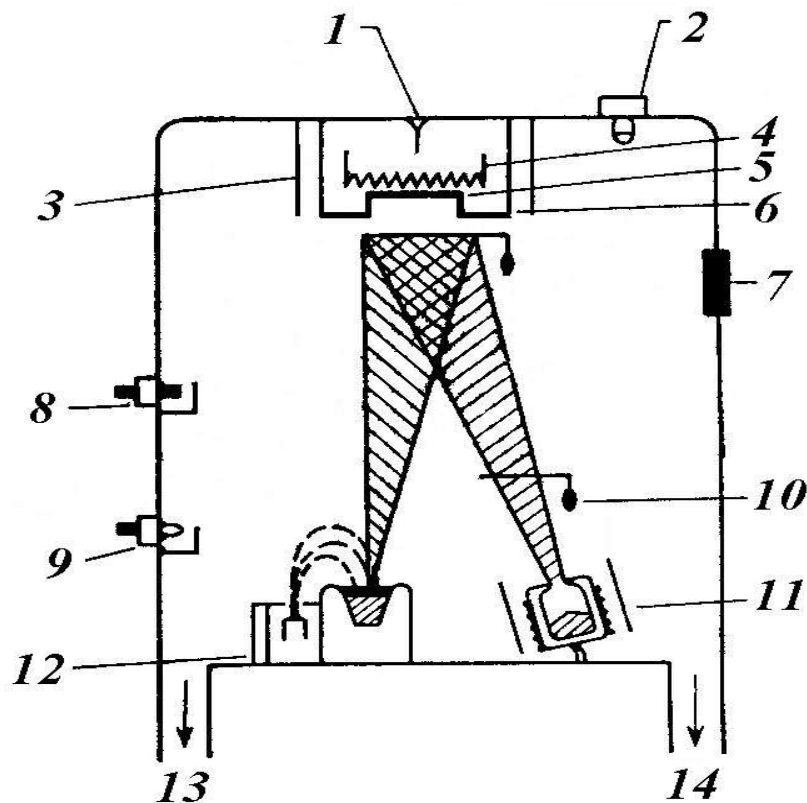


Рис. 1. Схематическое изображение установки МЛЭ Si [1].

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

Одним из основных требований, которое необходимо для эпитаксиального роста слоев, является обеспечение требуемой величины давления в ростовой камере. Обычно МЛЭ кремния проводят в сверхвысоком вакууме при давлении $10^{-8} - 10^{-10}$ Торр. Это требование определяется условием, чтобы средняя длина свободного пробега атомов или молекул кремния превышала расстояние от источника до подложки. Средняя длина свободного пробега атома (молекулы) определяется выражением [2]:

$$L = 5 \cdot 10^3 / P, \quad (1)$$

где L – длина свободного пробега (см) и P – давление в камере роста (Торр). При давлении 10^{-9} Торр значение L равно $5 \cdot 10^6$ см.

Поскольку в сверхвысоком вакууме столкновения между атомами маловероятны, скорость переноса определяется в большей степени термической энергией, чем диффузионными процессами, поэтому процессом наращивания слоев в методе МЛЭ Si

можно управлять путем изменения параметров источника. Отсутствие промежуточных реакций и диффузионных эффектов (как при газовой эпитаксии) наряду с относительно высокой термической скоростью позволяет быстро изменять параметры слоя при любых изменениях в источнике.

Температурный диапазон для МЛЭ *Si* лежит в пределах от 400 до 800°C. Технически возможно применение и более высоких температур, однако это приведет к увеличению диффузии примеси из подложки. Скорость роста эпитаксиального слоя составляет от 0,01 до 0,3 мкм/мин.

Установка МЛЭ *Si*

Ростовые камеры установок для молекулярно-лучевой эпитаксии изготавливаются из нержавеющей стали с большим числом фланцев для подсоединения средств откачки, технологических и аналитических устройств и систем, а также устройств для загрузки, выгрузки и юстировки подложек.

В вакуумной камере должен быть обеспечен «безмасляный» сверхвысокий вакуум порядка $1 \cdot 10^{-7} - 1 \cdot 10^{-8}$ Па. Только в таких условиях возможны электронно-ионный спектроскопический анализ поверхности материалов и выращивание пленочных структур методом МЛЭ.

При анализе подложек и выращенных структур в вакууме необходимо учитывать, что время покрытия их поверхности мономолекулярным слоем газа будет определяться концентрацией остаточных молекул в вакуумной камере.

Используя газокинетическую теорию, можно рассчитать это время по следующей формуле:

$$\tau_{\text{покp}} = \frac{N_0}{3,55} \cdot \frac{\sqrt{M \cdot T}}{\gamma \cdot P}, \quad (2)$$

где γ – коэффициент прилипания;

P – давление;

T – температура газа;

N_0 – концентрация молекул в объеме.

Так для кислорода $\tau_{\text{покp}} \approx 5 \cdot 10^{-6} \cdot 1/P$ с и для СО $\tau_{\text{покp}} \approx 2 \cdot 10^{-6} \cdot 1/P$ с.

Отсюда видно, что в зависимости от парциального давления в вакуумной камере время покрытия поверхности мономолекулярным слоем составляет от нескольких секунд (при $P = 10^{-4} - 10^{-5}$ Па) до нескольких десятков часов (при $P = 10^{-8} - 10^{-9}$ Па).

Учитывая, что время анализа структур в сверхвысоковакуумных системах составляет в среднем 10-30 минут, вакуум в них должен быть порядка $10^{-8} - 10^{-9}$ Па.

Поддержание сверхвысокого вакуума в рабочих камерах установок для МЛЭ в процессе эпитаксиального выращивания пленок обусловлено низкой скоростью роста структуры и уровнем допустимых фоновых примесей (порядка $10^{14} - 10^{15}$ см⁻³ и ниже).

Итак, средства откачки для установок МЛЭ должны обеспечивать:

- получение безмаслянного вакуума во всем диапазоне давлений;
 - предельный вакуум порядка $10^{-8} - 10^{-9}$ Па;
 - поддержание динамического вакуума в процессе роста порядка $10^{-7} - 10^{-8}$ Па;
- кроме того эти средства должны обеспечить и откачку инертного газа в диапазоне давления $10^{-2} - 10^{-5}$ Па, применяемого при ионной обработке поверхности подложек.

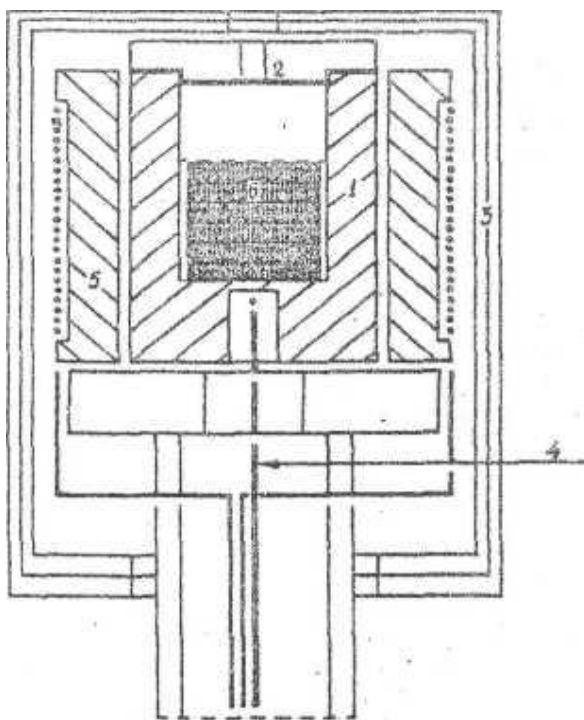


Рис.2. Схема простейшей эффузионной ячейки для молекулярно-пучковой эпитаксии [3]: 1 - тигель из BN, графита или кварца; 2 - диафрагма из того же материала; 3 - система тепловых экранов; 4 — термопара; 5 - омический нагреватель с изолятором; 6 - испаряемое вещество.

Выполнить данные требования средствами откачки, работающими на каком-то одном физическом принципе, практически невозможно, поэтому вакуумные системы установок для МЛЭ, как правило, конструируются на основе магниторазрядных и сублимационных насосов.

Поскольку кремний является химически активным веществом и для обеспечения нужных скоростей роста требуется нагрев испаряемого материала до температуры, выше температуры плавления ($\sim 1410^{\circ}\text{C}$), то используется бестигельный источник с электроннолучевым способом нагрева, при котором разогревается только поверхность испаряемого вещества. Сам кремний закрепляется на основании, охлаждаемом водой, так, что место контакта рабочего вещества с конструкционным материалом находится при низкой температуре.

Основным источником для испарения легирующей примеси является эффузионная ячейка (ячейка Кнудсена), помещенная в камеру роста (рис.2) Она представляет собой квазизамкнутый сосуд-тигель, изготовленный из пиролитического нитрида бора (BN), графита, окруженный танталовой или вольфрамовой спиралью на изоляторе, служащий резистивным нагревателем. В тигель помещают испаряемое вещество, пары которого выходят через небольшое отверстие в направлении подложки, на которой происходит эпитаксия. Температура контролируется термопарой. Принцип действия ячейки Кнудсена хорошо известен. Отметим лишь некоторые существенные детали. Отношение площади отверстия диафрагмы к площади поверхности испаряемого вещества должно быть меньше 1:10. Молекулярный поток из ячейки рассчитывается согласно соотношению

$$j = 3,51 \cdot 10^{22} \cdot P / \sqrt{W \cdot T}, \quad (3)$$

где P – давление пара;

W – масса молекул;

T – температура ячейки.

Жесткие требования к чистоте молекулярных пучков заставляют использовать при изготовлении ячеек сверхчистые тугоплавкие металлы, нитрид бора, графит. Для нагревания применяются стабилизированные источники тока средней мощности.

В камере роста установки МЛЭ ячейки помещены в криопанель, охлаждаемую жидким азотом, и снабжены быстродействующими заслонками для управления молекулярными пучками. Варьируя температуру ячейки можно быстро управлять уровнем легирования.

Устройства для нагрева подложки представляет собой держатель с нагревательным элементом. Последний сделан из пиролитического графита в виде меандра, или из вольфрама. Меандр монтируется в охлаждаемый водой стальной кожух с молибденовыми экранами. Между нагревателем и подложкой устанавливается кремниевая пластина, используемая в качестве диффузора и служащая для обеспечения однородности нагрева подложки. С целью обеспечения однородного распределения толщины осаждаемого слоя по площади подложки конструкция держателя предусматривает возможность вращения подложки в процессе осаждения. Контроль температуры подложки осуществляют с помощью оптического пирометра.

Получение тонкопленочной структуры методом МЛЭ в однокамерной установке включает следующие операции:

1. Загрузка подложки в вакуумный объем камеры. Подложка предварительно устанавливается на подложкодержатель и закрепляется на нем с помощью механических прижимов. Подложкодержатель вручную устанавливается на держатель прецизионного манипулятора при атмосферном давлении в рабочей камере.

2. Получение сверхвысокого вакуума с обезгаживанием всей системы. Эта операция длится обычно 20-48 часов. Обезгаживание проводится при температуре 250—400°С с помощью специальных нагревательных устройств.

3. Подготовка поверхности подложки. Эта операция проводится с помощью комбинированной тепловой и ионной обработки поверхности подложки с контролем структуры и химического состава на атомарном уровне методами дифракции быстрых электронов и оже-спектроскопии. Тепловая обработка производится за счет косвенного нагрева подложки, ионная обработка осуществляется с помощью ионной пушки растрового типа.

4. Эпитаксиальный рост. Он осуществляется за счет управления молекулярными пучками, направляемыми на подложку, и регулирования температуры поверхности подложки. При эпитаксиальном выращивании пленок осуществляется контроль плотности и химического состава молекулярных пучков с помощью квадрупольного масс-спектрометра (КМС), а также кристаллогеометрии растущих пленок методом дифракции быстрых электронов (ДБЭ). При этом возможна оперативная оценка сглаживания поверхности подложки в начале эпитаксиального роста. После получения эпитаксиальной пленки возможен контроль сформированного профиля легирования. Для этого на небольшом участке (1-2 мм²) проводится послойный анализ методом вторичной ионной масс-спектрометрии (ВИМС).

5. Выгрузка полученной структуры из вакуумного объема. Производится после разгерметизации камеры путем отсоединения и выдвижения прецизионного манипулятора из камеры и снятия с него подложкодержателя.

Измерительные средства для изучения процессов эпитаксиального роста

Измерительные средства, используемые при изучении процессов эпитаксиального роста, можно разделить на средства контроля условий процесса эпитаксии, средства контроля и изучения качественных и количественных параметров поверхности и объемных свойств твердых тел. Измерительные процедуры проводятся непосредственно в процессе роста или на этапах, непосредственно граничащих с ними, без извлечения образца из вакуума, и на внешних устройствах после извлечения образца из вакуумной камеры и проведения дополнительных операций над ним.

В качестве средств контроля условий эпитаксиального роста используются вакуумметры различных типов, масс-спектрометры, измерители температуры - термпарные или радиационные, приборы для измерения толщины растущего слоя по сдвигу частоты кварцевого резонатора и оптические (эллипсометры),

Для изучения поверхности и объемных свойств твердых тел в вакуумных эпитаксиальных установках используются методы дифракции электронов низких энергий, электронной Оже-спектроскопии (ЭОС) поверхности, вторичной ионной масс-спектроскопии (ВИМС), рентгеновской дифракции и другие, менее распространенные, например, спектроскопия энергетических потерь электронов.

Для анализа химического состава и интенсивности молекулярных пучков и состава атмосферы рабочей камеры применяется квадрупольный масс-спектрометр (КМС) с диапазоном масс 1-300. Датчиком является квадрупольный фильтр масс, снабженный предварительным селектором энергий и ионизационной камерой открытого типа.

Контроль чистоты подложек и пленок осуществляется с помощью электронного оже-спектрометра, который позволяет определять элементный состав поверхности с чувствительностью до 0,1% монослоя (10^{12} ат/см²). При наличии ионной пушки возможен послойный анализ элементного состава методом ЭОС.

Для анализа низких концентраций примесей используется вторично-ионный масс-спектрометрический анализ (ВИМС), обеспечивающий чувствительность до 10^{-6}

монослоя. В качестве датчика может использоваться квадрупольный масс-фильтр, применяемый для анализа молекулярных пучков, а источником возбуждения исследуемого объекта служит ионная пушка со сканированием луча и дифференциальной системой откачки. Высокая чувствительность метода ВИМС позволяет проводить изучение границ слоев, миграции частиц, профиля легирования и т.д.

Кристаллографический анализ подложек и пленок в процессе их выращивания производится с помощью системы дифракции быстрых электронов (ДБЭ), состоящей из электронной пушки с энергией 5-50 кэВ и флуоресцентного экрана (\varnothing 100 мм). Пучок электронов направляется на подложку под углом, близким к 1° . Он может отклоняться электростатически от 0 до 4° . Использование ДБЭ в процессе роста пленок позволяет обнаруживать нежелательные ростовые структуры и откорректировать рабочие параметры процесса, а также определять параметры элементарной ячейки структуры.

Для кристаллографического анализа выращенных пленок используется также метод дифракции медленных электронов (ДМЭ), который по одной дифракционной картине позволяет определить элементарную ячейку структуры. Для его осуществления применяется система, состоящая из электронной пушки (10-1500 эВ), четырехсеточной оптики и флуоресцентного экрана. Этот метод, однако, нельзя использовать в процессе эпитаксиального роста структур.

Наряду с указанными методами в ряде установок, для химического анализа поверхности используется метод рентгено - электронной спектроскопии с разрешением по глубине до 5 нм с чувствительностью до 10^{-2} монослоя.

Наиболее обширный арсенал средств используется для изучения образцов вне ростовых камер. Сюда входят методы электронографии, рентгеноструктурного анализа, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, в том числе просвечивающей электронной микроскопии поперечных сечений структур. Для изучения электрофизических и структурных свойств образцов используют спектроскопию - фотоэлектронов, люминесценции, отражения в ультрафиолетовом диапазоне, инфракрасную спектроскопию поглощения, различные методики измерения Холловских параметров и их температурных зависимостей от 4 до 300 К.

Основные физические процессы, протекающие на поверхности подложки при МЛЭ Si

Эпитаксиальный рост слоев с упорядоченными реконструированными поверхностями получен при температуре выше некоторой минимальной T_{Smin} . T_{Smin} зависит от ориентации поверхности подложки. Для $Si(100)$ она много ниже, чем для $Si(111)$, для вицинальной поверхности T_{Smin} ниже, чем для $Si(111)$ с разориентацией поверхности меньше $0,5^\circ$. При температуре ниже T_{Smin} происходит разориентированный рост по данным метода дифракции медленных электронов.

Эпитаксиальный рост в методе МЛЭ реализуется на поверхности подложки. Наиболее важными поверхностными процессами при этом являются следующие:

1. адсорбция основных атомов или молекул, падающих на поверхность подложки,
2. поверхностная миграция и диссоциация адсорбированных молекул,
3. внедрение основных атомов в кристаллическую решетку подложки или уже выращенного эпитаксиального слоя,
4. термическая десорбция частиц, невнедренных в кристаллическую решетку,
5. образование и дальнейший рост двумерных зародышей кристалла на подложке,
6. взаимная диффузия атомов, вошедших в кристаллическую решетку..

Основную роль в процессе эпитаксиального наращивания играют начальные процессы зародышеобразования и развития роста на поверхности подложки. На атомном уровне эпитаксиальный процесс заключается в образовании упорядоченных агрегатов с последующей достройкой атомных плоскостей монокристаллической подложки.

Современные представления о механизме конденсации из паровой фазы и ориентированном росте сводятся к следующему. Поверхность подложки имеет, как известно, определенный потенциальный рельеф, соответствующий расположению узлов ее кристаллической решетки. Для реальной поверхности строгое чередование потенциальных барьеров и ям нарушается под влиянием структурных дефектов поверхности: адсорбированных атомов, ступеней, обусловленных выходом винтовых дислокаций, и др. (рис. 3). Обычно эти дефекты приводят к возникновению более

глубоких потенциальных ям и тем самым активизируют поверхность, поскольку активность поверхности определяется плотностью свободных атомных связей.

Атомы осаждаемого вещества при столкновении с подложкой могут попадать в потенциальные ямы в результате флуктуаций тепловой энергии (особенно при повышенных температурах подложки), атомы могут переходить в соседние потенциальные ямы и таким образом перемещаться по поверхности подложки - мигрировать, а при очень высоких значениях температуры могут реиспаряться.

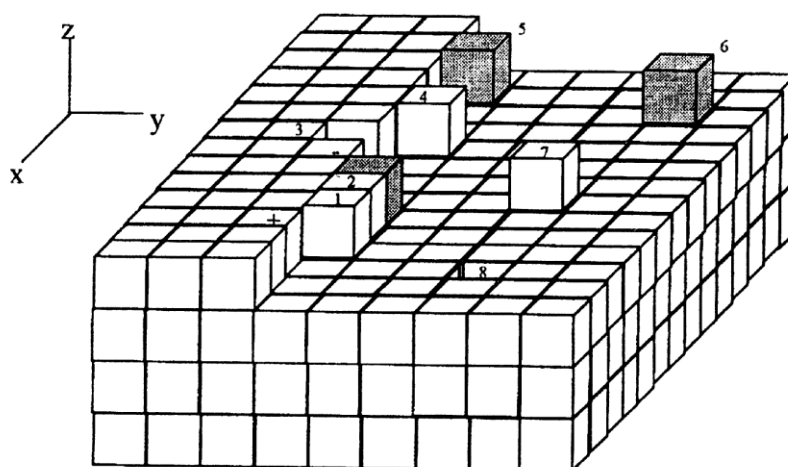


Рис.3. Схема поверхности кристалла с точечными дефектами [5].

1 – свободный излом; 2 – «отравленный» излом; 3 – вакансия на краю ступени; 4 – атом, адсорбированный краем ступени; 5 – атом примеси, адсорбированный краем ступени; 6 – атом примеси, адсорбированный на поверхности; 7 – атом, адсорбированный поверхностью; 8 – вакансия на поверхности.

Попав в более глубокую потенциальную яму, например, встретив при миграции вакансию или ступеньку на поверхности (рис. 3), атом устанавливает прочную связь с соседними атомами кристалла. К этому атому присоединяются другие и, в конечном счете, происходит достраивание кристаллической плоскости. Таким образом, благодаря наличию поверхностных дефектов при конденсации атомы находят наиболее устойчивые состояния на поверхности подложки.

При невысоких температурах длины поверхностной диффузии атомов невелики, и вероятность встраивания атома в месте первоначального попадания на подложку увеличивается. В результате этого происходит рост в вертикальном направлении и образование трехмерных зародышей. Для получения низкодефектных слоев с воспроизводимым микрорельефом предпочтителен рост в горизонтальном направлении

(вдоль подложки), который представляется как достраивание и перемещение ступеней. При высоких температурах и сохранении незначительного пересыщения образование трехмерных зародышей маловероятно и мала скорость вертикального роста.

Поверхностные процессы, протекающие при МЛЭ Si, характеризуются рядом соответствующих кинетических параметров. Скорость прибытия описывается потоком прибывающих частиц, который определяется числом атомов, падающих на единицу поверхности в секунду.

Предэпитаксиальная обработка поверхности подложки

Важным требованием к процессу МЛЭ Si является предэпитаксиальная *in situ* обработка подложки Si. Существует три основных метода очистки поверхности (высокотемпературный прогрев, ионная бомбардировка, создание защитных покрытий с возгонкой их прогревом в сверхвысоком вакууме СВВ).

Высокотемпературный отжиг при $T_s=1000-1250^\circ\text{C}$ длительностью до 10 минут удаляет естественный окисел и адсорбированные примеси испарением. Однако такой способ подготовки подложки приводит к увеличению концентрации нелетучей примеси на поверхности подложки. Такими примесями являются углерод и бор. Наиболее трудно удаляется с поверхности кремния углерод, который активно реагирует с кремнием при температурах выше 850°C , образуя тугоплавкие малолетучие карбиды.

Второй способ очистки поверхности подложки – это использование облучения низкоэнергетическим пучком ионов инертного газа. Для устранения радиационных дефектов достаточно провести кратковременный отжиг при температуре $800-900^\circ\text{C}$. Однако основные недостатки этого метода (радиационные повреждения кристалла, захват в поверхностный слой атомов инертных газов, загрязнения за счет распыления СВВ-арматуры) до сих пор полностью не устранены.

Как выяснилось в ходе многочисленных исследований, основной остаточной примесью, которая сохранялась на поверхностях моноатомных (Si, Ge) полупроводников после умеренного прогрева, является углерод. На поверхности кремния углерод при $T \geq 700^\circ\text{C}$ находится в основном в форме карбида кремния, для остальных материалов химические соединения не обнаружены. Главный путь, который предпочло большинство исследователей, для устранения углерода с поверхности подложки основан на углеродофобности окислов полупроводников. Если создать

тонкую (десятки ангстрем) сплошную однородную пленку окислов, то все углеродосодержащие загрязнения будут сосредоточены на поверхности этой пленки, по-видимому, в физадсорбированном состоянии. При последующем нагреве в ССВ они испаряются раньше, чем произойдет возгонка окислов. Этот защитный слой можно удалить в вакууме либо путем нагревания при температуре ниже 1000°C , либо путем взаимодействия с молекулярным потоком кремния на начальных стадиях роста при температуре $\sim 850^{\circ}\text{C}$

Необходимым условием структурного совершенства слоев является их чистота, которая определяется отношением скоростей адсорбции загрязняющей примеси и кремния. Эти скорости в свою очередь определяются произведением потока падающих на подложку атомов и коэффициента прилипания. Обычно считают, что в методе МЛЭ коэффициент прилипания Si равен единице. Поток атомов кремния определяется температурой источника, его размером и расстоянием до подложки. Менее определенной является величина скорости адсорбции загрязняющей примеси, поскольку зависящий от температуры подложки коэффициент прилипания различен для разных газовых примесей, имеющихся в остаточной атмосфере.

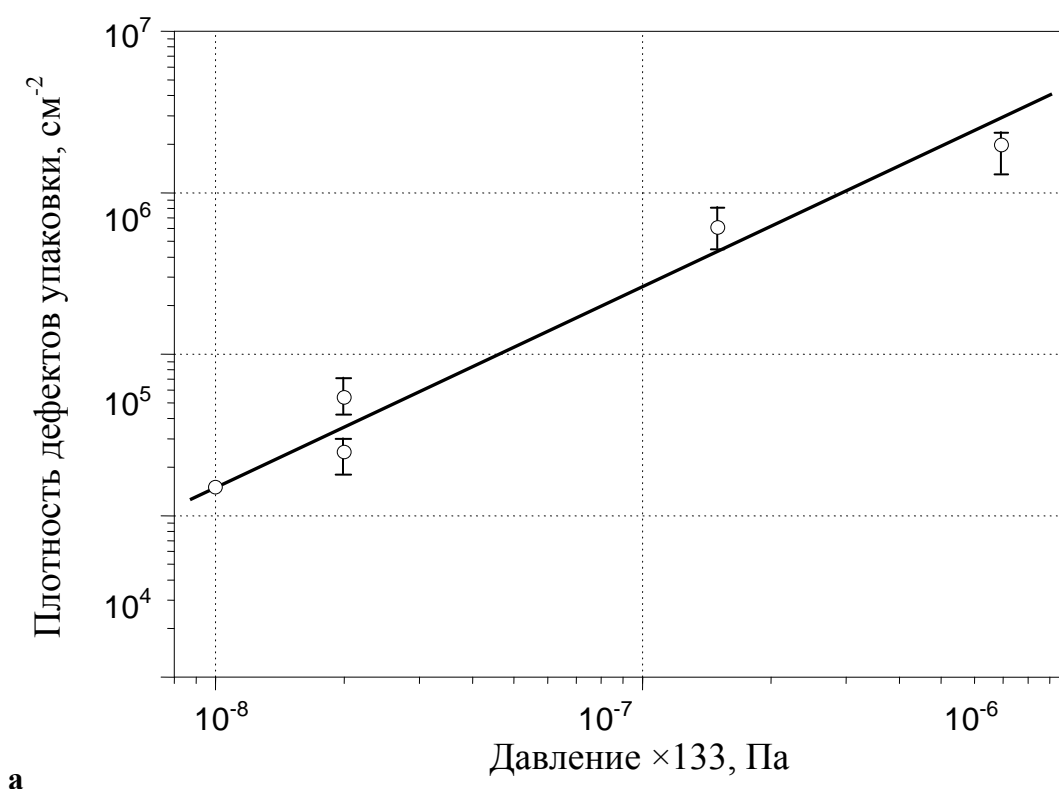
Наиболее важным сдерживающим фактором при выращивании эпитаксией совершенных по структуре слоев Si является кислород. Взаимодействие потока атомов кремния с кислородом на поверхности подложки приводит к образованию монооксида (SiO). По теоретическим оценкам при температуре $T_s < 600^{\circ}\text{C}$ и давлении кислорода в ростовой камере, равном $P_{O_2} = 10^{-8}$ Торр, плотность молекул SiO на поверхности подложки будет больше 10^{15} см^{-2} . В этом случае будут расти слои кремния поликристаллические или аморфные по структуре.

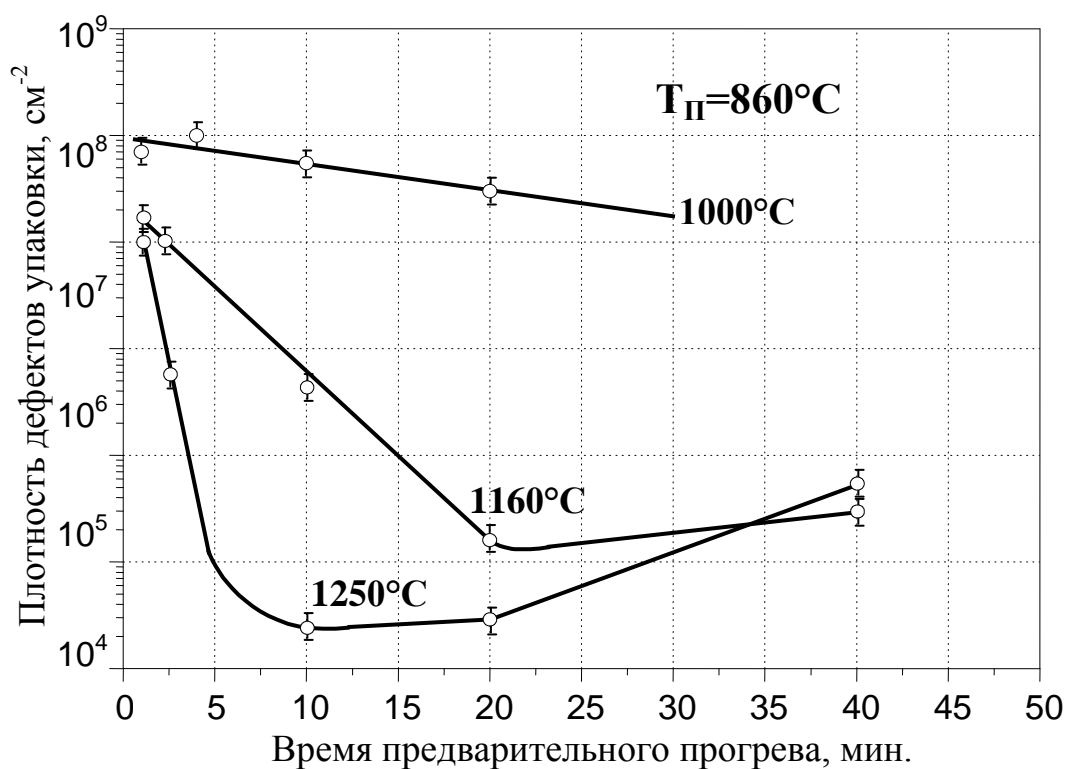
Содержание в остаточной атмосфере углеродосодержащих соединений также приводит к ухудшению структурного совершенства слоев Si .

Принципиальное ограничение на минимальное значение температуры эпитаксиального роста определяется временем, необходимым для того, чтобы осаждаемый атом вошел в растущий кристалл. Оно должно быть меньше времени осаждения монослоя. Эта критическая температура называется температурой эпитаксии. Она является величиной условной, поскольку переход от эпитаксиального наращивания к росту аморфного слоя занимает значительный интервал. Рост слоя при температуре подложки из этого интервала сопровождается накоплением дефектов в нем, приводящим к срыву эпитаксиального наращивания.

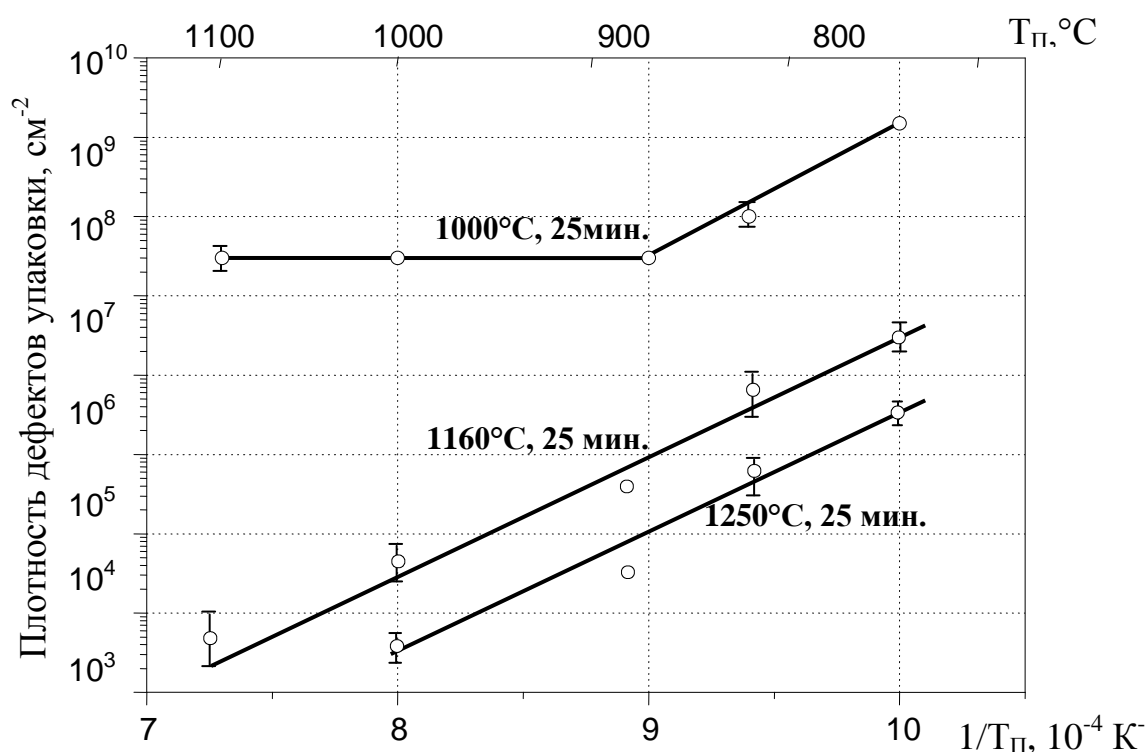
Структурное совершенство нелегированных слоев кремния

Начальная температура эпитаксии кремния на подложке ориентации (100) при МЛЭ со скоростью $\sim 0,3$ мкм/ч. определена равной 165°C . При этом эпитаксиальный слой кремния воспроизводит сверхструктуру типа (2×1) , подложке перед началом осаждения. В области $T_S = 120 - 140^\circ\text{C}$ осаждался слой со структурой (1×1) . При T_S ниже 100°C осаждались аморфные слои кремния. Несмотря на столь низкое значение критической температуры эпитаксии, процесс ведут, как правило, при $T_S \sim 600^\circ\text{C}$, что позволяет получать эпитаксиальные слои с низкой концентрацией структурных дефектов и лучшими электрофизическими характеристиками.





а



в

Рис.4. Зависимости плотности дефектов упаковки ($N_{\text{дв}}$ в пленках кремния от давления остаточных газов (а), продолжительности отжига подложки (б) и от температуры подложки (в) при эпитаксии.

Результаты различных работ по исследованиям дефектности выращенных слоев существенно различаются. Так, в [6] получены значения плотности дислокаций в кремниевых слоях $\sim 200 \text{ см}^{-2}$ вне зависимости от температуры подложки ($600 - 1050^\circ\text{C}$), скорости выращивания ($0,2 - 1,4 \text{ мкм/ч}$) и толщины пленок ($0,3 - 9,0 \text{ мкм}$). Значение плотности дислокаций в эпитаксиальных слоях $10^3 - 10^4 \text{ см}^{-2}$ получены при температурах роста $400 - 1100^\circ\text{C}$.

Детальный анализ дефектообразования в эпитаксиальном кремнии, полученном методом МЛЭ показал, что плотности дислокаций и дефектов упаковки существенным образом зависят от температуры и длительности предэпитаксиального прогрева подложки, температуры подложки при эпитаксии, скорости роста, давления остаточных газов (рис.4. а,б,в).

Причинами, ответственными за возникновение структурных дефектов, считают присутствие частиц SiO_2 на поверхности кремния, появляющихся при неполном удалении защитной пленки в процессе прогрева или адсорбцию кислородосодержащих компонентов остаточной атмосферы на поверхности подложки. Сообщается о концентрации дислокаций 500 см^{-2} при скорости роста $5 - 15 \text{ мкм/ч.}$, $T_s = 700 - 1000^\circ\text{C}$ и ориентациях подложек (100) и (111).

В отсутствие намеренного легирования эпитаксиальные слои кремния могут иметь проводимость р-типа, что обусловлено легированием пленок бором, содержащимся в испаряемом кремнии. Уровень ненамеренного легирования составляет $\sim 10^{14} \text{ см}^{-3}$.

Легирование слоев кремния в процессе МЛЭ

Введение легирующей примеси в слой Si в процессе МЛЭ относится к наиболее важным проблемам в плане использования данного метода для изготовления полупроводниковых приборов. Введение легирующих примесей напрямую связано с электрическими и оптоэлектронными свойствами приборных структур. Поэтому способность контролировать процесс введением определенных легирующих элементов является необходимым условием при выращивании методом МЛЭ приборных структур.

Уровнем легирования слоев управляют регулировкой плотности потока примесных атомов относительно потока атомов Si . Практически для испарения примеси используют ячейку Кнудсена. Выбор сорта легирующего элемента в методе МЛЭ Si с

одной стороны ограничен необходимостью иметь низкое давление паров при невысоких ($\leq 200^\circ\text{C}$) температурах (во избежании нежелательного реиспарения примеси при прогреве камеры), а с другой стороны при температурах не выше $\sim 1100^\circ\text{C}$ обеспечивать потоки вплоть до $\sim 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$.

По этим причинам наиболее часто применяемые в технологии кремния примеси *As*, *P* испаряются слишком быстро, а *B* – слишком медленно, чтобы эффективно управлять их потоками. В результате чаще прибегают к употреблению *Sb*, *Ga* или *Al*.

На рис.5 приведены зависимости интенсивности молекулярных пучков и концентраций легирующих примесей в слое от температуры источника в приближении, что коэффициент прилипания равен 0,01 [1]. Квадратом обозначена область наиболее подходящих температур источника, обеспечивающих изменение концентрации примеси в слое от 10^{14} до 10^{20} см^{-3} .

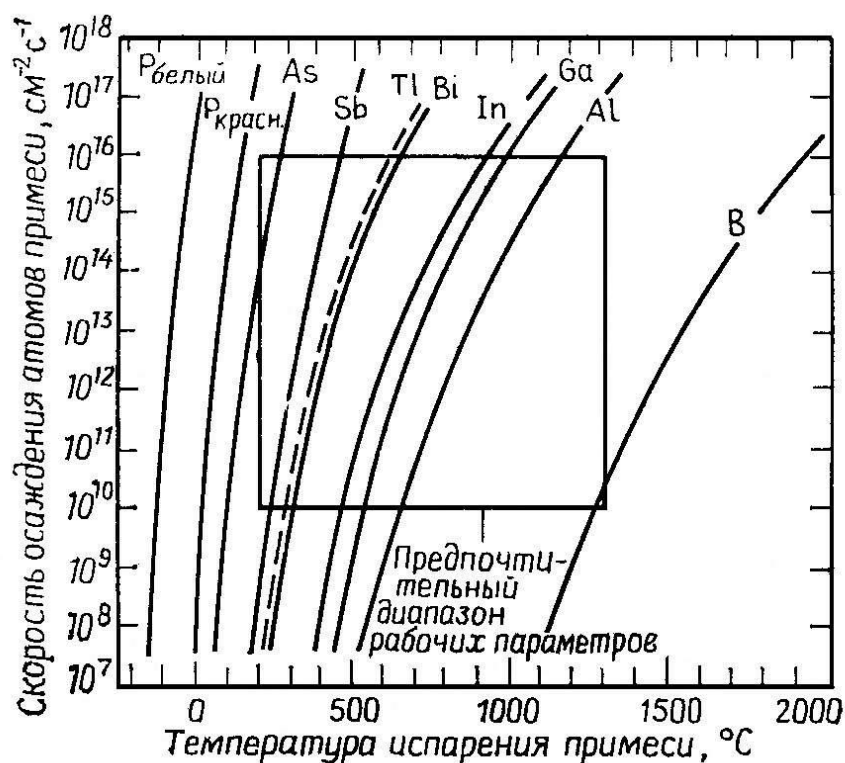


Рис. 5. Зависимость скоростей осаждения примесей и уровней легирования слоев кремния от температуры молекулярного источника [1].

Другая сложность - это температурная зависимость коэффициента прилипания примесей. Примеси с энергиями связи с кремнием, меньшими энергии связи кремния с кремнием, имеют близкий к нулю коэффициент прилипания в области температур,

используемых в методе МЛЭ *Si*. Типичные значения коэффициента прилипания примесей к подложке составляют 0,001 - 0,1. Он быстро убывает с ростом температуры (рис.6), что указывает на высокую вероятность десорбции примеси с поверхности подложки. Наличие температурной зависимости коэффициента прилипания с одной стороны позволяет управлять уровнем легирования растущего слоя, а с другой вызывает необходимость точного поддержания температуры подложки в процессе роста. Метод испарения легирующей примеси имеет большие возможности для легирования эпитаксиальных слоев. Имеются данные о выращивании слоев с концентрацией примеси от 10^{13} до 10^{19} см⁻³.

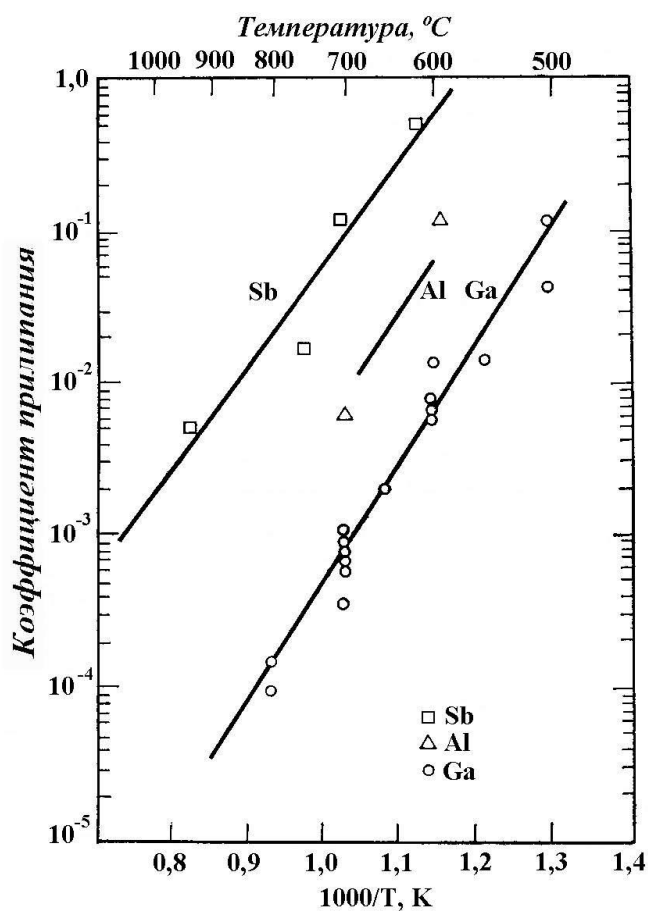


Рис.6. Зависимость коэффициента прилипания примесей от температуры подложки [1].

Легирование в МЛЭ *Si* при температурах роста выше 450°C характеризуется сильной поверхностной сегрегацией примеси, заключающейся в захвате примеси поверхностью растущего слоя. Движущая сила поверхностной сегрегации обусловлена различием окружения атома примеси в объеме и на поверхности кристалла или, другими словами,

стремлением примеси к образованию поверхностных фаз, что является характерной чертой многих процессов на поверхности.

Это справедливо для всех легирующих примесей в кремнии, в том числе и таких, как *Ga* и *In* (при выращивании слоев р-типа проводимости) и *Sb* (при выращивании слоев n-типа проводимости). Справедливо это и для *B*, хотя и в меньшей степени.

Из-за поверхностной сегрегации примеси ее профили концентрации по глубине слоя претерпевают значительные искажения. Так, выращивание сильнолегированного слоя на слаболегированном, приводит к образованию протяженной переходной области (несколько сотен нанометров). Последующее выращивание вновь слаболегированного слоя приводит к размытию профиля легирования, несмотря на резкое уменьшение потока примеси и низкую температуру роста (рис.7).

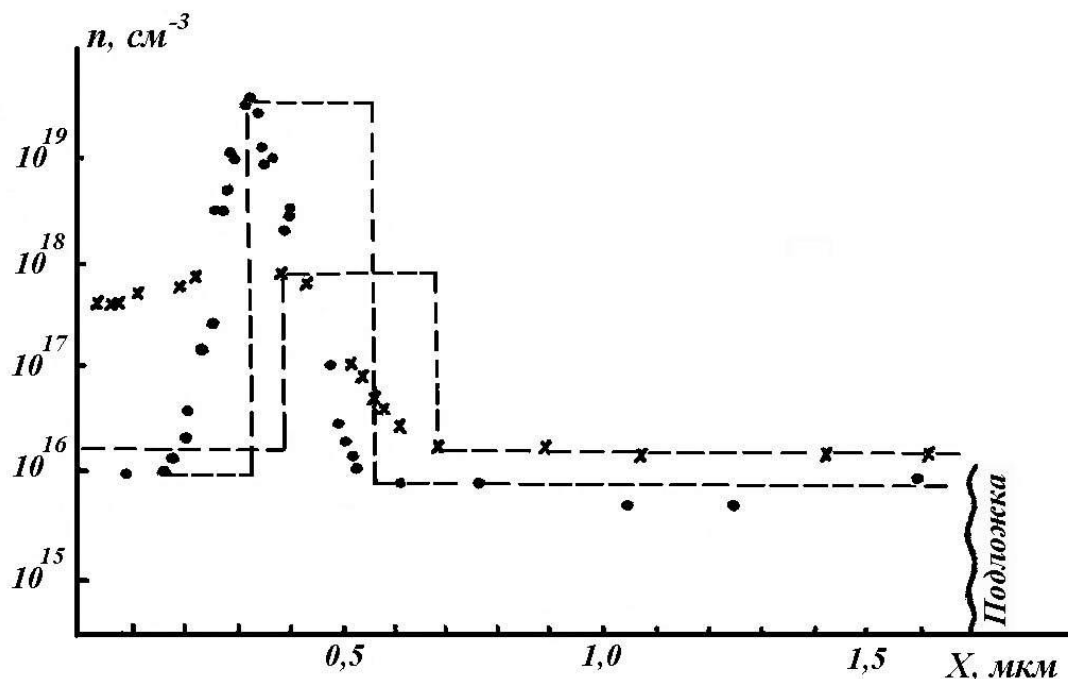


Рис.7. Концентрационные профили бора и фосфора в р-р⁺-р и n-n⁺-n структурах соответственно: • - бор, × - фосфор (пунктиром обозначены расчетные профили) [7].

Образование протяженных переходных областей можно объяснить следующим образом. В начале осаждения легированного слоя из-за сильной поверхностной сегрегации значительная часть примеси захватывается поверхностью роста. Образуется обогащенная примесью область вблизи поверхности, концентрация примеси в которой на несколько порядков величины выше концентрации в слое. Резкое снижение потока

примеси также не приводит к образованию резкого концентрационного профиля, поскольку после уменьшения потока продолжается легирование растущего слоя за счет подпитки из обогащенного примесью поверхностного слоя.

Существование поверхностной сегрегации затрудняет выращивание слоев с заданным профилем распределения примеси и, в частности, получение резких концентрационных переходов, тонких сильнолегированных слоев и δ -легированных слоев Si .

Методы активации процесса вхождения атомов легирующей примеси в слой кремния при молекулярно- лучевой эпитаксии

Как было отмечено, эффекты низкой вероятности внедрения легирующей примеси в слой Si и поверхностной сегрегации ее делают практически невозможным выращивание слоев с заданным профилем распределения концентрации легирующей примеси.

С целью преодоления трудностей, возникающих с легированием слоев Si в методе *МЛЭ* и связанных с поверхностной сегрегацией примеси, были опробованы некоторые подходы. Их можно разделить на три основные группы: низкоэнергетическая ионная имплантация, твердофазная эпитаксия и легирование, усиленное приложением потенциала к подложке – *Potential-Enhanced Doping (PED)* (или легирование вторичной имплантацией). Ниже рассматривается каждый из этих методов.

Низкоэнергетическая ионная имплантация [8].

В этом методе атомы легирующей примеси вводятся непосредственно в субповерхностное состояние, преодолевая, таким образом, их сегрегацию. Ранее сообщалось о применении этого метода для достижения единичного коэффициента внедрения следующих примесей: As , Sb , In и Ga при температурах роста $T_S \geq 500^\circ C$.

В этом методе поток ионов легирующей примеси направляется на поверхность подложки одновременно с потоком матричного элемента (Si). При этом атомы легирующей примеси непрерывно внедряются в решетку растущего кристалла.

Коэффициент прилипания примеси был близок к единице и достигались резкие профили распределения примеси по глубине слоев.

Хотя данный метод имеет, по-видимому, преимущества по сравнению с методом соиспарения легирующей примеси, некоторые проблемы еще остаются. Для уменьшения повреждений, возникающих при ионной имплантации, энергия выбирается минимальная. Подвижность носителей заряда и время жизни, сравнимые с этими параметрами в объемном материале, достигались только при высоких температурах: при 900°C при имплантации ионов As^+ с энергией 800 эВ или при 600°C при энергии ионов 400 эВ. Однако исследование фотолюминесценции выявило сильный ее пик, который связывали с повреждениями, вызванными ионами As^+ с энергиями 200 эВ при температуре роста 500°C. Даже при низких энергиях требуется использование температур роста более высоких, чем те, которые необходимы при выращивании слоев без воздействия ионов.

Кроме того, для создания потока ионов необходимо использовать достаточно сложное и дорогостоящее устройство, а расположение источника ионов в ростовой камере может привести к дополнительному загрязнению растущего слоя кремния неконтролируемыми примесями.

Твердофазная эпитаксия (ТФЭ) [9].

В этом методе рост легированных слоев происходит в две стадии: вначале имеет место осаждение при очень низких температурах, при которых сегрегация кинетически ограничена. Из практических соображений обычно выбирают комнатную температуру, чтобы вырастить аморфную пленку кремния. На второй стадии материал с аморфной структурой подвергают рекристаллизации в процессе отжига. Вся эта процедура происходит без перерыва в условиях сверхвысокого вакуума при наличии чистой поверхности подложки перед осаждением аморфного слоя. Это необходимо для обеспечения высокого качества рекристаллизации. Поскольку легирующая примесь захоронена в самом слое, то за время рекристаллизации поверхностная сегрегация не играет роли. Объемная диффузия обычно незначительна при температурах рекристаллизации, которая составляет ~ 600°C.

В то же время данный метод имеет ряд недостатков. Во-первых, при выращивании δ -легированных слоев и других слоев со сверхрезким переходом между легированными слоями необходимо учитывать диффузию примеси в процессе рекристаллизации.

Некоторые исследователи обнаружили усиление диффузии Sb на границе раздела кристаллическая/аморфная в слоях Si , выращенных методом $T\Phi\mathcal{E}$.

Во-вторых, легированные слои Si , полученные методом $T\Phi\mathcal{E}$, обычно проявляют заниженную подвижность носителей заряда, а электрическая активность атомов примеси менее 100%. Поэтому обычно проводят дополнительный отжиг слоев при температурах $\sim 900^\circ\text{C}$.

Легирование, усиленное приложением потенциала к подложке [10].

Если поток атомов Si вместе с термически испаряемым потоком Sb частично ионизовать, а к подложке приложить отрицательный потенциал, то внедрение атомов Sb увеличивается на несколько порядков величины (рис.8). При использовании смещения, равного -10 кВ, количество ионов Si в потоке составляет около 10%. В последующем при совершенствовании этого метода оказалось, что достаточно к подложке приложить смещение в -1 кВ. Это позволяет уменьшить возможное распыление и повреждение кристаллической решетки слоя при имплантации ионов Si^+ .

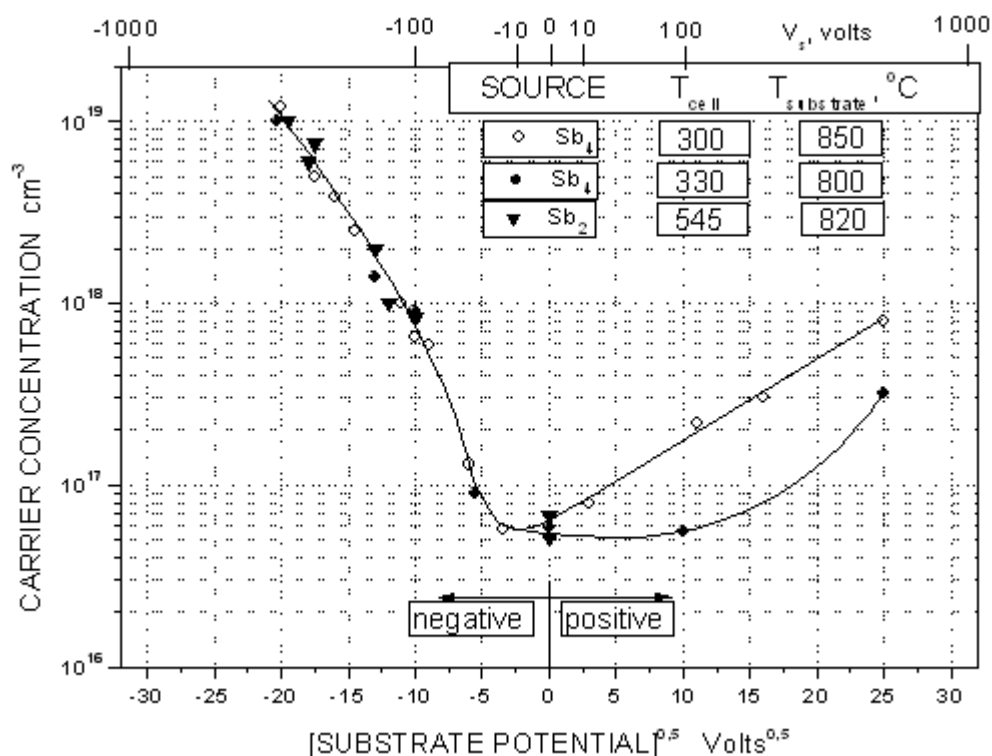


Рис. 8. Концентрация носителей заряда в ЭС Si , легированных Sb в процессе выращивания и приложения потенциала к подложке [10].

Ионы Si^+ естественно присутствуют в достаточном количестве в потоке кремния, создаваемом электронно-лучевым испарением, и они могут быть ускорены по направлению к подложке простым приложением отрицательного потенциала к ней. В таком простом устройстве потенциал на подложке определяет не только энергию ионов, но также коллимирует их. Поскольку сбор ионов в этих условиях зависит от геометрии ростовой камеры и держателя подложки, то в ранних экспериментах для достижения достаточно высокой плотности ионов и локализации их на подложке прикладывалось напряжение вплоть до -1000 В.

Однако эффективность внедрения примеси, пропорциональная потоку ионов, зависит от тока эмиссии электронно-лучевого испарителя и, следовательно, от скорости роста слоя.

Наличие поверхностного покрытия примеси вплоть до величины $\sim 10^{14}$ ат/см², формируемого в процессе поверхностной сегрегации при $МЛЭ$ Si , дало возможность использовать эффект вторичной имплантации для достижения высокой концентрации примеси в слое. Внедрение легирующей примеси в слой происходит в этом методе в результате двойного столкновения между основной падающей частицей и адатомом легирующей примеси.

Вторичная имплантация Sb в слой Si в процессе $МЛЭ$ была продемонстрирована в следующих экспериментах. В качестве первичных ускоренных частиц использовались низкоэнергетические ионы Si^+ (200 эВ), которые генерировались за счет частичной ионизации атомов Si . Энергия ионов Si^+ регулировалась приложением разности потенциалов между подложкой и заземленным источником паров Si . После осаждения буферного слоя на $Si(100)$ была осаждена легирующая примесь (Sb) на поверхность роста при $T_S=650^\circ\text{C}$. При этой температуре поверхностная сегрегация ограничивает вхождение примеси до объемной концентрации $N_{Sb}\approx 10^{16}$ см⁻³. Однако когда поверхность роста была подвергнута воздействию низкоэнергетических ионов Si^+ , то объемная концентрация увеличивалась на три порядка величины (вплоть до 10^{19} см⁻³). В последующем адслой обеднялся за счет внедрения примеси, вызывая экспоненциальную задержку уровня легирования. Количество внедренных атомов Sb почти идентично количеству первоначально осажденных. Эти эксперименты показали, что:

- распыление атомов Sb незначительно при энергии ионов Si^+ ~ 1500 эВ;
- атомы Sb внедряются в решетку Si в позиции замещения;

- даже при высоких уровнях легирования слои Si имели подвижность носителей заряда, сравнимую с подвижностью в объемном Si .

Однако в случае легирования слоев кремния галлием влияние PED проявлялось очень слабо в широких пределах изменения величины и знака прикладываемого к подложке потенциала. Наблюдаемая разница между Sb и Ga при PED может быть связана с различием свойств адатомов этих элементов: сурьма образует двумерное покрытие, а галлий – формирует трехмерные островки (кластеры). В результате в первом случае обеспечивается внедрение Sb , а во втором уменьшается доступ Ga к местам внедрения или доминирует распыление даже при низких смещениях.

Чтобы избежать образования формирования трехмерных кластеров Ga , пробовали предосаждать только 1/3 монослоя галлия на подложку Si . При этих условиях, как показало исследование с использованием сканирующего туннельного микроскопа, формируется двумерная морфология адслоев галлия на поверхности $Si(100)$.

Использование высокого потока ионов Si^+ и значительного снижение величины прикладываемого к подложке потенциала (с 1000 В до 100÷300 В), предосаждение адслоя Ga с плотностью $1,6 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ показало следующие результаты экспериментов. Приложение к подложке потенциала $V = -100$ В приводило к выращиванию слоя с $N \approx 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ и к сегрегации большей части галлия. При повышении потенциала до $V = -300$ В на профиле распределения концентрации сначала появлялся пик, а затем спад концентрации галлия и у поверхности слоя ее величина достигала значения, меньшего на порядок величины. Очевидно, что при этом начинает доминировать десорбция за счет распыления адслоя Ga .

Переходы от одного уровня легирования к другому могут задаваться переключением смещения на подложке. Однако адслой продолжает существовать при этом, поэтому необходимо принимать меры для того, чтобы внедрение легирующей примеси в слой было незначительным при выращивании его без приложения потенциала к подложке.

Механизм PED интенсивно обсуждается. Высокая эффективность приложения отрицательного потенциала на PED заключается в том, что процесс внедрения примеси усиливается за счет вовлечения в него ионов Si^+ . Стимуляция процесса легирования должна происходить либо за счет притяжения к подложке большего числа ионов Si^+ в электрическом поле, что ведет к увеличению числа взаимодействий ион-примесь; либо благодаря увеличению энергии ионов, что ведет к расширению радиуса взаимодействия.

Нельзя не учитывать: а) вызванное ионами Si^+ разложение адсорбированной примеси до такого состояния, которое требуется для ее внедрения в слой (превращение кластеров Sb_4 в мономеры или димеры с высокой реакционной способностью); б) поверхностную диффузию примеси в адслое; в) и формирование мест предпочтительного внедрения.

По-видимому, метод *PED* работает при наличии адслоя легирующей примеси порядка 10^{14} см^{-2} . Прикладываемый потенциал выбирают достаточно высоким, чтобы обеспечить имплантацию "вбиванием", но с другой стороны низким, чтобы избежать распыления. Считается, что метод малоэффективен в случае использования примесей, атомы которых формируют на поверхности роста кластеры.

Механизм по *PED* был также смоделирован методом молекулярной динамики. Основным допущением предложенной модели являлось то, что примесь внедряется за счет дефектов. В результате столкновения ионов Si^+ с поверхностью растущего слоя образуется пространственный каскад, что вызывает генерацию дефектов, распыление и транспорт легирующей примеси вниз от поверхности кристалла. Индуцированные ионами дефекты действуют как центры геттерирования атомов примеси. Расчетная зависимость концентрации примеси в слое от величины прикладываемого к подложке потенциала совпадала с экспериментальными данными.

Таким образом, проведенный выше анализ методов повышения эффективности легирования слоев Si в методе *МЛЭ* показал следующее. Хотя низкоэнергетическая ионная имплантация дает более контролируемый профиль легирования, этот метод требует использования повышенных температур роста, а также сложного и дорогостоящего оборудования. Кроме того, имеются трудности в достижении материала приемлемого качества при уровне легирования выше, чем $1 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$. С другой стороны, метод твердофазной эпитаксии может частично преодолеть те трудности, которые возникают при легировании слоев Si в методе *МЛЭ*. Однако при этом увеличивается время выращивания структуры и происходит деградация качества слоев (заниженные величины подвижности носителей и усиление диффузии примеси в процессе рекристаллизации).

Более подходящим является метод легирования, усиленный приложением потенциала к подложке, или метод легирования вторичной имплантацией. Возможности этого метода были продемонстрированы при легировании слоев Si сурьмой. С помощью этого метода было возможно управление профилем легирования и достижение максимальной концентрации ее в слоях Si $N_{Sb} = 3 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ (т. е. выше

предела растворимости этой примеси). Однако в случае использования другой распространенной легирующей примеси – галлия увеличения концентрации примеси в слоях либо не наблюдалось, либо наблюдалось при ограниченном количестве этой примеси на поверхности роста.

Слои кремния на сапфире (КНС)

Кремниевые приборы, изготовленные на основе эпитаксиальных слоев, которые выращены на кремниевой подложке, имеют такие недостатки, как паразитные электрические цепи, возникающие вследствие большой емкости изолирующего р-п-перехода. Один из способов решения этой проблемы заключается в формировании отдельных приборов на небольших островках кремния на подложке, выполненной из изолятора. Это становится возможным при использовании структур кремни на сапфире (Al_2O_3). Так как материал подложки в этом случае отличается от материала слоя, то этот процесс называется гетероэпитаксиальным.

Исходя из анализа процесса ориентированного нарастания было сделано предположение, что срастание происходит при взаимной параллельности плотноупакованных направлений в плоскости раздела двух кристаллических решеток. Было предложено два критерия, при выполнении которых может быть обеспечена взаимная ориентация двух кристаллов:

- 1) ретикулярная плотность в плоскости нарастающего кристалла должна быть высокой;
- 2) ретикулярная плотности в соприкасающихся плоскостях кристаллов должны быть одинаковыми, а их симметрия подобной.

Примером этого является эпитаксия слоев кремния с кубической (типа алмаз) решеткой на подложку из сапфира (Al_2O_3) с ромбоэдрической решеткой.

Из первого критерия вытекает, что определяющую роль при срастании в рассматриваемом случае должны играть три совокупности наиболее плотноупакованных плоскостей решетки кремния: $\{100\}$, $\{110\}$ и $\{111\}$ и решетки сапфира $\{11\bar{2}0\}$, $\{0001\}$ и $\{01\bar{1}2\}$. После этого сравнением ретикулярных плотностей в указанных плоскостях находят возможные виды взаимного соответствия между ними, что отвечает требованиям второго критерия. Ориентированное нарастание в

рассматриваемом случае происходит так, что атомы кремния занимают по поверхности места, которые соответствовали бы атомам алюминия при продолжении решетки Al_2O_3 .

На рис. 9. представлены схемы взаимного расположения атомов в плоскости срастания для решёток Al_2O_3 и Si, а в таблице 1 указаны соответствующие им разности периодов.

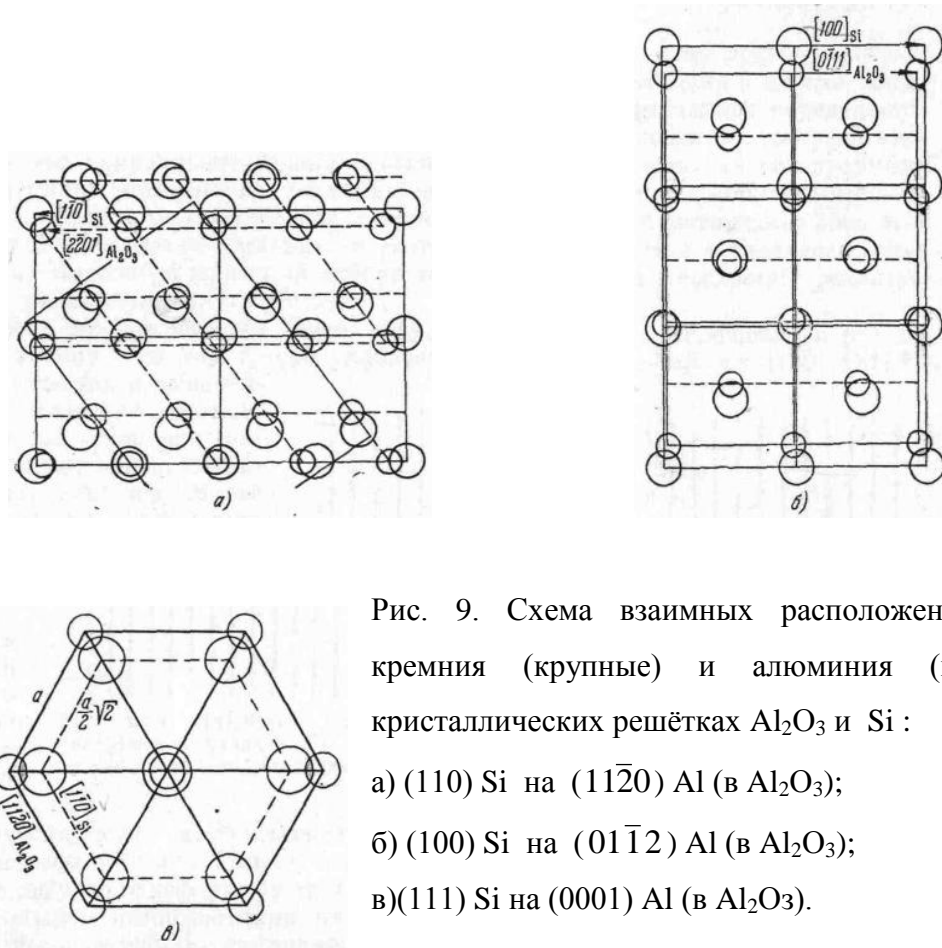


Таблица 1.

Несоответствие периодов в срастающихся плоскостях Al_2O_3 и Si.

Плоскости	Несоответствие периодов, %	Номер рисунка
$\{110\}$ Si \parallel $\{11\bar{2}0\}$ Al_2O_3	5	а
$\{100\}$ Si \parallel $\{01\bar{1}2\}$ Al_2O_3	6	б
$\{111\}$ Si \parallel $\{0001\}$ Al_2O_3	15	в

Результаты показывают, что в первых двух случаях наблюдается высокий уровень соответствия периодов решеток, а в третьем – низкий.

Кроме несоответствия параметров решеток кремния и сапфира, существует и большое различие в коэффициентах линейного расширения этих материалов. Поэтому при высокой температуре подложки при наращивании слоев кремния методом газофазной эпитаксии ($T_S=1000-1050^{\circ}\text{C}$) и снижении температуры после роста до комнатной в слоях кремния возникают большие напряжения, которые приводят к генерации дефектов таких, как дефекты упаковки, дислокации несоответствия и дислокации скольжения. Обнаружено, что плотность дефектов в слое обратно пропорциональна расстоянию от поверхности сапфировой подложки. Это явление связано с несоответствием параметров решеток подложки и эпитаксиального слоя. Напряжения, вызванные несоответствием параметров решеток, частично, релаксируют с образованием дислокаций несоответствия вблизи границы раздела слой – подложка.

Для преодоления указанных трудностей предпринимаются попытки улучшения качества слоев КНС. Применение МЛЭ приводит к снижению температуры процесса, а, следовательно, к уменьшению автолегирования и механических напряжений. В методе МЛЭ слои кремния на сапфире растут при более низкой температуре ($\sim 750^{\circ}\text{C}$), что приводит к меньшей плотности дефектов в слоях и, в конечном счете, к улучшению электрических параметров слоев (например, подвижность носителей заряда повышается).

Некоторые структурные и полупроводниковые свойства сплавов Ge-Si

Ge и Si элементы 4 группы периодической системы Менделеева – являются химическими аналогами и кристаллизуются в структуру типа алмаз (табл. 2). Параметры решеток Ge и Si очень близки, различаются только на 4%. Эти элементы, неограниченно растворяясь друг в друге, образуют непрерывный ряд твердых растворов с кристаллической структурой типа алмаз, который является классическим полупроводниковой бинарной системой типа замещения.

Таблица 2.

Некоторые свойства германия и кремния

Параметр	Ge	Si
Диэлектрическая проницаемость	16	12
Ширина запрещенной зоны, эВ При 300 К	0,85	1,1
Температура плавления, °С	987	1423
Постоянная решетки, см	$5,657 \cdot 10^{-8}$	$5,431 \cdot 10^{-8}$
Подвижность см/В·с		
Электронов	3900	1450
Дырок	1900	495
Удельное сопротивление, Ом·см	47	$23 \cdot 10^4$
Плотность, г/см	5,32674	2,3283

На основании рентгеноструктурного анализа было установлено, что постоянная решетки сплавов Ge-Si имеет линейную зависимость от состава согласно правилу Вегарда, монотонно изменяется от значения для Si до значения для Ge с небольшим отклонением от аддитивности для средних x (рис. 10). Эта зависимость используется для определения x рентгеновским методом в ЭС $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$.

В основе метода лежит определение смещения брегговского максимума отражения от слоя по отношению к максимуму отражения от подложки, которая исполняет роль эталона. На основе правила Вегарда можно считать, что относительное содержание компоненты А в твердом растворе замещения АВ определяется как

$$x_A = \frac{a_A \Delta d}{(a_B - a_A)d}, \quad (4)$$

Здесь a_A и a_B - параметры атомных решеток Si и Ge, d - межплоскостное расстояние решетки подложки, Δd - приращение d в слое.

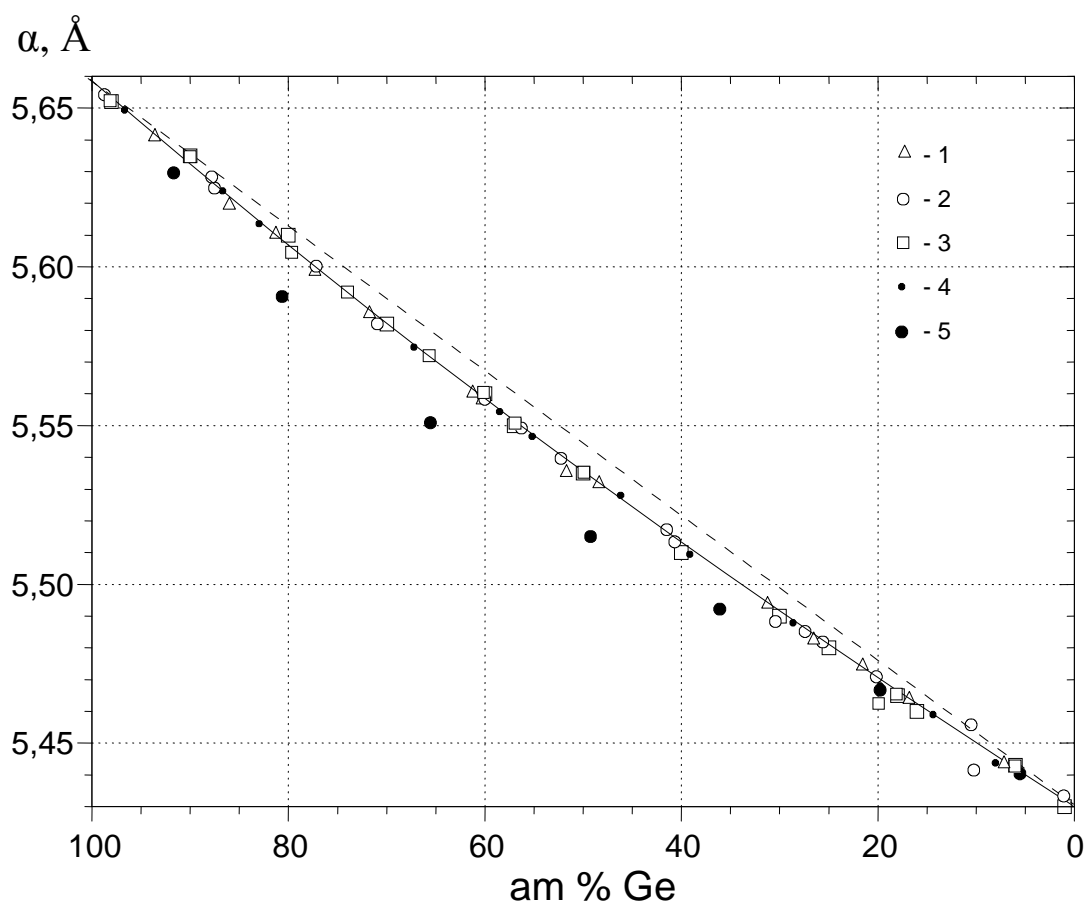


Рис. 10. Зависимость параметра решетки α от ат% Ge. 1-5 – точки из разных работ, --- закон Вегарда.

Еще одно важное свойство системы Ge-Si обнаружилось при вытягивании кристаллов Ge-Si из расплава. Оказалось, что на границе раздела жидкость - твердая фаза коэффициент распределения Si значительно больше 1, то есть атомы в процессе кристаллизации переходят в твердую фазу в большем количестве, чем атомы Ge. Коэффициент распределения Si сильно зависит от концентрации в маточном растворе и скорости вытягивания кристалла. Поэтому при росте кристалла расплав GeSi обедняется Si. Это приводит к неоднородности состава растущего кристалла, срыву монокристаллического роста и образованию поликристалла. Несмотря на улучшение технологии, вытягиванием из расплава в настоящее время удалось получить отдельные монокристаллы GeSi с $x_{\text{Ge}}, x_{\text{Si}} < 20\%$. На рис. 11 приведена диаграмма состояния системы Ge-Si.

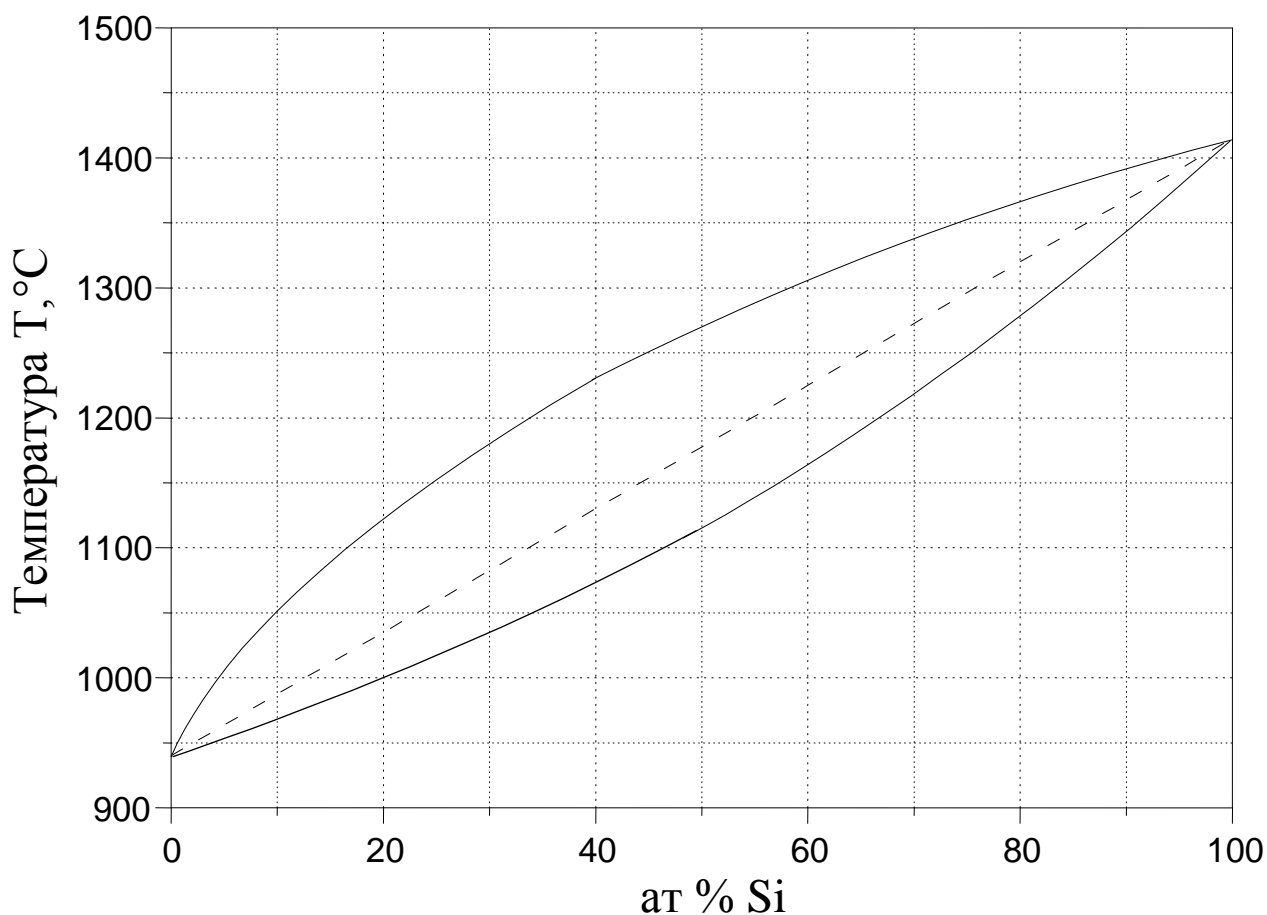


Рис. 11. Диаграмма состояния системы Ge-Si. х – кривая охлаждения, о – кривая нагревания.

Наиболее интересной особенностью сплавов GeSi является зависимость ширины запрещенной зоны от процентного содержания Si. Эта зависимость нелинейная. При ~15% Si наблюдается излом. Изменение ширины запрещенной зоны от состава определяется тем, что добавление Si по-разному смещает минимумы [111] и [100] зоны проводимости, тогда как вершина валентной зоны остается всегда в центре зоны Бриллюэна. При $0 < x_{Si} < 15\%$ абсолютный минимум зоны проводимости совпадает с минимумом [111], который быстро поднимается с добавлением Si. При $x_{Si} \geq 15\%$ абсолютным минимумом запрещенной зоны становится минимум [100], положение которого слабее зависит от x_{Si} (рис. 12).

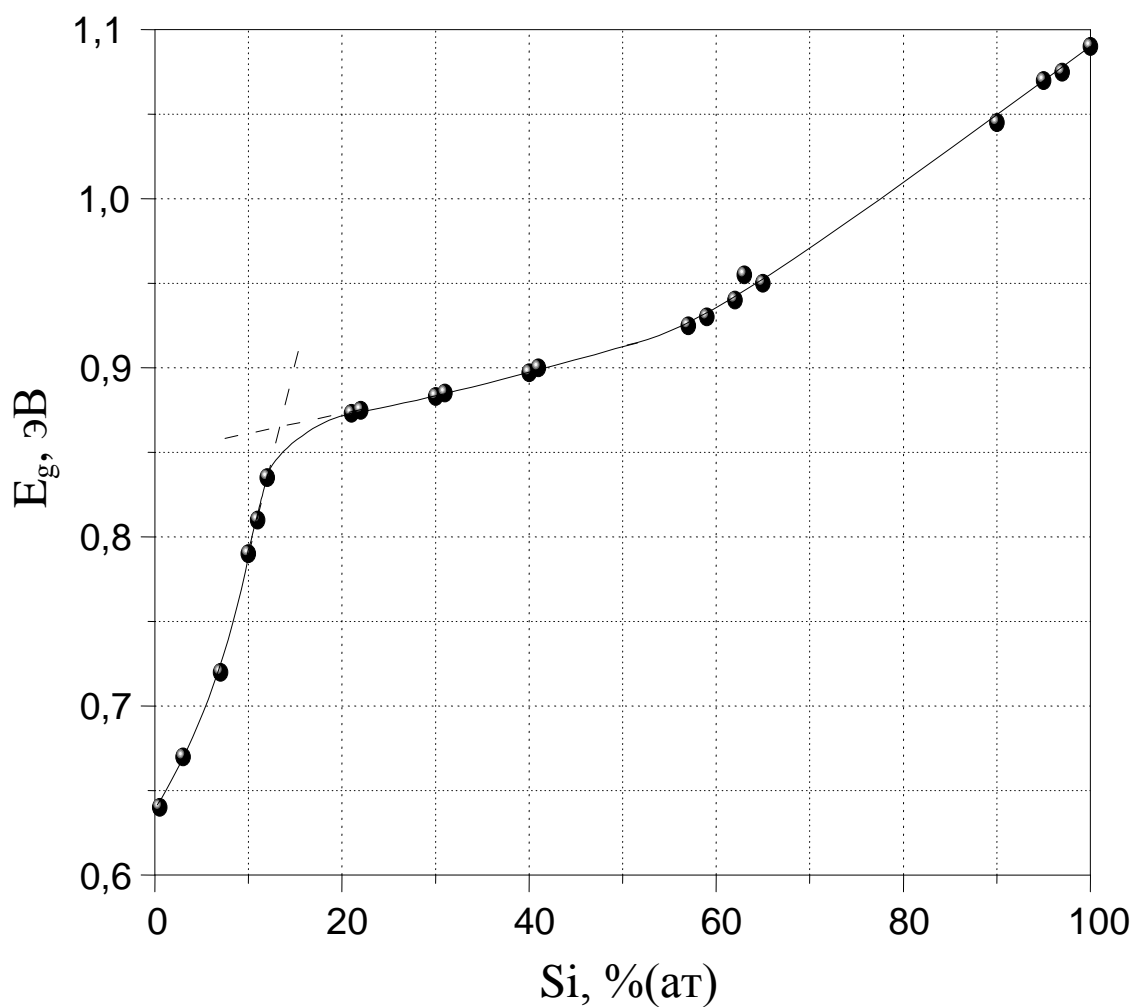


Рис. 12. Зависимость ширины запрещенной зоны твердых растворов Ge-Si от состава при 296 К.

Кремний и германий влияют на свойства сплава Si-Ge, однако сами не создают (благодаря изовалентности) в запрещенной зоне растворителя примесных уровней.

В сплавах системы Si-Ge резко снижается удельная теплопроводность по сравнению с удельной теплопроводностью чистых компонентов, поэтому сплавы этой системы являются эффективными высокотемпературными термоэлектрическими материалами.

Физические особенности гетероэпитаксиального роста слоев SiGe на Si-подложке

Мерой несоответствия параметров решеток слоя и подложки является их относительное различие:

$$f = \frac{2(a_{Ge} - a_{Si})}{a_{Ge} + a_{Si}}, \quad (5)$$

где a – постоянная решетки, Ge и Si – обозначения слоя и подложки.

Для очень тонких эпитаксиальных слоев толщиной 1-2 монослоя (ML), для которых межатомное расстояние отличается от этой величины в объеме кристалла не более чем на 5%, Ван дер Мерве определил несоответствие как

$$f = \frac{a_{Ge} - a_{Si}}{a_{Si}}, \quad (6)$$

Если несоответствие между слоем и подложкой достаточно мало, то первые атомные слои будут деформированы относительно подложки и будут формировать когерентный эпитаксиальный слой. Для такого состояния системы «эпитаксиальный слой – подложка» был введен термин «псевдоморфизм». В этом случае несоответствие параметров решеток компенсируется за счет упругой деформации атомных слоев. Когда толщина слоя увеличивается, то энергетически становится благоприятным введение дислокаций несоответствия (ДН). При этом энергия напряженного слоя будет снижаться до некоторой величины, после которой она будет увеличиваться.

Дислокации несоответствия вводятся, начиная с некоторого значения толщины $h = h_c$ сплошного слоя:

$$h_c \simeq \left(\frac{2.34 * 10^{-2} \text{Å}}{f^2} \right) \ln \left(\frac{h_c}{4.4 \text{Å}} \right), \quad (7)$$

Процессы зарождения, нуклеации и распространения дислокаций в гетеросистемах Si_{1-x}Ge_x/Si достаточно интенсивно изучаются (рис.13, 14).

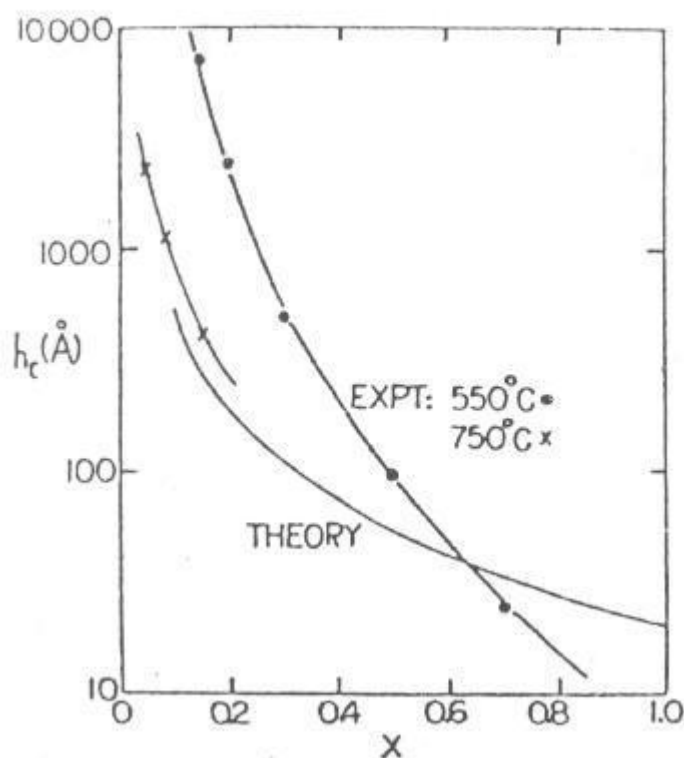


Рис.13. Экспериментальные (символы – метод МЛЭ) и теоретическая (сплошная кривая – модель Мэтьюса-Блэксли для 60° дислокаций) зависимости критической толщины h_c от состава x в гетеросистеме $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}(100)$.

Основная задача, стоящая на пути внедрения слоев твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ в практику – получение слоев с закритическими толщинами и низкой плотностью дислокаций. К настоящему времени предложен ряд способов снижения числа дефектов. Первый способ основан на использовании в качестве буферного слоя между подложкой и собственно структурой слоя твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ переменного состава. Второй способ основан на использовании решетки-фильтра, которая не позволяет наклонным дислокациям распространяться в верхнюю часть структуры. Возможно также сочетание этих способов (градиентная сверхрешетка).

Простой механизм введения дислокаций несоответствия связан с раздвиганием дислокаций, проходящих через оба кристалла (рис. 15). Исходной является дислокация, пересекающая поверхность раздела под углом 45° и имеющая вектор Бюргерса $1/2a$. Такие дислокации часто наблюдаются при сопряжении двух кристаллов с гранецентрированной решеткой (ГЦК) по плоскости (001). Высокий уровень деформации в кристалле A_1 (эпитаксиальный слой) может вызвать раздвижение этой

дислокации в плоскости границы раздела. Появившийся участок CC' представляет собой участок дислокаций несоответствия.

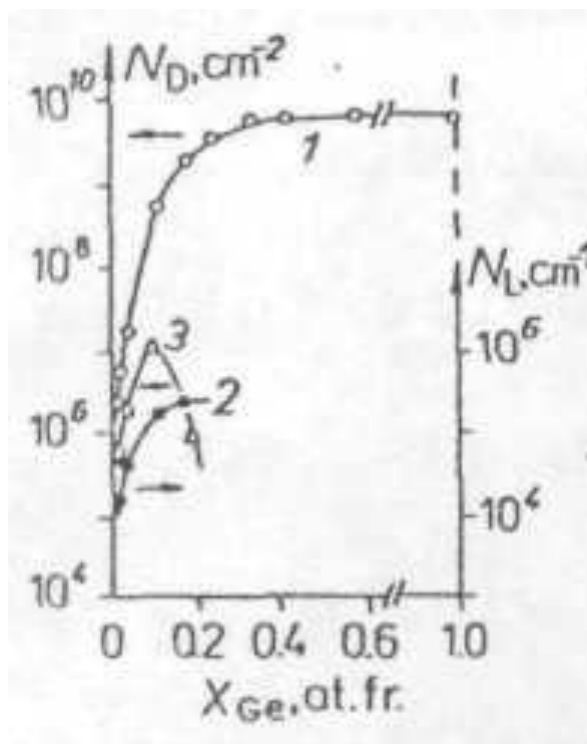


Рис. 14. Зависимость плотности наклонных дислокаций в эпитаксиальном слое N_D (1), линейной плотности дислокаций несоответствия на гетеропереходе N_L (2) и плотности дислокаций в приграничной области подложки N_D (3) от величины x в гетероструктурах $Si_{1-x}Ge_x/Si(001)$. [11].

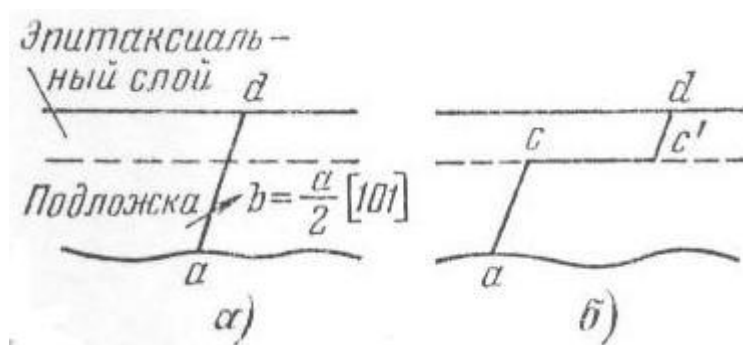


Рис. 15. Схема введения дислокаций несоответствия в межфазную границу при наличии обычной дислокации, пронизывающей пленку и подложку после (б) и до релаксации несоответствия (а) [12].

Выращивание методом МЛЭ гетероэпитаксиальных слоев SiGe на Si(001) подложках

Первое сообщение о выращивании эпитаксиальных слоев SiGe на подложках Si было сделано немецким исследователем Каспером в 1975 году. Позднее большой вклад в исследование процесса роста слоев SiGe на Si внес американский исследователь Бин. В сверхвысоковакуумной установке МЛЭ путем совмещения испарения Si и Ge с использованием электронно-лучевых испарителей были выращены слои твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Базовое давление в камере роста составляло $2 \cdot 10^{-10}$ торр и оно поднималось в процессе осаждения до $5 \cdot 10^{-8}$ торр. Фоновое давление определялось водородом и гелием, парциальное давление которых составляло между 5 и $50 \cdot 10^{-9}$ торр. Скорость осаждения сплава составляла 5 Å/с.

При температуре подложки $T_s = 550 - 750^\circ\text{C}$ слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ растут с гладкой поверхностью по двумерному механизму роста при величине $x \leq x_{\text{крит}}$. Когда величина x превышает $x_{\text{крит}}$, то слой растет по трехмерному механизму. Эта смена механизма роста имеет резкий переход. При дальнейшем повышении содержания Ge в слое $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ морфология поверхности слоя сохраняется.

На рис.16 приведена зависимость морфологии поверхности слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ от температуры роста и содержания Ge в слое. Для температур и долей Ge ниже сплошной линии наблюдается двумерный рост, а выше этой кривой – трехмерный. Кружки на рисунке соответствуют росту слоя с грубой (шероховатой) поверхностью, а цифрами – гладкой поверхностью.

Критическая величина x_c повышается при снижении температуры роста и достигала $x = 1$ при $T_s < 550^\circ\text{C}$.

Для изучения механизма роста слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ многие исследователи успешно используют модифицированный метод дифракции быстрых электронов (ДБЭ) – исследование осцилляций интенсивности дифракционных рефлексов во время роста, который позволяет контролировать не только структуру поверхности роста, но и ее гладкость на уровне монослоев, длину поверхностной диффузии адатомов и скорость роста.

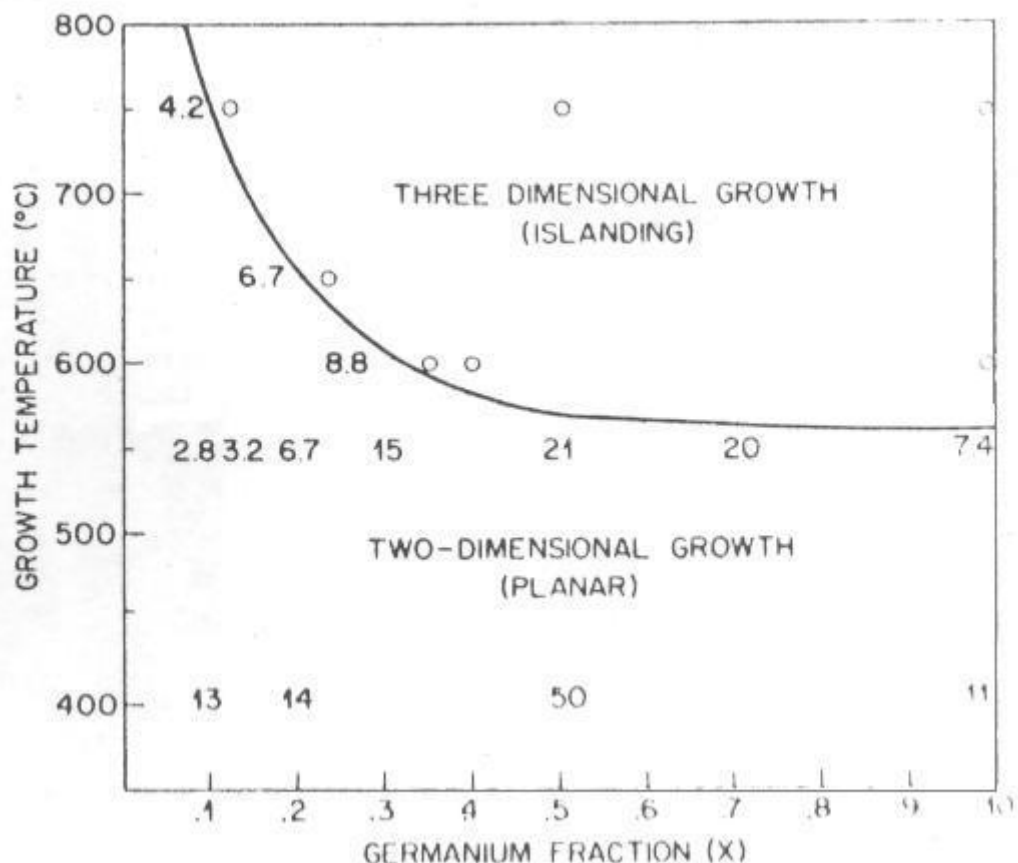


Рис. 16. Морфология слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ толщиной 100 нм в зависимости от температуры роста и состава (x) [13].

Примесные осцилляции интенсивности ДБЭ наблюдаемые от азимута $[1\bar{1}0]$ в процессе роста структур $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ на $\text{Si}(100)$ при $T_s = 450^\circ\text{C}$, приведены на рис. 17. Амплитуда осцилляции и средняя интенсивность неизменны, когда выращивали буферный слой Si. Они начинают уменьшаться с началом роста слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Уменьшение становится резким с увеличением мольной части Ge в растущей пленке. При росте Ge на Si, т.е. при $x = 1,0$ наблюдается только два периода осцилляций.

Из этих наблюдений картин ДБЭ можно заключить, что уменьшение амплитуды осцилляций в процессе роста $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ является результатом изменения механизма роста от двумерного (послойного) к трехмерному, который вызывает кластерообразование $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$. Сам Ge не является причиной кластерообразования. Движущей силой кластерообразования является несоответствие параметров решеток Si-подложки и эпитаксиальных слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$.

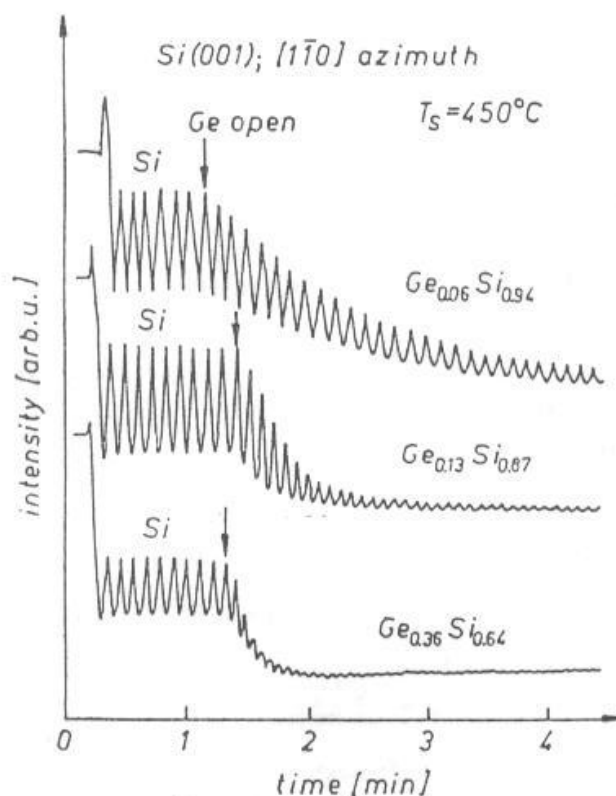


Рис. 17. Примесные осцилляции интенсивности ДБЭ наблюдаемые от азимута $[1\bar{1}0]$ в процессе роста структур $\text{Ge}_{1-x}\text{Si}_x$ на $\text{Si}(100)$ при $T_S = 450^\circ\text{C}$. [14].

Другая особенность гетероструктур $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ состоит в восстановлении гладкой поверхности роста при наращивании верхнего слоя из Si. Для этого осаждение Ge прекращают, а Si – продолжают после наращивания сплава $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ с грубой поверхностью. С увеличением длительности наращивания Si-слоя амплитуда осцилляции интенсивности ДБЭ увеличивается. Это означает, что грубая поверхность трехмерного роста $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ сглаживается на начальной стадии роста слоя Si.

В работах Каспера и Бина было доказано, что при некоторых условиях роста напряжения в слоях с толщиной, большей критической, могут сниматься. Релаксация упругих напряжений в гетероэпитаксиальном слое определяется кинетикой пластической деформации и контролируется двумя параметрами: сдвиговым напряжением и температурой роста.

На рис.18 приведены результаты для серии слоев $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, выращенных на Si при температуре 570°C . Заштрихованными кружочками отмечены слои с процентом упругих напряжений, равным 100. Они лежат левее рассчитанной (пунктирной) кривой, определяющей где наблюдается частичная релаксация упругой деформации.

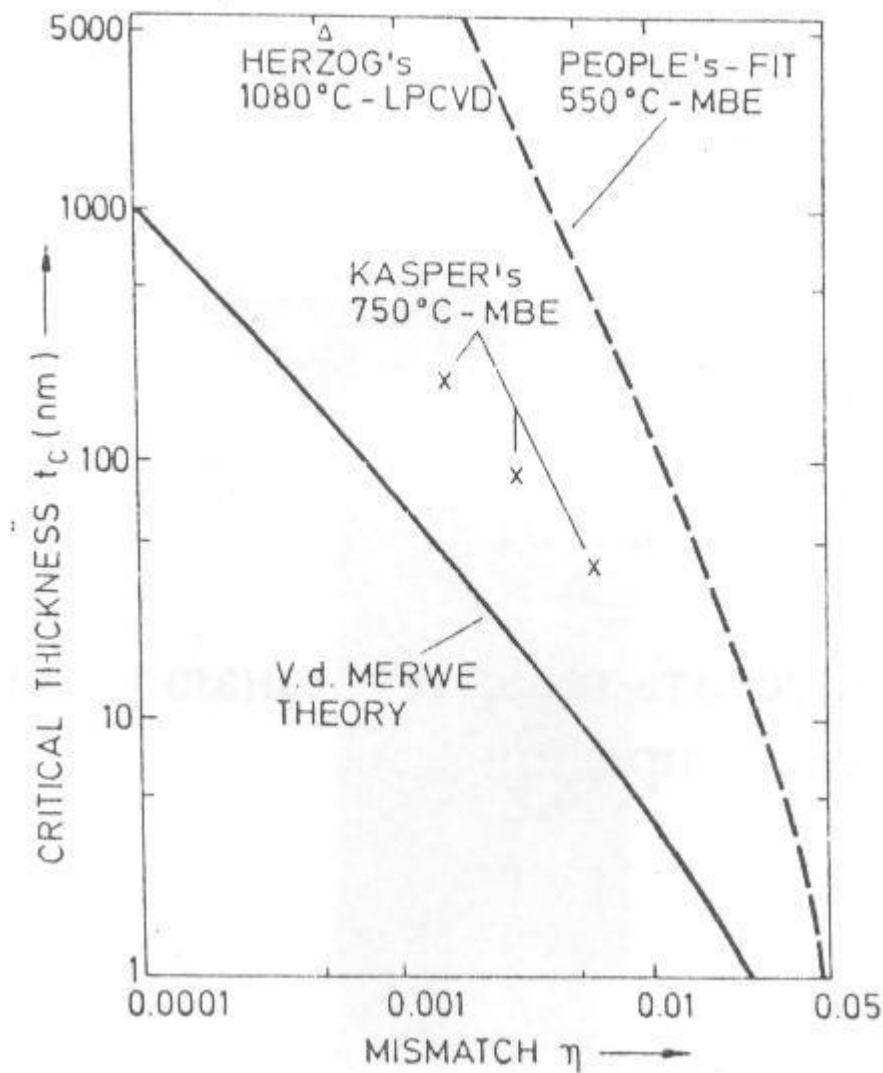


Рис. 18. Критическая толщина в зависимости от несоответствия параметров слоя $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ и подложки Si(100) [15].

На рис. 18 можно выделить три области: 1 – область, где слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ стабильны против снятия напряжения; 2- область, где слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ метастабильны (нестабильны) против снятия напряжения (т.е. требуется дополнительная энергия для образования дислокаций несоответствия или релаксации); 3- область, где слои $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ релаксируются (т.е. напряжение снимается в них путем образования дислокаций несоответствия).

Экспериментально наблюдаемые значения критической толщины слоев SiGe на Si(100) выше расчетных. Причины отклонения от теории вызваны следующим:

- 1) реально плоскость скольжения дислокаций отклонена от границы раздела;

- 2) неоднородное пространство дислокаций;
- 3) сильная межграничная прочность связей.

Приборное приложение структур со слоями Si и SiGe

В последние 10 – 20 лет часто сообщалось об изготовлении различных приборов на основе структур, выращенных методом МЛЭ. Внедрение метода МЛЭ в производство позволило изготовить целый ряд приборов с параметрами, превосходящими некоторые параметры приборов, полученных с помощью других методов эпитаксиального осаждения.

В отличие от обычных транзисторов, гетеробиполярные транзисторы (ГБТ) характеризуются более высоким быстродействием и меньшей потребляемой мощностью. В основном их изготавливают на основе ГС из полупроводниковых соединений типа GaAs. Фирмой IBM в 1987 г. была предложена структура для такого транзистора, где база изготавливается на основе сплава кремний-германий.

На рис. 19 приведен профиль распределения концентраций атомов Ge и легирующих примесей (Sb, В) в структуре ГБТ, полностью выращенной методом МЛЭ. Параметры слоев приведены в таблице 3.

Таблица 3.

Параметры слоев в структуре ГБТ.

№ слоя	Назначение	Толщина, нм	Концентрация, см ⁻³	Содержание Ge, (х)%
1	Коллектор	350	Sb $2 \cdot 10^{17}$	0
2	Коллектор-база плакирования	10		28
3	База	30	B $6 \cdot 10^{19}$	28
4	База-эмиттер плакирования	0		28
5	Эмиттер	200	Sb $2 \cdot 10^{18}$	0
6	Эмиттерный контакт	150	Sb $2 \cdot 10^{20}$	0

Процесс выращивания структур проводился с последовательным снижением температуры подложки с 650 до 325°C. Легирование осуществлялось как простым термическим испарением примеси из ячейки Кнудсена, так и методом вторичной ионной имплантации. Профиль легирования структуры ГБТ приведен на рис.19.

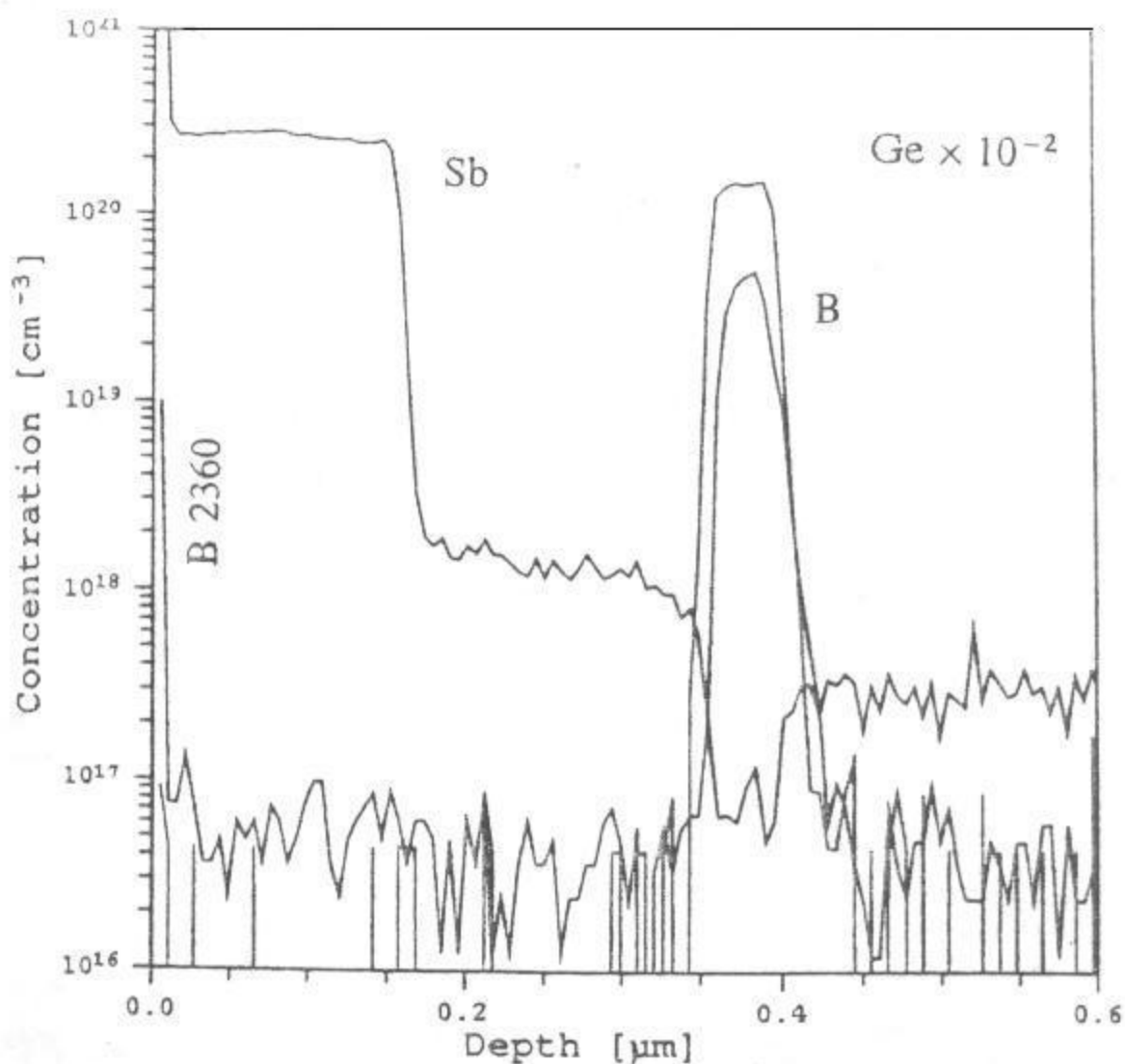


Рис.19. ВМС-профиль распределения Ge, B, Sb в структуре ГБТ.

Параметры изготовления ГБТ измерялись на постоянном и переменном токе. Получено существенное увеличение тока коллектора по сравнению с обычными биполярными транзисторами. Уровень шумов составляет 0,6 и 1,2 дБ на частотах 2 и 10 ГГц соответственно.

Перспективность развития данного класса ГБТ с узкозонной базой не вызывает сомнения.

В течение последних 15-20 лет усилился интерес к фотоэлектрическим свойствам ГС SiGe/Si, связанный с расширением спектрального диапазона фотодетекторов на базе Si в ИК-области (прежде всего в диапазоне 1,3-1,55 мкм.).

Очевидно, что для создания интегрально-оптических устройств необходимы не только излучатели, но и фотоприемники. В настоящее время в качестве фотоприемников, работающих в диапазоне 1,3-1,55 мкм, используются р-і-п-фотодиоды на основе ГС InGaAs/InP. Однако они плохо интегрируются в ИС на основе Si.

Наиболее перспективными фотоприемниками диапазона 1,3-1,55 мкм на базе Si на данный момент считаются р-і-п фотодиоды.

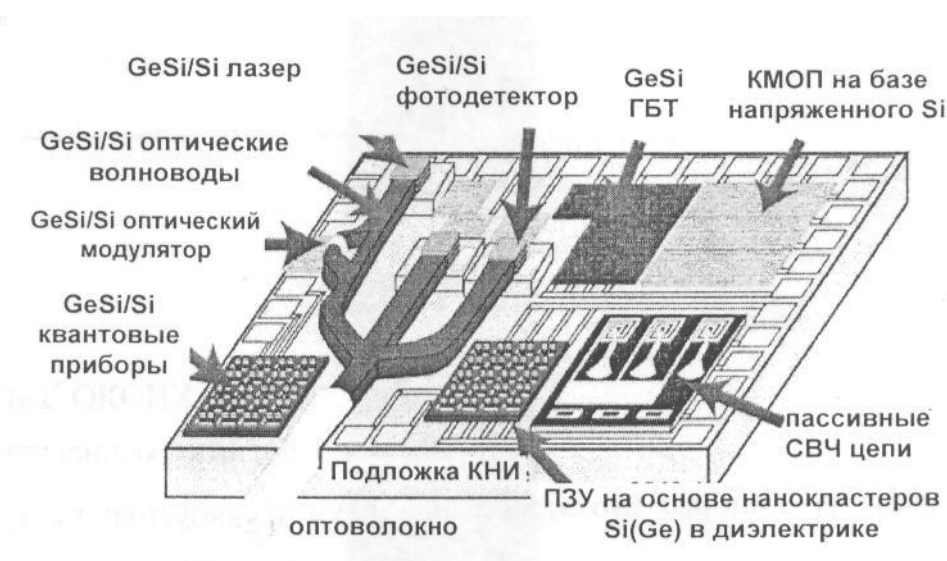


Рис.20. Гипотетическая интегральная схема на основе Si, в которой использованы различные электронные и оптоэлектронные элементы на основе GeSi (адаптировано с веб-сайта GeSi группы Кембриджского университета).

Отметим также, что гетероструктуры GeSi/Si могут использоваться в интегральных схемах (в том числе, оптоэлектронных) не только как активная среда для приборов генерации и детектирования излучения, но и как материал для пассивных планарных световодов, рамановских лазеров и усилителей, электрооптических модуляторов, а также в электронных приборах: энергозависимой памяти на базе МОП транзисторов с плавающим затвором, в которых в подзатворные диэлектрики внедряются нанокристаллы Si (так называемая нано-флэш память), квантовых приборах (таких как резонансно – туннельные приборы) и пр. Наконец, GeSi гетероструктуры активно используются в перспективных КМОП-транзисторах, где канал сделан из упруго-

напряженного Si. На рис.20 показан гипотетический чип на основе Si, в котором использованы различные электронные и оптоэлектронные элементы на основе GeSi.

Перспективы развития метода МЛЭ Si и SiGe

В области теоретического исследования метода МЛЭ будут, вероятно, широко использоваться компьютерные расчеты физических процессов, определяющие рост слоев. Должное внимание будет уделяться исследованию механизма роста слоев в данном методе, например, переход от двумерного зародышеобразования к механизму роста перемещением ступенек. Также важно понимания влияния, которое оказывают параметры молекулярного потока на процессы роста. Важной областью исследования в теории метода МЛЭ является взаимодействие поверхностных частиц.

Важным является также исследование структурного совершенства слоев Si и SiGe, выращенных МЛЭ. Предметом этих исследований будет, вероятно, дислокации, напряжения, равновесное расположение атомов в структурах субмикронных размеров.

Целью дальнейших экспериментальных исследований будет оптимизация параметров роста для низкоразмерных структур. Широко начинают исследоваться структуры со слоями Si и SiGe, выращенные на изоляторах. Это подложки типа кремний на сапфире (КНС) и кремний на диэлектрике (КНИ).

МЛЭ жестко связана с физикой поверхности, поскольку явление поверхностной кинетики играет решающую роль в развитии этой технологии. Поэтому, очевидно, что методы анализа поверхности, подобно RHEED, эллипсометрии и др. будут интенсивно исследоваться по отношению к МЛЭ. Это будет связано с использованием новых методов подготовки и сохранения поверхности подложки.

В заключении, но отнюдь не в последнюю очередь, отметим наиболее важную область, связанную с технологией изготовления приборов, реализуемых с использованием МЛЭ. Это важно с коммерческой точки зрения. Необходимо учитывать конкуренцию методу МЛЭ других методов эпитаксии. Поскольку метод МЛЭ базируется на использовании дорогостоящего оборудования, то он должен сохранить в будущем преимущества в создании новых приборов и приборов с улучшенными рабочими характеристиками.

Используемая литература

1. U. Konig, H. Kibbel, E. Kasper. MBE: Growth and Sb Doping // J. Vac. Sci. Technol. – 1979. – V.16. – P.985.
2. J. C. Bean, in Wang F. F., Ed., Impurity Doping Processes in Silicon, North-Holland, Amsterdam, 1981.
3. С.С. Гельбух, А.С. Джумалиев, Ю.В. Ершова и др. Современные достижения молекулярно-лучевой и лазерной эпитаксии в создании пленочных квантовых структур. – М.: ЦНИИ «Электроника», 1992, - с.34. (Обзоры по электр. технике, сер. 7. Технология, организация производства и оборудования. Вып. 4.)
4. З.П. Вишнякова. Молекулярно-лучевая эпитаксия в полупроводниковом производстве. – М.: ЦНИИ «Электроника», 1985, - с.8. (Обзоры по электр. технике, сер. 2. Полупроводниковые приборы. Вып. 7.)
5. А.А. Чернов, Е.И. Гиваргизов, Х.С. Багдасаров. Современная кристаллография Т.3. Образование кристаллов // М.: Наука, 1980, 407с.
6. H. Sugiura and M. Yamaguch. Growth of dislocation free silicon films by molecular beam epitaxy. // J. Vac. and Technol. - 1981. - V.19, №12. - P.157-160.
7. М.И. Овсянников, Р.Г. Логинова, Н.А. Алябина, Ю.А. Романов, В.А. Толомасов, В.Н. Шабанов, С.А. Шамоу. Поверхностная сегрегация легирующей примеси при росте эпитаксиальных слоев кремния в вакууме. // Рук. деп. в ВИНТИ №2089-80, г. Горький, 1980. 11 с.
8. Y. Ota. N-type doping Techniques in Silicon Molecular Beam Epitaxy by Simultaneous Arsenic Ion Implantation and by Antimony Evaporation // J. Electchem. Soc. – 1979. – V.126. P.1761.
9. D. Streit, R.A. Metzder and F.G. Allen. Doping of silicon in molecular beam epitaxy systems by solid phase epitaxy. // Appl. Phys. Lett. – 1984. - V.44, №2. P.234-236.
10. R.A.A. Kubiak, W.Y. Leong, E.H.C. Parker. Potential enhanced doping of Si growth by Molecular Beam Epitaxy. // J. Electrochem. Soc. - 1985. - V.132. №11. - P.2738-2742.
11. Mil'vidskii M. G., Vdovin V. I., Orlov L. K., Tolomasov V. A., Potapov A. V., et al. Heterostructures and strained superlattices in the Ge-Si system: growth, structure defects, and electronic properties. // Inst. Phys. Conf. Ser. – 1997. - №155. – Ch.3. – P.205 – 208.

12. Л.С. Палатник, В.К. Сорокин. Материаловедение в микроэлектронике. – М.: Энергия. 1977. – 280с.
13. J.C. Bean, L.C. Feldman, A.T. Fiory, et al. $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$ strained layer superlattice grown by molecular beam epitaxy. // J. Vac. Sci. Technol. A. – 1984. – V.2, №2. – P.436 – 440.
14. K. Sakamoto, T. Sakamoto, S. Nagao, G. Hashiguchi, K. Kuniyoshi, Y. Bando // Jpn J. Appl. Phys. – 1987. – V.26. – P.666.
15. E. Kasper. Growth and properties of Si/SiGe superlattices // Surface Science. – 1986. V.174. - P.630 - 639.