

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского

Национальный исследовательский университет

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

Шенгуров В.Г.

**Изучение дефектов кристаллического строения в пленках кремния,
полученных молекулярно-лучевой эпитаксией**

(Лабораторная работа по УМК «Молекулярно-лучевая эпитаксия
кремния и кремний-германия»)

ННГУ, 2010

УДК 621.315.592:61

Изучение дефектов кристаллического строения в пленках кремния, полученных молекулярно-лучевой эпитаксией: Лабораторная работа учебно-методического комплекса «Молекулярно-лучевая эпитаксия кремния и кремний-германия» / Сост. Шенгуров В.Г. – Н.Новгород, ННГУ, 2010. – 17 с.

Цель работы: изучение структурного совершенства эпитаксиальных слоев кремния — Si и твердого раствора германия в кремнии — $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$, полученных методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Определение плотности дефектов упаковки и дислокаций в выращенных слоях. Установление зависимости структурного совершенства слоев от параметров процесса наращивания.

Составители: д.ф.-м.н. Шенгуров В.Г.

Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского
(Национальный исследовательский университет), 2010

1. ВВЕДЕНИЕ

Молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) — способ выращивания тонких монокристаллических слоев на монокристаллических подложках путем конденсации молекулярных пучков в высоком вакууме. Получение слоев производится на подложках, нагретых до определенных сравнительно низких температур. Метод обладает рядом существенных преимуществ перед другими методами выращивания монокристаллических слоев, такими, как парогазовая и жидкофазная эпитаксии. К преимуществам относятся:

- низкая температура процесса;
- широкий интервал уровней легирования слоев;
- высокая точность управления уровнем легирования слоев;
- низкий уровень основных фоновых примесей;
- высокая точность воспроизведения толщины слоев.

Эти преимущества позволяют получать с высокой воспроизводимостью тонкие многослойные структуры с предельно резкими профилями легирования. Кроме того, возможность сочетать МЛЭ с эпитаксией твердых растворов германий-кремний существенно расширяет выбор гетероструктур, получаемых этим методом. Реализация возможностей МЛЭ привела к созданию принципиально новых приборов, а также к улучшению характеристик уже существующих. Прогресс в этой области дает основания полагать, что МЛЭ позволит в будущем создать новую элементную базу для микроэлектроники, в частности, сделает реальным переход к трехмерным интегральным схемам. Метод МЛЭ Si и его твердых растворов перспективен и для создания твердотельных наноструктур с квантовыми точками, линиями и т. д.

К эпитаксиальным слоям, используемым в технологии изготовления полупроводниковых микросхем и оптоэлектронных приборов, предъявляются высокие требования в области совершенства их кристаллического строения. Это связано с вредным влиянием различных дефектов на эксплуатационные свойства приборов. Для того чтобы научиться получать слои высокого структурного совершенства, необходимо изучить дефекты кристаллического строения слоев и механизмы их образования. Основными дефектами в эпитаксиальных слоях Si являются дефекты упаковки и дислокации. Первые чаще всего встречаются в гомоэпитаксиальных структурах. При получении гетероэпитаксиальных слоев с относительно большим кристаллографическим несоответствием (например, $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ при больших значениях x) наблюдается образование дислокаций. В связи с этим необходим контроль количества дислокаций и нахождение

оптимальных условий роста, когда их число будет минимальным. Основными методами изучения дефектов в тонких слоях являются метод избирательного травления в сочетании с оптической микроскопией, рентгеновские и электронно-микроскопические методы. В данной работе используется метод избирательного травления, оптическая и электронная микроскопия.

2. ОПИСАНИЕ ПРОЦЕССА МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ КРЕМНИЯ

Сущность процесса получения легированных слоев кремния состоит в испарении Si и одной или нескольких легирующих примесей в высоком вакууме (рис. 1). Испаряемое вещество с относительно высокой скоростью переносится в условиях высокого вакуума на подложку. Обычно МЛЭ кремния проводится в вакууме при давлении $5 \cdot 10^{-8}$ - 10^{-10} мм рт. ст. При давлении 10^9 мм рт. ст. длина свободного пробега атомов порядка $5 \cdot 10^6$ см, и поскольку столкновения между атомами маловероятны, то скорость переноса определяется в большей степени тепловой энергией, чем диффузионными процессами. Вследствие этого процессом наращивания и его однородностью можно управлять путем изменения параметров источников. Отсутствие промежуточных реакций и диффузионных процессов наряду с относительно высокой тепловой скоростью позволяет быстро изменять свойства слоя при любых изменениях в источниках.

Температурный диапазон для МЛЭ кремния лежит в пределах от 400 до 900°C. Технически возможно применение и более высоких температур, однако это приведет к увеличению автолегирования и диффузии примеси из подложки. Скорость роста эпитаксиального слоя составляет от 0,6 до 3 мкм/час.

Предэпитаксиальная обработка подложки при использовании метода МЛЭ проводится обычно путем прогрева в вакууме до температур, близких к температуре плавления кремния, при которой происходит удаление естественного окисла кремния. Вместе с ним удаляется и карбид кремния, образовавшийся на поверхности при нагреве в вакууме за счет взаимодействия углеводородов с кремнием (в установках с паромасляными средствами откачки). Карбидные частицы являются центрами торможения ступеней при росте и способствуют образованию дефектов. Отжиг проводится при температуре 1000-1250°C длительностью до 10 мин.

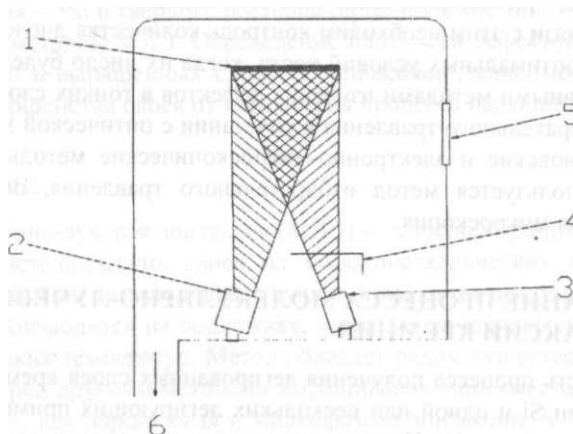


Рис. 1. Схематическое изображение установки для МЛЭ:

1 - подложка. 2 - источник паров кремния, 3 - источник паров примеси, 4 – заслонка, 5 - окно для наблюдения. 6 - система откачки

Чтобы получить высокую температуру, превышающую 1000°C , и уменьшить количество реиспаряемых газов, испускаемых вследствие нагрева, прибегают к нагреву кремниевой подложки путем пропускания по ней тока. Поэтому монокристаллической подложке придают четырехугольную форму размером $75 \times 10 \text{ мм}^2$. Температуру подложки в области температур $600\text{-}900^{\circ}\text{C}$ определяют с помощью оптического пирометра, расположенного вне камеры, а в области $400\text{-}600^{\circ}\text{C}$ — по его удельному сопротивлению двухзондовым методом.

Для получения молекулярного потока кремния используют либо испарение из расплава, либо сублимацию.

Для легирования эпитаксиальных слоев кремния в процессе роста успешно используются три способа создания молекулярных потоков примесных элементов:

- 1) испарение примеси из элементарного состояния;
- 2) испарение примеси из сублимирующего источника легированного кремния;
- 3) введение в вакуумный объем газообразных соединений примесных элементов.

В данной работе гомоэпитаксиальные легированные пленки кремния получают с использованием в качестве источника паров кремния, легированного одной из электрически активных примесей (B, P, As или Sb). Гетероэпитаксиальные слои твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ получают введением в камеру роста германа — газа, молекулы которого содержат германий (GeH_4).

3. ДЕФЕКТЫ В ГОМОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ Si И ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$

Реальная структура эпитаксиальных слоев кремния, полученных МЛЭ, зависит от основных технологических параметров:

- 1) качества подготовки поверхности подложки;
- 2) температуры подложки;
- 3) скорости роста;
- 4) давления и состава остаточных газов.

Влияние предварительного отжига подложки на структуру эпитаксиального слоя. Как указывалось выше, для улучшения качества подготовки поверхности подложки её подвергают предварительному отжигу. С повышением температуры отжига сокращается время, необходимое для получения чистой поверхности подложки. Плотность дефектов упаковки ($N_{\text{ДУ}}$) в слоях, выращенных при постоянной температуре подложки и ориентированных, например, по плоскости (111), резко уменьшается с повышением температуры предварительного отжига и увеличением его продолжительности.

Влияние температуры роста. По электронографическим данным все слои, полученные при температуре от 500°C и выше, являются монокристаллическими. На дифракционной картине (на отражение) присутствуют Кикучи-линии, их полуширина при повышении температуры уменьшается, что свидетельствует об улучшении структуры. Плотность дислокаций ($N_{\text{Д}}$) уменьшается с повышением температуры выращивания.

Влияние прочих условий роста. Пленки с лучшими кристаллографическими свойствами можно выращивать на подложках, ориентированных по плоскости (100), чем по плоскости (111). Практика показывает, что методом МЛЭ можно вырастить эпитаксиальные слои кремния, почти не содержащие дислокации. Для этого процесс роста производится при достаточно высокой температуре (~800°C) и скорости роста, равной 1 мкм/час.

Все дефекты, которые встречаются в гомоэпитаксиальных слоях кремния, можно разделить на дислокации, дефекты упаковки и области ускоренного роста (макроскопические выступы).

3.1. Дефекты упаковки (ДУ)

Дефектом упаковки называют нарушение последовательности в расположении плотноупакованных атомных плоскостей. Для ГЦК-решетки последовательность

плотнупакованных плоскостей (111) запишется ...ABCABCABC... Для структуры алмаза последовательность упаковки слоев (111) ...AA'BB'CC'AA'BB'CC'... Однако в данной работе будут использоваться простые обозначения, применяемые в ГЦК структуре. Правомочность такой замены при рассмотрении дефектов в структуре алмаза была показана в [1].

ДУ является поверхностным (двумерным дефектом) и всегда расположен в плоскости типа $\{(111)\}$ и ограничен частичными дислокациями. Он обладает сравнительно невысокой энергией — 50-90 эрг/см² (оценки выполнены различными авторами; для сравнения γ_{Cu} = эрг/см² — низкая и γ_{Al} = 200 эрг/см² — высокая), поэтому образование ДУ в кремнии с энергетической точки зрения вполне допустимо.

ДУ бывают простые и сложные. Простым дефектом называется ДУ, когда он расположен в одной из четырех плоскостей (111), если же ДУ развивается в двух, трех и, наконец, во всех четырех плоскостях, его называют сложным. Последнему случаю соответствует тетраэдр дефектов упаковки.

В зависимости от характера нарушения последовательности атомных плоскостей различают:

- ДУ вычитания, ему соответствует последовательность: ABCA↓CABC — слой В отсутствует (ограничен частичной дислокацией Шокли $b = a/6 \{[112]\}$);
- ДУ сложения (внедрения) - ABCABCTBABC — слой В вставлен (ограничен частичной дислокацией Франка $b = a/3 \{[111]\}$).

По своему происхождению ДУ могут быть деформационными и ростовыми. В эпитаксиальных пленках кремния ДУ изучались многими авторами [1,2] различными методами. Большинство работ выполнено методом избирательного травления в сочетании с оптической микроскопией и электронно-микроскопическим методом.

На протравленной избирательным травителем поверхности эпитаксиальных пленок ДУ видны в виде одиночных линий или многоугольников (равносторонних или равнобедренных треугольников, четырехугольников, трапеций). Все эти фигуры соответствуют "следам" ДУ на поверхности пленки определенной ориентации ((111); (110); (100) и др.). Форма и размеры многоугольника зависят от ориентации и толщины пленки. Большинство ДУ возникает на поверхности раздела между подложкой и эпитаксиальной пленкой. Об этом свидетельствует равенство размеров замкнутых фигур и соответствие между размерами и толщиной пленки (этот факт можно использовать для определения толщины пленки). На рис. 2а представлена схема расположения следов ДУ на плоскости пленки ориентации (111), а на рис. 2б — тетраэдр ДУ, вершина которого т.

О лежит в плоскости раздела «пленка - подложка» и является "точкой" зарождения ДУ. Дефекты упаковки развиваются по трем граням тетраэдра: АОВ, ВОС, СОА. Из этого рисунка видно, что в сечении тетраэдра поверхностью пленки (111) образуется равносторонний треугольник ABC.



Рис. 2,а. Дефекты упаковки на плоскости (111)

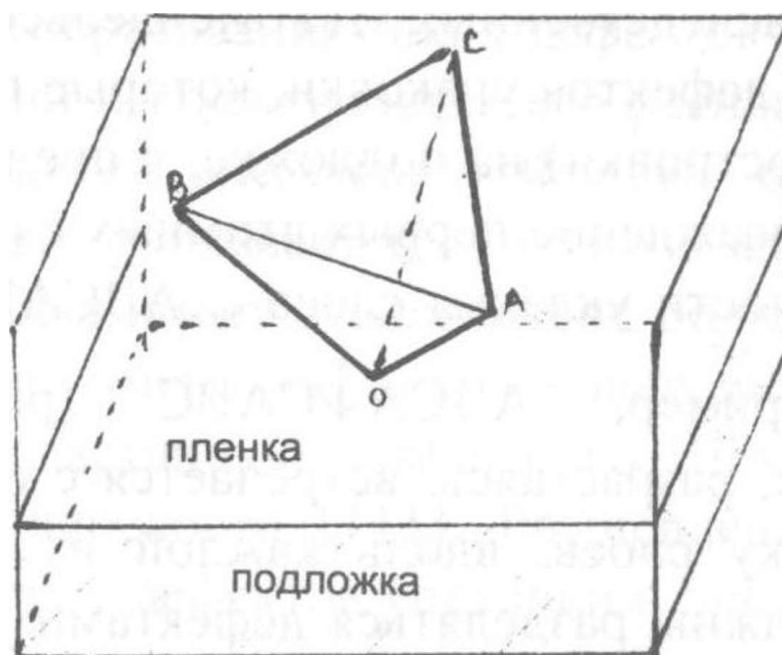


Рис. 2,б. Схема дефекта упаковки на плоскости (111) в кремнии

С. Мендельсон [2] рассмотрел кристаллографию многогранников дефектов упаковки для семи ориентации пленки и подтвердил ее экспериментально. На рис. 3 приведены три из рассмотренных ориентаций: (100), (110), (111). Следы дефектов упаковки на плоскости пленок указанных ориентаций выделены жирными линиями (т. О соответствует тому месту на подложке, где зарождается ДУ).

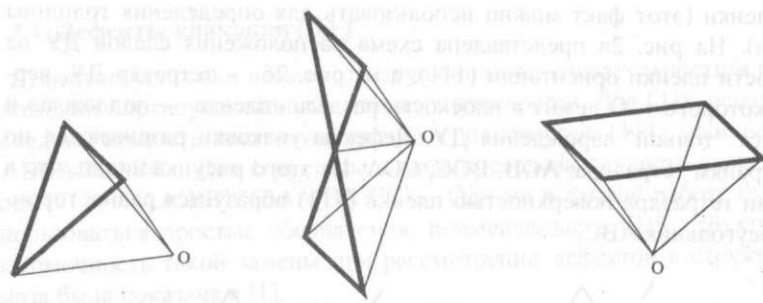


Рис. 3. Кристаллография многогранников ДУ для различных ориентации подложки

Было показано, что ДУ имеют тенденцию зарождаться на тех участках подложки, где нарушены нормальные условия роста. Такими участками могут быть механические повреждения подложки (царапины, линии скольжения), окисные пятна, области сегрегации примесей, посторонние частицы на поверхности подложки (например, зародыши (β -SiC, возникающие на подложке за счет попадания углеводородов). ДУ, зарождающиеся на подложке, можно назвать "наследственными" в том смысле, что они связаны с подложкой.

Образование "наследственных" ДУ Мендельсон объясняет возникновением зародышей дефектов упаковки, которые представляют собой небольшие области (островки) на подложке, в пределах которых происходит неправильное осаждение первых атомных слоев $\{111\}$, так что вместо последовательности укладки слоев ...ABCABC... получится последовательность, например, ...ABCA↓CABC... (рис. 4). Когда такой "дефектный" островок, разрастаясь, встречается с островками, имеющими правильную укладку слоев, вдоль каждой из граничных плоскостей $\{111\}$ островки должны разделяться дефектами упаковки. Эти дефекты упаковки будут затем развиваться и по мере утолщения пленки образуется тетраэдр ДУ.

Кроме "наследственных" дефектов упаковки существуют еще и ростовые ДУ. Последние возникают в процессе роста пленки. Об этом свидетельствует различный размер фигур, образованных следами ДУ. В этом случае их образование можно объяснить внедрением примесных атомов, попадающих на растущую поверхность из газового потока (газофазные методы) или из источника паров кремния (МЛЭ), и как следствие этого — осаждение атомов в неправильной позиции и образование дефектного центра зарождения.

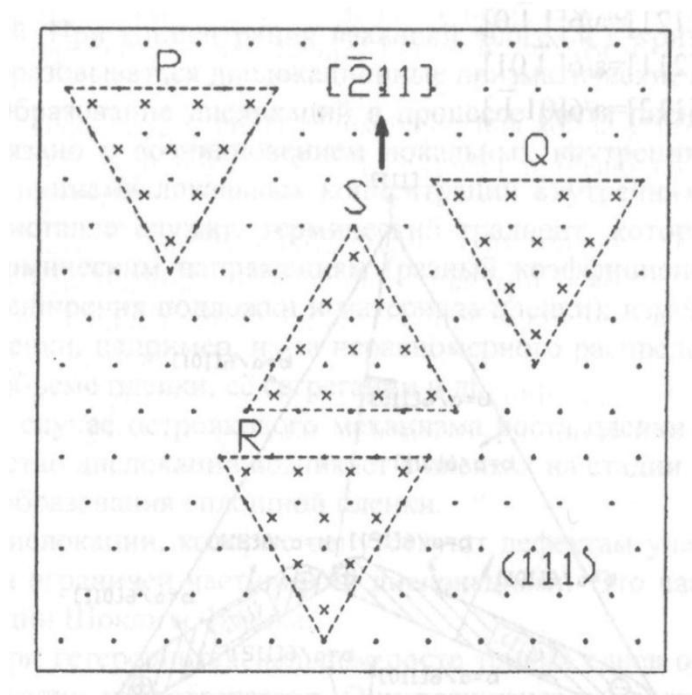


Рис. 4. Начальная стадия образования ДУ. Центры зарождения нового слоя P, Q и R с правильной последовательностью атомных слоев и S — с неправильной

Другие авторы [3] объясняют возникновение ростовых ДУ в Si механизмом, который был предложен раньше для пленок Ag и Au [4]. Предполагаемый механизм образования таких дефектов состоит в возникновении агрегата вакансий и последующем его расплющивании с образованием кольцевой сидячей дислокации Франка, окружающей дефект упаковки, которая затем принимает треугольную форму. Поскольку сидячая дислокация Франка имеет относительно большой вектор Бюргерса, она расщепляется на имеющую низкую энергию вершинную дислокацию $a/6\langle 101 \rangle$ и на частичную дислокацию Шокли $a/6\langle 121 \rangle$, лежащую на сопряженной плоскости $\{111\}$. Расщепление возможно в кристаллах с низкой энергией дефектов упаковки и происходит, как показано схематически на рис. 5, по реакциям

$$a/3[111] = a/6[101] + a/6[121],$$

$$a/3[111] = a/6[011] + a/6[211],$$

$$a/3[111] = a/6[110] + a/6[112].$$

Заштрихованные области на рис. 5 - это лежащие в плоскостях $\{111\}$ полосы дефектов упаковки, возникающих при расщеплении дислокации Франка. Возникшие при расщеплении дислокации Франка частичные дислокации Шокли затем соединяются на пересекающихся плоскостях $\{111\}$ с образованием вершинных дислокаций в соответствии с реакциями

$$a/6[211]-a/6[121]=a/6[\underline{1}\bar{1}0],$$

$$a/6[112]-a/6[211]=a/6[\bar{1}0\underline{1}],$$

$$a/6[121]-a/6[112]=a/6[0\underline{1}\bar{1}].$$

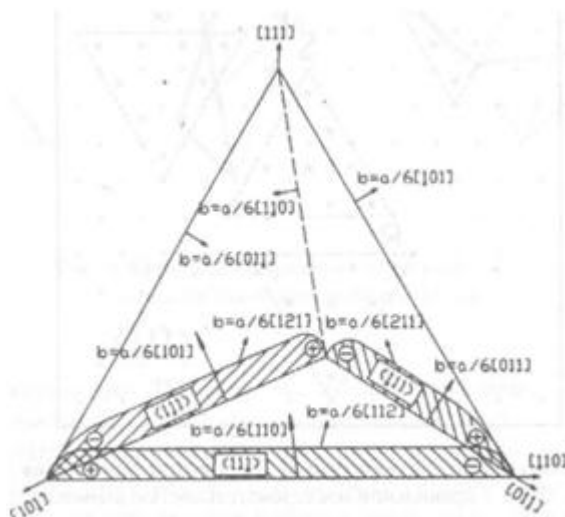


Рис. 5. Схема образования тетраэдра ДУ, ограниченного вершинными частичными дислокациями из дислокационного треугольника Франка (отрицательные значения кристаллографических индексов отмечены подчеркиванием)

Конечным результатом является образование тетраэдра дефектов упаковки из плоскостей $\{111\}$, ограниченных вдоль направлений $\langle 110 \rangle$ вершинными дислокациями, которые имеют векторы Бюргерса, показанные на рис. 5.

3.2. Дислокации

В эпитаксиальных пленках дислокации являются наиболее часто встречающимися дефектами. Механизмы их образования разнообразны и во многом общие с механизмами возникновения дислокаций при росте кристаллов.

Основные из них следующие.

- "Наследственный" механизм. Дислокации подложки "прорастают" в эпитаксиальную пленку.
- При высоких скоростях роста пленки, а также в результате быстрого охлаждения в пленке возникает большое количество вакансий. При концентрации вакансий, близкой к критической, могут образовываться дислокационные призматические петли.

с) Образование дислокаций в процессе роста пленки может быть связано с возникновением локальных внутренних напряжений. Причинами локальных концентраций внутренних напряжений в кристалле служат: термический градиент, который приводит к термическим напряжениям (разный коэффициент термического расширения подложки и материала пленки); изменения в составе пленки, например, из-за неравномерного распределения примеси в объеме пленки, её сегрегации и др.

д) В случае островкового механизма роста пленки большое количество дислокаций возникает в пленках на стадии заполнения пор и образования сплошной пленки.

е) Дислокации, которые сопутствуют дефектам упаковки. ДУ всегда ограничен частичными дислокациями. Это частичные дислокации Шокли и Франка.

ф) При гетероэпитаксиальном росте тонких слоев образуются дислокации несоответствия. Они возникают в плоскости срастания из-за кристаллографического несоответствия параметров решёток подложки и растущей пленки.

3.3. Напряжения и дислокации в гетероструктурах $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}$

Существенным источником дефектов в гетероэпитаксиальных структурах являются напряжения, возникающие в них в процессе кристаллизации. Основная причина возникновения напряжений - различие периодов "решетки" сопрягающихся материалов (Δa), вызывающее появление напряжений несоответствия $\sigma_{\Delta a}$. Напряжения несоответствия определяются кристаллографическим несоответствием периодов "решеток" (f):

$$\sigma_{\Delta a} = E * f / (1 - \nu)$$

$$\text{где } f = \Delta a / a_{cp}.$$

Здесь E — модуль упругости, ν — коэффициент Пуассона, Δa — разница периодов пленки и подложки ($\Delta a = a_{\text{SiGe}} - a_{\text{Si}}$), a_{cp} — среднее значение периода сопрягающихся материалов.

Поскольку напряжения несоответствия возникают непосредственно в процессе наращивания эпитаксиального слоя при температуре кристаллизации, то достаточно велика вероятность их релаксации в самом процессе осаждения с образованием дислокаций несоответствия и других дефектов.

Термодинамическое рассмотрение с позиций обеспечения минимума свободной энергии в системе подложка — наращиваемый эпитаксиальный слой показывает, что при малых величинах несоответствия кристаллических решеток эпитаксиальные пленки растут на подложках *псевдоморфно*, испытывая упругую деформацию. По мере увеличения несоответствия величина упругой деформации (а соответственно и свободная

энергия системы) возрастает, что делает систему термодинамически неравновесной. При достижении некоторой критической величины несоответствия $f_{кр}$ происходит пластическая деформация с образованием сетки дислокаций несоответствия на границе раздела подложка-эпитаксиальный слой. Как при фиксированной толщине пленки существует предельное несоответствие $f_{кр}$ так и при фиксированном значении несоответствия пленка может гомогенно упруго деформироваться только до определенной критической толщины $h_{кр}$, превышение которой приводит к возникновению дислокаций несоответствия. Критическая толщина пленки является одной из важнейших характеристик гетероэпитаксиальной композиции.

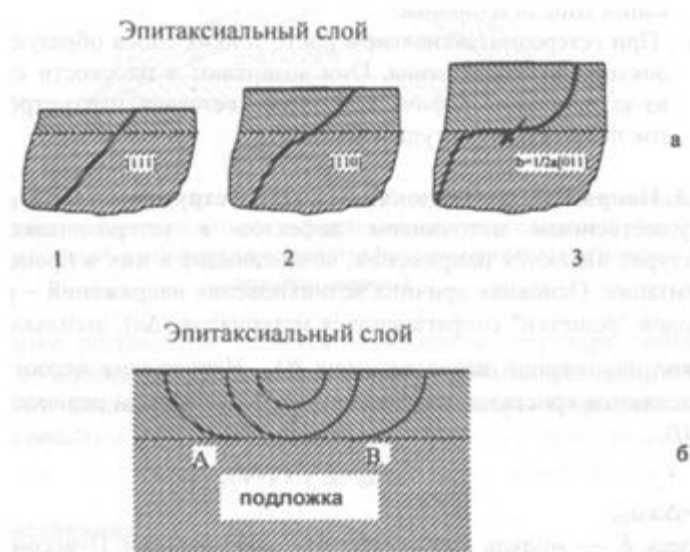


Рис. 6. Основные механизмы генерации дислокаций несоответствия: а — за счет изгиба дислокаций, "прорастающих из подложки"; б — за счет расширения дислокационных полупетель, зарождающихся на поверхности растущего слоя

Основными механизмами генерации дислокаций несоответствия в объеме пленки в реальных условиях эпитаксиального роста являются: скольжение дислокаций, наследуемых растущим слоем из подложки, и расширение дислокационных полупетель, зарождающихся на поверхности растущей пленки. Схема образования дислокаций несоответствия по первому механизму представлена на рис. 6а. В данном случае источником сдвиговых напряжений в плоскости скольжения (111) являются напряжения несоответствия, под влиянием которых "прорастающая" из подложки дислокация изгибается таким образом, что часть дислокационной линии располагается в плоскости границы раздела, играя роль дислокации несоответствия.

Механизм образования дислокаций несоответствия путем расширения дислокационных полупетель, зарождающихся на поверхности растущей пленки, демонстрируется на рис. 6б. Этот механизм реализуется при относительно большом несоответствии параметров решеток эпитаксиального слоя и подложки. Он, по-видимому, проявляется при отсутствии источников формирования дислокаций несоответствия по рассмотренному выше механизму.

При выращивании многослойных композиций, толщины отдельных слоев которых превышают $h_{кр}$, описанные механизмы генерации дислокаций несоответствия приводят к появлению рядов дислокаций несоответствия, располагающихся в параллельных плоскостях, а также к образованию "спаренных" дислокаций. Если же многослойная композиция состоит из достаточно тонких слоев ($h < h_{кр}$), то даже при достаточно больших несоответствиях параметров решеток контактирующих материалов генерации дислокаций несоответствия на гетерограницах не происходит, а вся структура оказывается упругонапряженной.

Возникающие напряжения приводят к существенному изменению такого фундаментального свойства материала, как его зонная структура. В структурах со сверхтонкими слоями к этому эффекту добавляются обычные квантоворазмерные эффекты. Такого рода многослойные тонкопленочные структуры представляют собой новый класс полупроводниковых материалов — *сверхрешетки на основе напряженных слоев*, свойства которых могут изменяться в достаточно широких пределах при целенаправленном изменении состава и толщины составляющих их слоев. Отсутствие в таких структурах дислокаций несоответствия позволяет рассчитывать на создание на их основе высококачественных приборов.

Большие значения напряжений несоответствия являются причиной генерации большого количества дислокаций в области гетероперехода. Степень релаксации напряжений несоответствия оказывается весьма чувствительной функцией температуры кристаллизации. В результате релаксации напряжений несоответствия в гетероструктурах образуется трехмерная дислокационная сетка, состоящая из дислокаций, как параллельных, так и наклонных к плоскости гетероперехода. Как правило, в плоскости границы раздела удастся наблюдать сетку дислокаций несоответствия при выявлении их в просвечивающем электронном микроскопе.

Исследование закономерностей дефектообразования в эпитаксиальных гетерокомпозициях $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x/\text{Si}$ (100), полученных методом МЛЭ, показало следующее. Обнаружены три диапазона составов со своими характерными особенностями дефектообразования.

1) $x \leq 0,02$. Величины несоответствия периодов "решеток" относительно невелики, что обеспечивает слойовой рост псевдоморфных слоев и формирование резкой гетерограницы.

2) $0,02 < x < 0,20$. В этой области составов f возрастает до 1%. По мере возрастания f происходит образование сеток и резкое увеличение плотности дислокаций несоответствия и постепенное размытие гетерограницы. Постепенное развитие трехмерной сетки дислокаций несоответствия на гетерогранице свидетельствует о переходе от слоевого к островковому механизму роста.

3) $x \geq 0,25$. Дефектообразование происходит при наличии больших несоответствий периодов решеток ($f=1-4\%$). Характерны отсутствие пластической деформации подложки, локализация процессов дефектообразования в пределах эпитаксиального слоя с образованием слабо разориентированных блоков субмикронных размеров, наличие структурно резкой гетерограницы. При $f > 1\%$ рост пленки происходит по островковому механизму с образованием трехмерных разориентированных относительно подложки и друг друга зародышей.

Таким образом, основное влияние на процессы дефектообразования в исследованных гетероструктурах оказывают соотношения пластичности материалов гетеропары и особенности элементарных процессов роста на стадиях формирования эпитаксиального слоя.

КОНТРОЛЬНЫЕ ВОПРОСЫ

- 1) Какие преимущества имеет метод МЛЭ кремния перед другими методами получения монокристаллических слоев?
- 2) Какие параметры технологического процесса выращивания слоев методом МЛЭ кремния влияют на структурное совершенство слоев?
- 3) Какое влияние на дефектность слоев оказывает предэпитаксиальная термическая обработка подложки?
- 4) Какие условия необходимо соблюдать при выборе режимов эпитаксиального наращивания высокосовершенных слоев кремния?
- 5) Назовите методы исследования реальной структуры эпитаксиальных слоев. В чем заключается принцип каждого из них?
- 6) Каковы основные дефекты кристаллического строения в эпитаксиальных пленках кремния?
- 7) Дайте классификацию дефектов упаковки.

- 8) Какие механизмы образования дефектов упаковки Вам известны?
- 9) Какие механизмы образования дислокаций в эпитаксиальных слоях Вы знаете?

ЗАДАНИЕ

1. Познакомиться с устройством и правилами работы установки МЛЭ (инструкция к установке МЛЭ). Ознакомиться с соответствующими инструкциями по технике безопасности. Инструктаж и допуск к работе должны быть оформлены в журнале по технике безопасности.

2. Методом МЛЭ получить легированные гомоэпитаксиальные слои кремния и слои твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ при различных значениях "x". Для этого:

- 2.1. Подготовить кремниевые подложки (обезжиривание и химическое травление).
- 2.2. Загрузить подложки в камеру роста установки, включить установку и получить высокий вакуум.
- 2.3. Произвести предэпитаксиальную термическую обработку подложки (выбор режима согласовать с преподавателем).
- 2.4. Выбрать режим роста слоев в соответствии с поставленной задачей (установления зависимости совершенства слоев от технологических параметров) и вырастить слои.

3. Выполнить структурные исследования полученных слоев:

- 3.1. Методом избирательного травления выявить дефекты кристаллического строения в эпитаксиальных слоях Si и твердого раствора $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ (состав травителя и время травления согласовать с преподавателем).
- 3.2. Пользуясь оптическим микроскопом (МИМ-8 см. инструкцию), просмотреть микроструктуру поверхности травленых слоев. Провести сопоставление фигур травления с типом дефектов. Полученные результаты оформить рисунками или сделать фотографии.
- 3.3. Оценить плотность дефектов упаковки и дислокаций в полученных слоях.
- 3.4. Методом химико-динамического утонения получить образцы, удовлетворяющие требованиям для изучения их в просвечивающем электронном микроскопе.

- 3.5. Методом дифракционного контраста (светлое и темное поле) получить изображение дефектов в электронном микроскопе. Получить электронные микрофотографии дефектов.
4. Проанализировать полученные результаты и дать их интерпретацию.

ЛИТЕРАТУРА

1. Хорнстра Дж. Дислокации в решетке алмаза / Сб. Дефекты в кристаллах полупроводников. М.: Мир, 1969. С. 15-37.
2. Мендельсон С. Рост и дефекты в эпитаксиальных пленках кремния, осаждаемых на подложках с различной ориентацией / Сб. Монокристаллические пленки. М.: Мир, 1966. С. 282-318.
3. Букер Г. Р., Стиклер Р. Кристаллографические несовершенства в эпитаксиальных пленках кремния / Сб. Дефекты в кристаллах полупроводников. М.: Мир, 1969. С. 181-206.
4. Phil. Mag. 1959. V.4. P.72.