

Министерство образования и науки Российской Федерации
Нижегородский государственный университет им. Н.И. Лобачевского
Национальный исследовательский университет

Кривулин Н.О.

Кремний на Сапфире. Методы получения. Структура. Свойства.

Учебно-методическое пособие

Рекомендовано методической комиссией физического факультета ННГУ
для студентов физического факультета, обучающихся по направлениям
подготовки:

11.03.04 Электроника и наноэлектроника (профили):
твердотельная электроника и наноэлектроника;

28.03.01 Нанотехнологии и микросистемная техника
Направленности (профили):
материалы микро- и наносистемной техники

Нижний Новгород
2017

УДК 539.23
ББК 22.37

Н.О. Кривулин Кремний на Сапфире. Методы получения. Структура. Свойства: Учебно-методическое пособие. – Нижний Новгород: Нижегородский госуниверситет, 2017, 42 с.

Рецензент: к.ф.-м.н. С.А. Денисов

Технология кремний на сапфире (КНС) является основой для производства радиационно-стойких приборов. В пособии описаны основные особенности данных структур, а также представлены основные технологии их производства.

Данное пособие предназначено для студентов старших курсов, специализирующихся по направлениям 11.03.04 Электроника и наноэлектроника и 28.03.01 Нанотехнологии и микросистемная техника.

Ответственный за выпуск:
председатель методической комиссии
физического факультета ННГУ, к.ф.-м.н., доцент Сдобняков В.В.

УДК 539.23
ББК 22.37

© Н.О. Кривулин, 2017
© Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского, 2017

Содержание

Введение.....	3
1. Кремний на сапфире и объемный кремний.....	5
2. Технологии производства слоёв кремния на сапфире.....	9
2.1. Метод газофазной эпитаксии.....	9
2.2. Молекулярно-лучевая эпитаксия.....	12
2.3. UTSi-технология.....	15
3. Структура и свойства эпитаксиальных слоёв кремния на сапфире.....	18
3.1. Сравнение свойств кремния и сапфира.....	18
3.2. Модели интерфейса структуры КНС.....	19
3.2. Механизмы роста слоёв КНС.....	27
3.3. Дефекты в эпитаксиальных слоях кремния на сапфире.....	31
Список литературы.....	38

Введение

В настоящее время структура кремний на сапфире (КНС) является основой для производства радиационно-стойких интегральных схем (ИС), что в первую очередь важно для космической промышленности, атомной энергетики и военного применения. Из-за снижения паразитных емкостей повышается быстродействие элементов, а отсутствие необходимости в дополнительной изоляции элементов друг от друга позволяет увеличить степень интеграции элементов. Диэлектрическая подложка также позволяет значительно снизить (практически исключить) токи утечки приборов и уменьшить энергопотребление. Однако главное достоинство структур КНС всё-таки радиационная стойкость.

Важнейшей задачей является производство слоёв кремния на сапфире толщиной менее 100 нм (ультра тонкие слои) пригодных для создания ИС. Основным методом получения КНС слоёв в промышленности является газо-фазная эпитаксия (ГФЭ). Но этот метод не позволяет получать сплошные ультратонкие слои КНС приборного качества. С этой задачей успешно справляется технология UTSi(Ultra Thin Silicon). Альтернативной технологией может стать метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). За счет пониженной температуры роста, МЛЭ позволяет получать слои кремния на сапфире лучшего качества, чем ГФЭ.

В работе описаны основные технологические особенности КНС, представлены основные методы получения слоёв кремния на сапфире, а также описаны структура и свойства эпитаксиальных слоёв кремния на сапфире.

1. Кремний на сапфире и объёмный кремний

Структуры кремний на сапфире (КНС) исследуются уже более 40 лет [1]. Не смотря на сложность производства и высокую стоимость, КНС одна из самых распространенных технологий кремний на изоляторе (КНИ). У сапфировой подложки есть много преимуществ: высокая твердость, отличные изолирующие свойства и высокая теплопроводность, а также прозрачность в ультрафиолетовом диапазоне. Благодаря всему этому, КНС технология применяется для многих приложений [2].

Основные особенности приборов на основе КНС и объёмного кремния показаны на рис. 1.1. Главное технологическое различие состоит в том, что в случае объёмного кремния, приборы находятся в верхней области толстого проводящего слоя кремния, тогда как в случае КНС, приборы создаются в тонком слое кремния осажденного на изолирующую сапфировую подложку. Наиболее очевидные преимущества показаны на рис. 1. Рис. 1 а иллюстрирует тиристорный эффект, в результате которого может возникать ток между соседними транзисторами. Этот эффект возникает в приборах, построенных на объёмном кремнии. Для ликвидации паразитных токов через подложку и поверхностный слой кремния приходится применять различные методики, например, формировать специальный изолирующий канал между соседними приборами. Однако, несмотря на все меры, всегда существует небольшая связь

между соседними приборами в объёмном кремнии. В приборах на основе КНС (рис. 1. в) данный эффект возникнуть не может. Каждый прибор представляет собой островок кремния, находящийся на изолирующей подложке. Приборы изолированы друг от друга и между ними не может существовать паразитных токов.

Другое существенное преимущество КНС технологии по сравнению с традиционной кремниевой заключается в уменьшении паразитных ёмкостей между элементами. Как показано на рис. 1. б, в технологии, основанной на объёмном кремнии существует большое количество паразитных ёмкостей между различными частями схемы. Кроме того, паразитные ёмкости могут возникать между металлическими контактами и кремниевой подложкой. В обычных кремниевых приборах эти ёмкости могут достигать величин 0.2-0.35 фФ в зависимости от уровня легирования. В КНС эти ёмкости отсутствуют, так как нет проводящей подложки. Уменьшение паразитных ёмкостей в приборах ведет к уменьшению рассеяния мощности. Кроме повышения скорости работы и уменьшения рассеяния мощности в цифровых схемах, отсутствие паразитных ёмкостей также очень выгодно для аналоговых схем. Как было показано, КНС обеспечивает меньшие потери и более высокие собственные частоты пассивных элементов по сравнению с объёмным кремнием и другими КНИ технологиями [3].

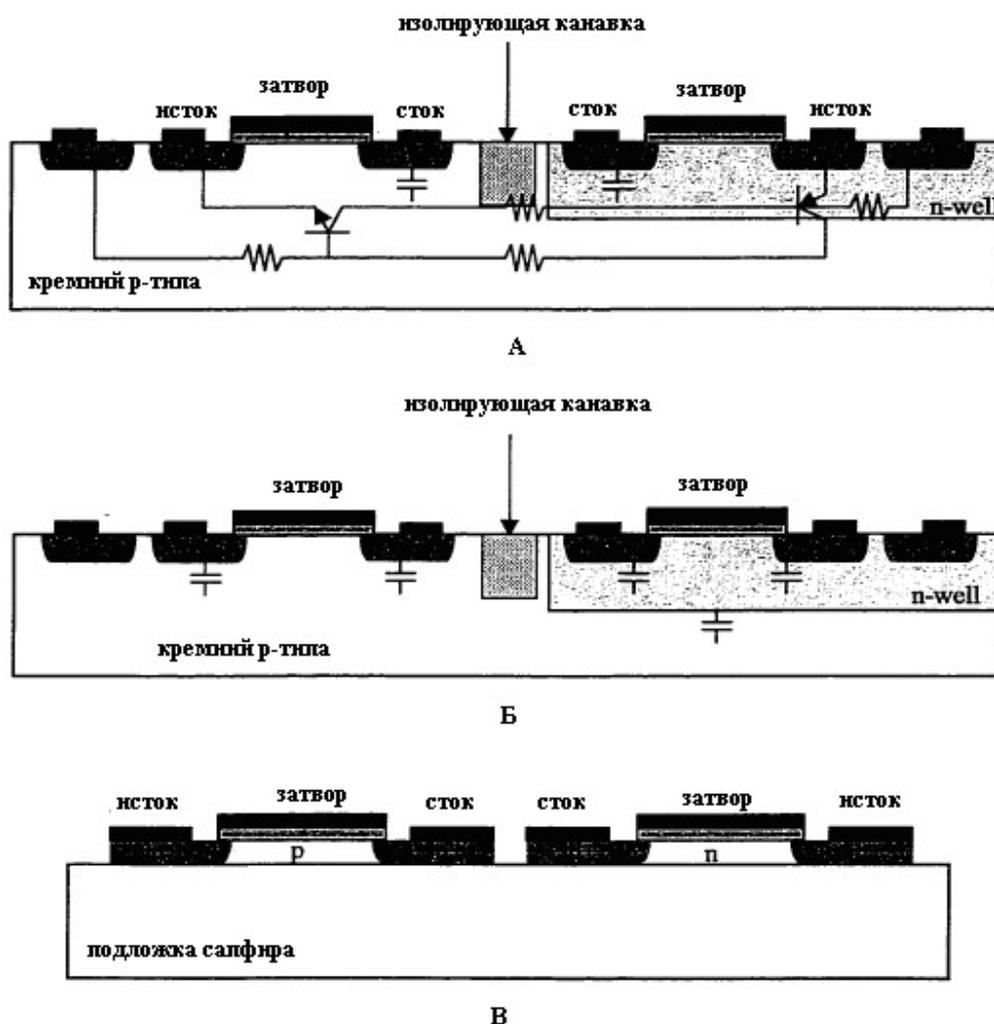


Рис.1. Поперечное сечение p-МОП и n-МОП транзисторов на объёмном кремнии и на КНС: а) модель тиристорного эффекта в приборах на объёмном кремнии, б) паразитные ёмкости в приборах на объёмном кремнии, в) приборы на основе слоёв КНС.

Другая выгода КНС технологии приходит в результате различий коэффициентов теплового расширения кремния и сапфира. Кремний осаждается на сапфире при высокой температуре. Во время охлаждения постоянные решёток кремния и сапфира изменяются по разному благодаря различию

коэффициентов теплового расширения. Это ведет к тому, что в кремниевом слое присутствует деформация сжатия при комнатной температуре. Несмотря на высокое значение подвижности электронов в КНС структурах, напряжения уменьшают эти значения по сравнению с объемным кремнием [4]. В то же время, однако, напряжение сжатия ведут к уменьшению вырождения легких и тяжелых дырок в валентной зоне, что делает уровень легких дырок легче заселяемым. Это ведет к увеличению подвижности дырок в КНС по сравнению с объемным кремнием [5]. Такой же эффект наблюдается в кремний-германиевых слоях на кремнии [6]. В результате увеличивается скорость работы приборов на основе КНС по сравнению с другими технологиями.

Наиболее важное свойство КНС – радиационная стойкость. При облучении ионизирующим излучением в области под затвором транзистора образуется электрон-дырочная пара. Электрон имеет высокую подвижность и по этому достаточно быстро уходит в подложку под действием внутренних полей. Часть положительно заряженных дырок захватываются на границе Si/SiO₂. В результате изменяется проводимость данной области и как следствие изменение характеристик работы транзистора. При использовании изолирующей подложки (в данном случае сапфира) электроны не могут в неё перетекать, компенсируя таким образом дырки. Именно благодаря радиационной стойкости, КНС нашла своё применение в космической промышленности [7].

2. Технологии производства слоёв кремния на сапфире

2.1. Метод газофазной эпитаксии

В промышленном производстве доминирующим методом является метод газофазной эпитаксии (ГФЭ). В этом методе используют различные газовые смеси. В результате химических реакций происходит выделение твёрдого кремния и летучих соединений. При этом для выделения кремния из его соединений используют два типа реакций: восстановление и пиролизное разложение [8, 9].

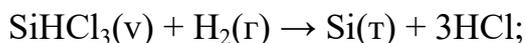
Типичные реакции [10]:

пиролизное разложение:



Где в качестве X могут выступать I, Cl, F или Br; т. и г. означают твёрдую или газовую фазу;

восстановление:



Так как некоторые из реагентов в левых частях уравнений жидкие при комнатной температуре, используют транспортирующий газ (преимущественно водород), который используют, чтобы доставить эти газы на подложку. Легирование в методе ГФЭ может быть легко проведено путем использования

подходящей газовой смеси. Таким методом можно достигнуть уровня легирования в пределах 10^{14} - 10^{18} см⁻³. Типичная схема установки ГФЭ представлена на рис. 2.1.

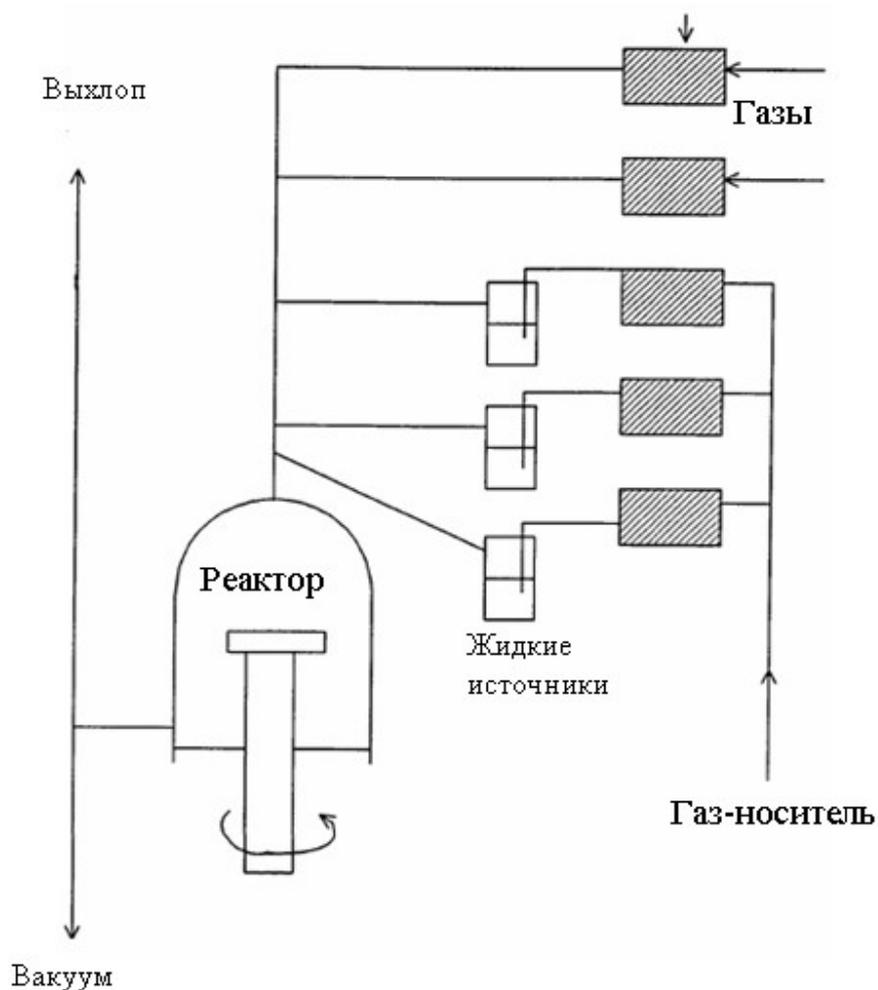


Рис 2.1. Упрощённая схема установки для ГФЭ [11].

Ростовая камера должна соединяться с вакуумным насосом, так как давление в процессе роста должно быть менее 300 Торр [10]. Одновременно

могут обрабатываться несколько пластин, вставленные в специальный держатель. Для получения качественных структур необходимо нагревать подложки до высокой температуры (более 800 °С). Верхний предел рабочих температур ограничен 1150-1200°С, так как при таких температурах кремний и водород активно взаимодействуют с сапфировой пластиной с образованием алюминия и его летучих соединений, вследствие чего образуется поликристаллическая плёнка кремния.

Преимущество ГФЭ заключается в возможности достижения эпитаксиального роста для большого количества разнообразных материалов. Кроме того, доступно большое количество легирующих компонентов. Кроме того, ГФЭ обеспечивает равномерный рост по толщине на подложках больших размеров [10]. Однако чистота источников зачастую значительно ниже, чем твердотельных материалов. Также трудно достичь требуемых пропорций в газовых смесях. Еще одна проблема ГФЭ – автолегирование, связанное с диффузией алюминия из подложки в растущий слой. Алюминий в данном случае является акцепторной примесью. С повышением температуры концентрация алюминия возрастает. Если выращенный слой имеет электронную электропроводность, то автолегирование может привести к частичной или полной компенсации донорной примеси в зависимости от её концентрации, а также от температуры и скорости наращивания [8].

Газы, используемые в ГФЭ ядовиты, что требует принятия мер безопасности, а это делает технологию более дорогой.

2.2. Молекулярно-лучевая эпитаксия

Эпитаксия из молекулярных пучков в вакууме является процессом прямого переноса вещества. Вещество-источник (монокристаллический кремний например) в высоком вакууме интенсивно испаряется, образуя поток молекулярных частиц, достигающих подложки сапфира без промежуточных взаимодействий. Осевшие на поверхность подложки частицы кремния под влиянием сил молекулярного взаимодействия образуют правильную структуру, определяемую кристаллической структурой кремния. Рост эпитаксиального слоя происходит вдоль поверхности.

По сравнению с другими технологиями, используемых для выращивания тонких пленок и многослойных структур МЛЭ характеризуется, прежде всего малой скоростью роста и относительно низкой температурой роста: 500-800 °С. К достоинствам этого метода следует отнести возможность резкого прерывания и последующего возобновления поступления на поверхность подложки молекулярных пучков различных материалов, что наиболее важно для формирования многослойных структур с резкими границами между слоями.

Установка МЛЭ часто включает в себя различные компоненты [10]: загрузочную камеру, камеру подготовки подложки, одну или более ростовых

камеры. Упрощенная схема ростовой камеры МЛЭ показана на рис. 2.2. Испарение материалов, осаждаемых в сверхвысоком вакууме на подложку, закрепленную на манипуляторе с нагревательным устройством, осуществляется с помощью эффузионных ячеек (эффузия – медленное истечение газов через малые отверстия). Эффузионная ячейка представляет цилиндрический стакан, выполненный из пиролитического нитрида бора или высокочистого графита. Поверх тигля располагаются нагревательная спираль из танталовой проволоки и тепловой экран, изготовленный обычно из танталовой фольги.

МЛЭ требует наличие сверхвысокого вакуума (давление не выше 10^{-7} Торр). Часто для снижения газовой выделенности, стенки ростовой камеры охлаждаются водой или даже жидким азотом.

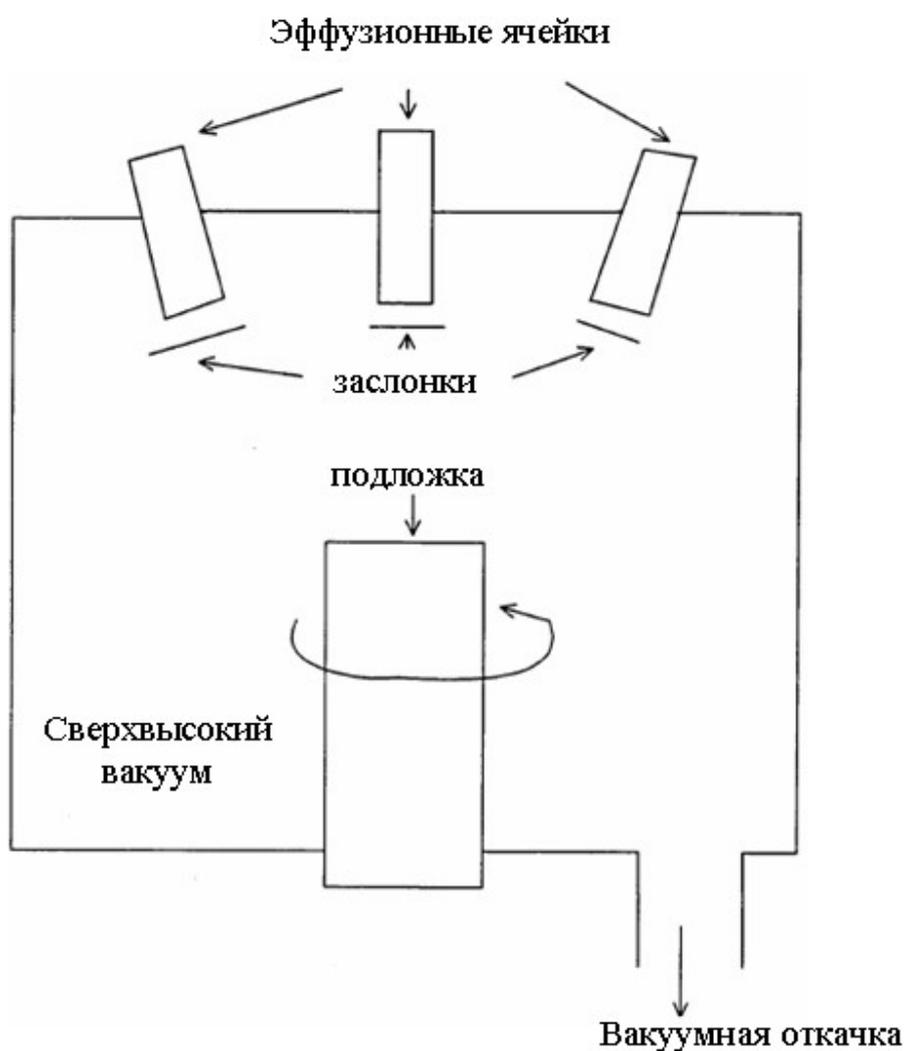


Рис. 2.2. Схематическое описание ростовой камеры для МЛЭ [11].

У МЛЭ есть несколько преимуществ: возможность эпитаксиального роста при низких температурах (500-800 С), получение однородного профиля легирования, высокая чистота конечных материалов. Главные недостатки МЛЭ по сравнению с ГФЭ это высокая стоимость оборудования и низкая производительность (по сравнению с ГФЭ). Кроме того, однородные по

толщине слои могут получаться только на очень маленьких по площади областях.

2.3. UTSi-технология

В результате рассогласования кристаллических решеток кремния и сапфира, а также из-за различия их коэффициентов теплового расширения, вблизи гетерограницы кремния и сапфира в процессе роста образуется большое количество дефектов: микродвойников и дислокаций. Фирмой Peregrine (США) совместно с фирмой АКМ Asahi Kasei Microsystems Corp. (Япония) разработана специальная технология которая позволила намного улучшить качество слоев кремния на сапфировой подложке и сделать их практически сравнимыми по параметрам с объемным кремнием [12]. При этом толщина гетероэпитаксиального слоя кремния уменьшена до 100 нм. На рис. 2.3. представлены основные этапы данной технологии.

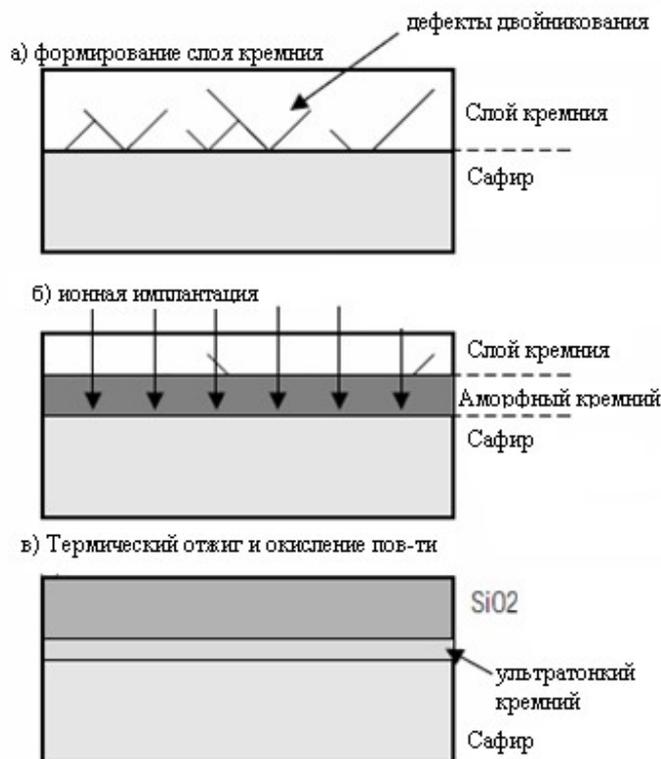


Рис. 2.3. Этапы производства ультратонкого слоя кремния на сапфире по технологии UTSi [13].

Методика заключается в следующем: на сапфировую подложку газофазным осаждением выращивается слой кремния достаточно большой толщины (порядка 0,6 мкм). При этом на границе кремний-сафир возникает сильно дефектный слой, с высокой плотностью микродвойников, однако верхние слои получаются монокристаллические, хорошего качества. Поверхность пленки облучается ионами кремния (доза $\sim 10^{16}$ см⁻², энергия ионов может варьироваться в зависимости от толщины пленки) так, чтобы пучок падающих на поверхность ионов был направлен вдоль особого направления выращенной пленки кремния, т.е. чтобы наблюдался эффект

каналлирования. При этом ионы «туннелируют» через поверхностный слой и аморфизуют слои кремния на границе кремния и сапфира (сапфир при этом не аморфизуется). Следующий этап – твердофазная эпитаксия. Полученную структуру отжигают при температуре порядка 1100 °С, при этом происходит эпитаксиальная рекристаллизация аморфных слоев кремния. Процесс идет от верхних, не затронутых облучением монокристаллических слоев. Этот метод позволяет заметно улучшить качество нижних, граничащих с сапфировой подложкой слоев кремния (рис. 2.4). Затем верхний слой окисляют и стравливают.

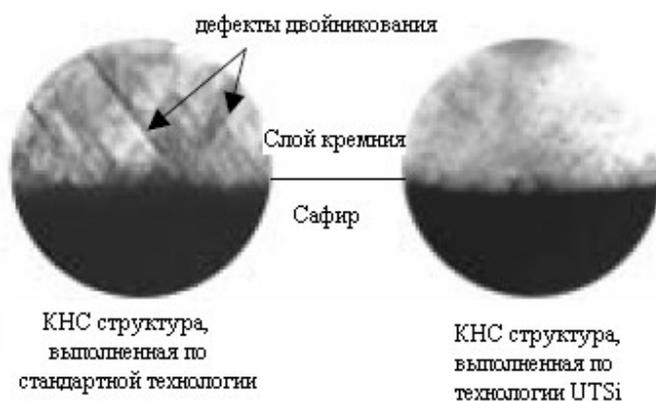


Рис. 2.4. Изображение в просвечивающем электронном микроскопе структуры КНС выполненной по стандартной технологии и по технологии UTSi [13].

3. Структура и свойства эпитаксиальных слоёв кремния на сапфире

3.1. Сравнение свойств кремния и сапфира

Кремний и сапфир имеют различные кристаллические структуры. У кремния кубическая структура с постоянной решетки 5.4301 А, температура плавления 1420 С, коэффициент теплового расширения $4.5 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$ в пределах 400-600 С. Сапфир же имеет ромбоэдрическую структуру с постоянными решетки 4.75 А и 12.97 А, температура плавления 2040 С, коэффициент теплового расширения $8.4 \cdot 10^{-6} \text{ C}^{-1}$ в пределах 25-800 С [14]. В таблице I представлены основные физические свойства кремния и сапфира.

Таблица 1. Сопоставление свойств кремния и сапфира. [15]

Свойство	Кремний	Сапфир
Кристаллическая структура	Гранецентрированная кубическая	Ромбоэдрическая
Постоянная решётки, нм.	0,54301	a = 0,4758 c=12,991
Плотность, г/см ³	2,33	3,98
Твёрдость по Моосу	7	9
Модуль упругости, Н/см ²	106	(1,525 - 2,0)·10 ⁶
Тпл, °С	1420	2040
Теплопроводность, Дж/(см·с·К)	1,25 (25 °С)	0.253 (60°С), ось с

ТКР, 1/К	$4,5 \cdot 10^{-6}$	$8,4 \cdot 10^{-6}$, ось с
----------	---------------------	-----------------------------

В литературе рассматривается несколько вариантов ориентации сапфировой подложки для наращивания монокристаллического кремния. Установлено, что для выращивания слоёв кремния ориентацией (100) наиболее подходящей является плоскость сапфира (1-102) (так называемый R-срез). R-плоскость сапфира имеет псевдосимметрию четвёртого порядка, что обеспечивает эпитаксию монокристаллического кремния (100).

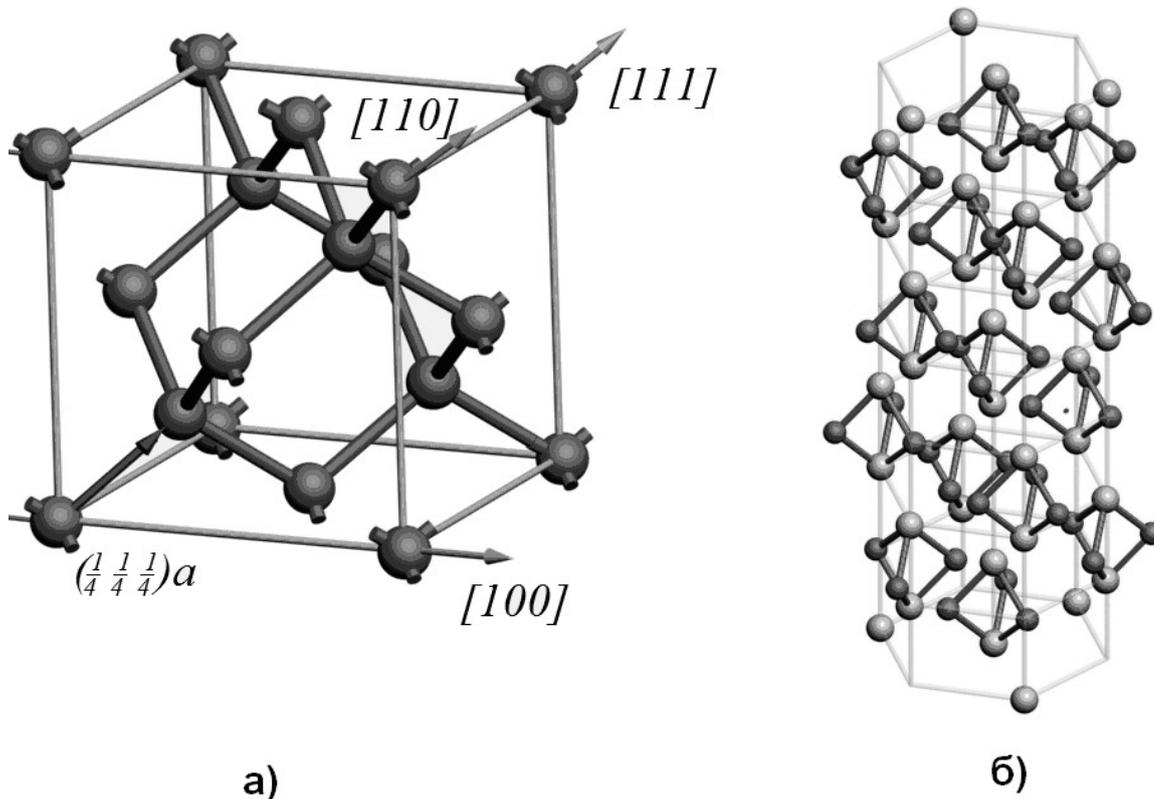


Рис. 3.1. Кристаллическая структура кремния (а) и сапфира (б).

3.2. Модели интерфейса структуры КНС

Существует три различных типа интерфейса: когерентный, полукogerентный, и некогерентный [16]. Эти три типа могут схематично изображаться так, как показано на рис. 3.2. Для структуры КНС в разное время предлагались различные модели интерфейса, и однозначного ответа до сих пор нет.

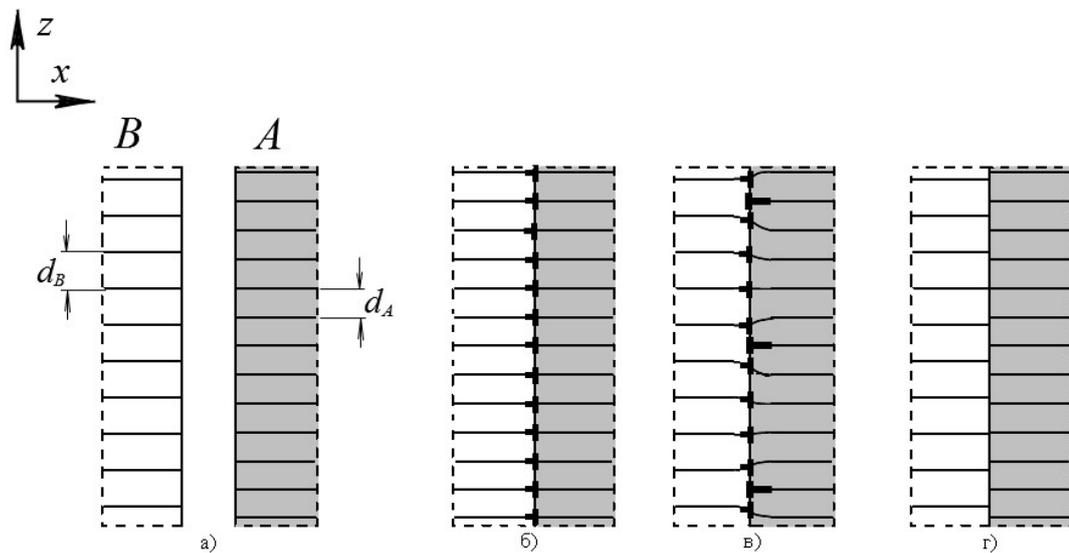


Рис. 3.2. Различные типы структур в гетероэпитаксиальном интерфейсе, формируемым между кристаллами А и Б: (а) начальные поверхности двух кристаллов с периодами d_A и d_B в направлении Z ; (б) когерентный интерфейс формируемый напряженным кристаллом Б вдоль Z , для соответствия периодам кристалла А; (в) полукogerентная граница формируемая включением в массив кристалла дислокаций несоответствия; и (д) некогерентная граница [17].

Когерентный интерфейс определяется как единственный, для которого справедливо соответствие точек решеток двух материалов в плоскости

интерфейса. В гетероэпитаксиальной системе когерентная граница наблюдается при псевдоморфном росте, посредством напряжения выращенной пленки, чтобы соответствовать периодичности подложке, как показано на рис. 3.2 (б). Существует достаточно много систем в которых присутствует псевдоморфное поведение, общими свойствами являются низкое рассогласование и маленькая толщина пленки. При больших толщинах напряжения, вызванные рассогласованием решеток релаксируют с образованием дислокаций. Интерфейс становится полукogerентным.

Полукogerентные интерфейсы определяются так, что условия для когерентного интерфейса удовлетворяются в них только локально. На больших масштабах эти когерентные области окружены областями с очень низким согласованием между точками решеток. Эти области малого соответствия обычно определяются как дислокации кристалла с векторами Бюргерса, соответствующие вектору трансляции решетки одной из компонент системы. Классический пример полукogerентного интерфейса – малоугловые границы зерен. Для случая гетероэпитаксиального интерфейса, полукogerентная граница – модель, предложенная van der Merwe [18], в которой структура представлена как периодическая сеть дислокаций несоответствия кристалла.

Некогерентный интерфейс характеризуется отсутствием какого-либо соответствия между узлами решетки, направлениями, или плоскостями. Лучший пример таких интерфейсов – высокоугловые границы зерен, которые не

передают набор точного совпадения участков решетки. Хотя возможно произвести точное описание таких интерфейсов по величине дислокаций, что не будет иметь никакого физического значения, и чистое содержание дислокаций может быть нулевым. В некогерентном гетероэпитаксиальном интерфейсе не будет напряжений ни в подложке, ни в эпитаксиальном слое. Оба материала будут сохранять свои объемные параметры прямо до интерфейса, как показано на рис. 3.2 (д).

В силу различий кристаллических структур кремния и сапфира, понятно, что кремниевый слой будет испытывать напряжения в районе границы с сапфиром. Однако до сих пор не понятно, какое положение занимают осажденные атомы кремния на поверхности сапфира. Nolder и Cadoff [19] сформулировали теорию, по которой атомы кремния, осаждаясь на поверхность сапфира ориентации (-1012) , занимают положения атомов алюминия. Так как расстояние между двумя соседними атомами алюминия составляет 4.75 Å в направлении $[1-210]$ и 5.2 в направлении $[10-11]$, кремний будет сильно сжат вблизи интерфейса (рис 3.3).

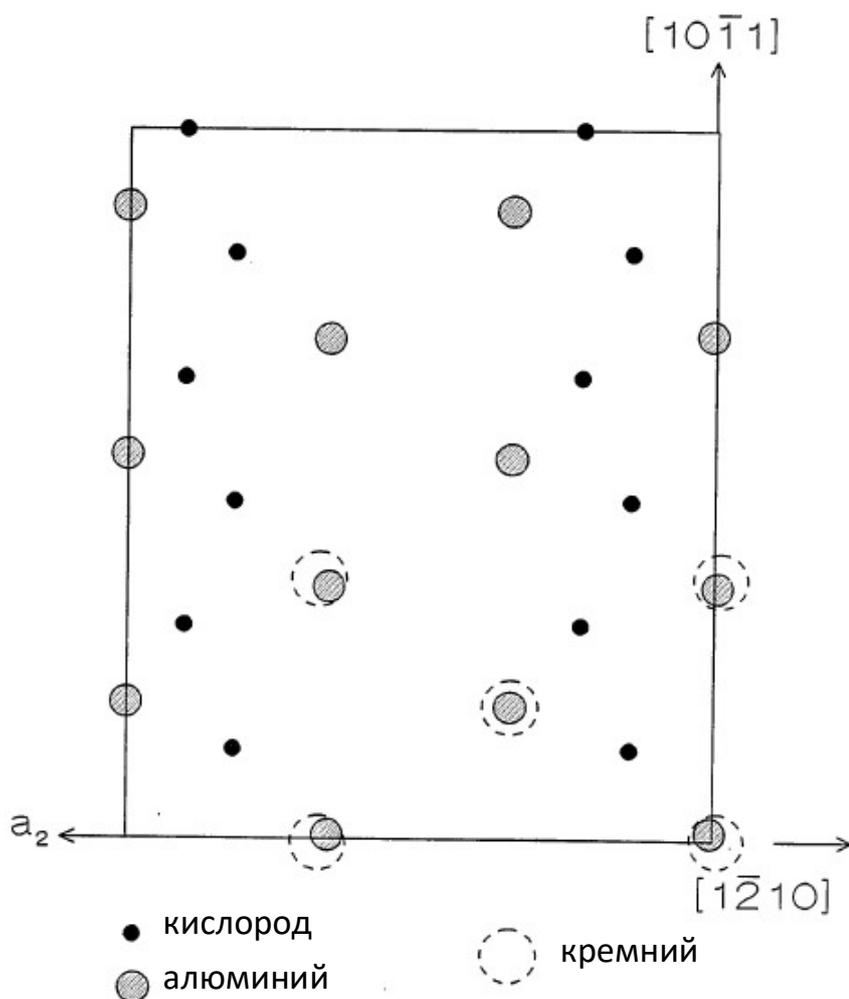


Рис 3.3. Взаимное расположение атомов Si, Al и O при наращивании кремния на R-срез сапфира [19].

Однако исследования при помощи электронной микроскопии, проведенные рядом авторов [20, 21] не показывают очевидность корреляции между позициями атомов алюминия и кремния.

Существуют и другие теории. В работе [20] исследовали КНС методом просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения и обнаружили области бездефектного кремния чередующегося с областями

насыщенными дефектами. Размеры бездефектных областей составляют около 300\AA (рис. 3.4). Переход от сапфира к кремнию оказался резким, без переходного слоя.

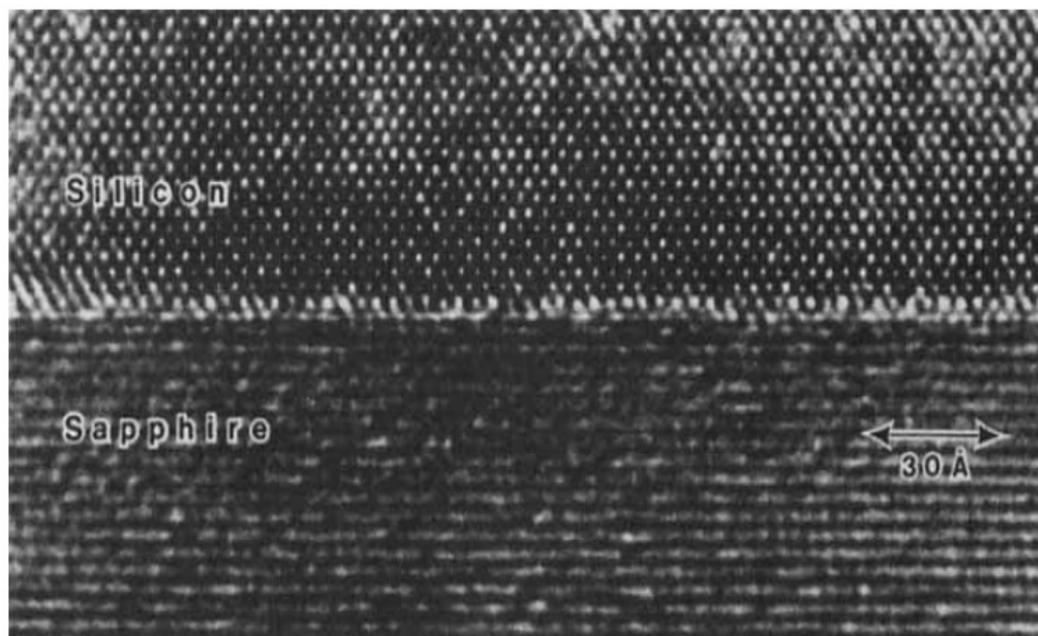


Рис. 3.4. ПЭМ снимок бездефектной области кремния на сапфире вблизи гетерограницы [20].

Не очевидность связи между атомами кремния и структурой сапфира может быть замечена из ПЭМ изображения. Отсутствие строгой связи между атомами кремния и атомами алюминия или кислорода предполагается исходя из того факта, что вблизи гетерограницы присутствуют большие области без дефектов чередующиеся с сильно дефектными областями. Если бы существовала сильная связь в области интерфейса, период бездефектных и сильно дефектных областей составлял бы несколько атомных ячеек. Ронсе предложил объяснение, связи между сапфиром и кремнием могут относительно свободно растягиваться,

изгибаться и поворачиваться относительно нормали к поверхности не накладывая строгих пространственных ограничений на первый слой кремния, позволяя таким образом формироваться большим бездефектным областям. На рис. 3.5. показаны возможные варианты связей между кремнием и сапфиром.

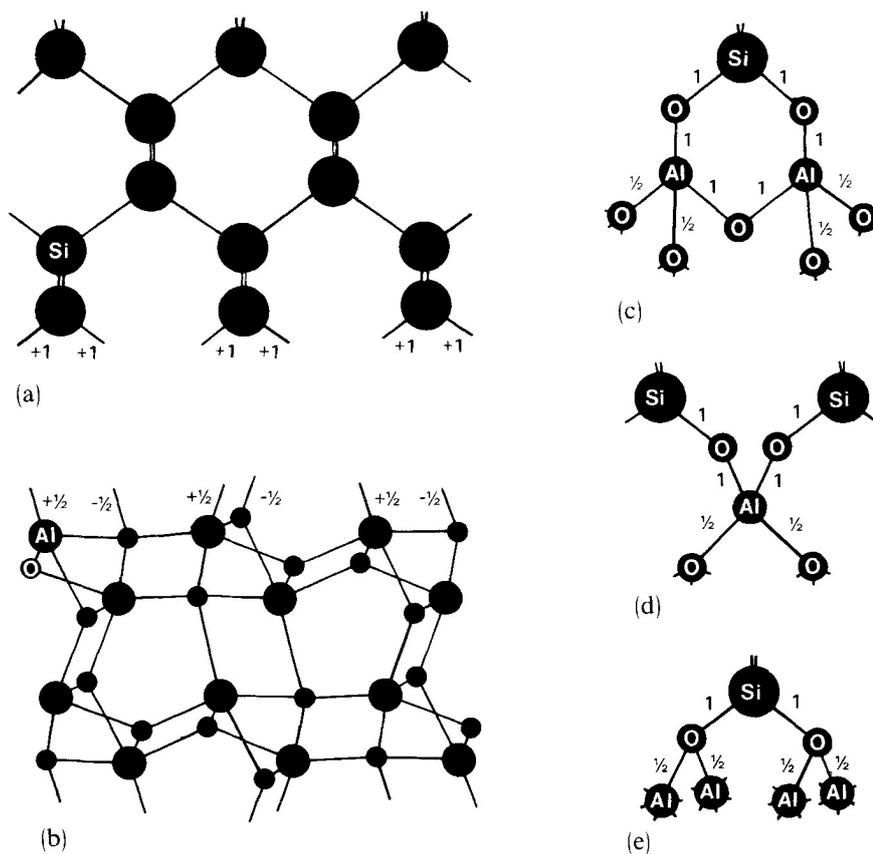
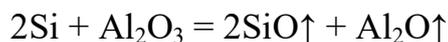


Рис. 3.5. Образование связи между кремнием и сапфиром а) кремний (100), б) не реконструированный сапфир (r-срез), с), d), e) – возможные конфигурации связей на гетерогранице кремния и сапфира[20].

Другая теория была предложена в работе [21], где исследовались слои кремния на сапфире, полученные методом ГФЭ. Была построена гипотеза, что в процессе роста некоторые атомы кремния действуют как центры

зародышеобразования и служат для образования островков. Атомы кремния, которые приземляются между этими центрами либо присоединяются к одному из них, либо образуют летучие смеси:



К тому же алюминий и оксид алюминия перемешиваются с кремнием в процессе роста, образуя переходный слой и генерируя большое количество поверхностных состояний на границе кремния и подложки.

В то время как Ронсе предполагал, что интерфейс КНС некогерентный, то есть, нет соответствия между плоскими решетками кремния и сапфира, более поздние ПЭМ исследования, проведенные в работе [22] на КНС образцах подвергнутых термическому отжигу выявили периодичность в структуре дислокаций несоответствия вблизи интерфейса. Это дает повод классифицировать интерфейс как полукогерентный, что означает, что существует связь между кристаллическими структурами кремния и сапфира, хотя бы даже нарушенная присутствием дефектов, по крайней мере, на отожженных образцах.

Существует и когерентная модель интерфейса КНС [23]. В этой модели интерфейса предполагается, что матрица кремния упруго-напряжена, чтобы установить соответствие периодов поверхности подложки. Такие модели были предложены на основе ПЭМ изображений, полученных от КНС образцов, в интерфейсе которых не было обнаружено дислокаций. Однако в таких

структурах присутствует большое количество дефектов упаковки на кремниевых плоскостях (111).

3.3. Механизмы роста слоёв КНС

На начальных стадиях газо-фазного осаждения кремния на сапфировой подложке формируются центры зародышеобразования. Дальнейший рост представляет собой рост островков полусферической формы, покрывающих часть поверхности сапфира [24, 25, 26]. Во время роста несколько островков могут сливаться друг с другом, образуя кластеры с продолговатой формой (рис. 3.6). Толщина сплошного эпитаксиального слоя составляет около 40 нм [11]. Это означает, что количество кремния осажденного на поверхности сапфира такое, какое было бы, если бы слой кремния сформировал сплошную пленку толщиной 40 нм. При этом важно понимать, что фактические размеры островков в тонкой пленке могут быть в то же время больше, чем номинальная толщина слоя. Это просто понять, если представить, что форма островков до коалесценции примерно полусферическая. Для примера рассмотрим слой кремния толщиной 65 Å, в котором диаметр островков составляет примерно 400 Å [24]. Если пленка сформирует слой толщиной 65 Å, то объем кремния $1.04 \cdot 10^7$ кубических ангстрем будет осажден в квадрате со стороной 400 Å.

Тогда идеальные полусферы того же объема будут иметь радиус 171 Å, что почти в три раза больше номинальной толщины слоя.

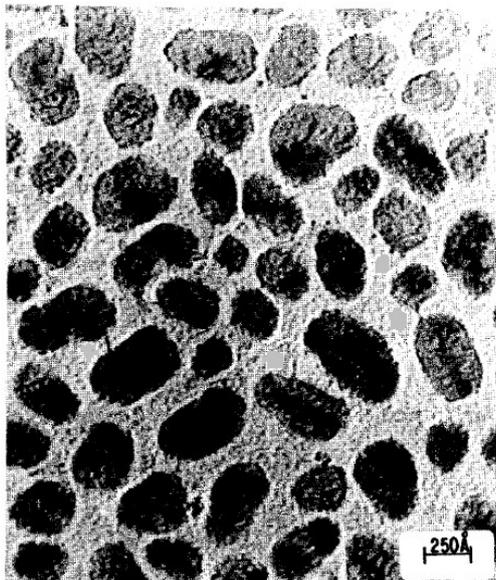


Рис. 3.6. ПЭМ снимок островков кремния на сапфире на начальных стадиях ГФЭ [24].

На ранних стадиях эпитаксии на $(01\bar{1}2)$ поверхности сапфира наблюдаются островки с тремя ориентациями: $[100]$, $[221]$ и $[110]$. При дальнейшем осаждении преобладающей становится ориентация кремния $[100]$.

На рисунке 3.7 представлена зависимость высоты и диаметра $[100]$ и $[110]$ островков Si от времени осаждения. Диаметр $[100]$ островков линейно возрастает со временем со скоростью $400 \text{ \AA}/\text{с}^{-1}$ (рис. 3.7 а). Их высота, начиная с 1 секунды роста, также имеет линейную зависимость. Скорость роста высоты $[100]$ островков составляет $78 \text{ \AA}/\text{с}^{-1}$ [24]. Скорость увеличения латеральных размеров $[110]$ составляет около $90 \text{ \AA}/\text{с}^{-1}$ (рис. 10-б).

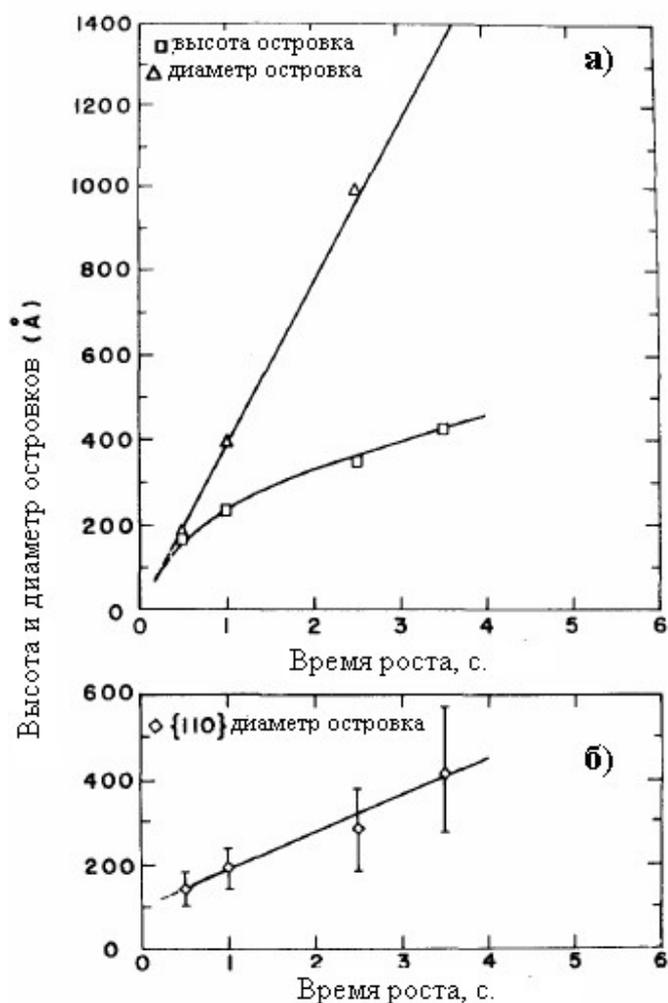


Рис. 3.7. Зависимость от времени высоты и диаметра ГФЭ островков кремния на сапфире ориентацией а) [100]; б) [110].

Плотность [100] уменьшается со временем роста, что говорит о слиянии островков подобной ориентации. Плотность же [110] островков остаётся постоянной, вплоть до полной коалесценции островков (рис. 3.8). Таким образом, увеличение размеров [100] островков идет за счёт поглощения крупными островками более мелких, в то время как [110] островки растут за счёт присоединения мигрирующих по поверхности адатомов Si.

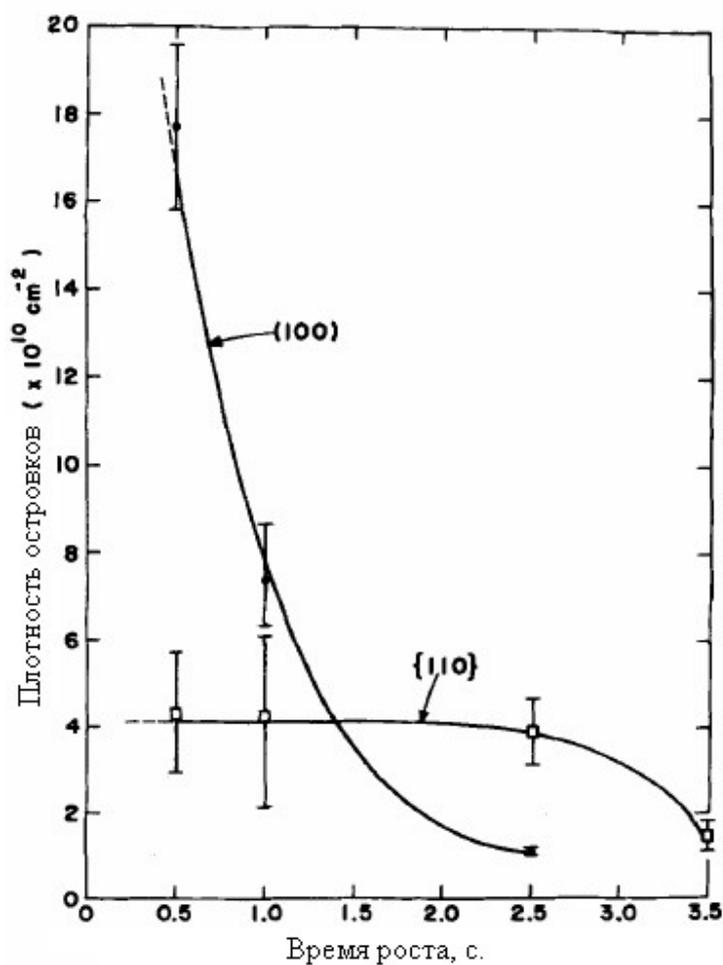


Рис. 3.8. Зависимость плотности ГФЭ островков кремния на сапфире от времени осаждения.

Полная коалесценция островков происходит при толщине сплошного слоя около 80 нм [24, 25]. При сливании островков различной ориентации образуются дефекты двойникования [24], которые являются основным видом дефектов в кремниевом слое вблизи гетерограницы.

3.4. Дефекты в эпитаксиальных слоях кремния на сапфире

В силу различий параметров решёток подложки и осаждаемого материала, в приграничной к интерфейсу области кремния создаются большие напряжения, а различие коэффициентов теплового расширения делает эти напряжения еще больше. Величина напряжения может достигать порядка 10^{10} дин/см² [27]. На рис. 3.9 представлен спектр комбинационного рассеяния света для эпитаксиального и объемного слоев кремния. Смещение пика от кремниевого слоя относительно пика от объемного кремния пропорционально напряжению в слое кремния [28]. Напряжение в данном слое составляет $\approx 2 \cdot 10^8$ дин/см². Как видно, напряжения присутствуют даже в достаточно толстых эпитаксиальных слоях.

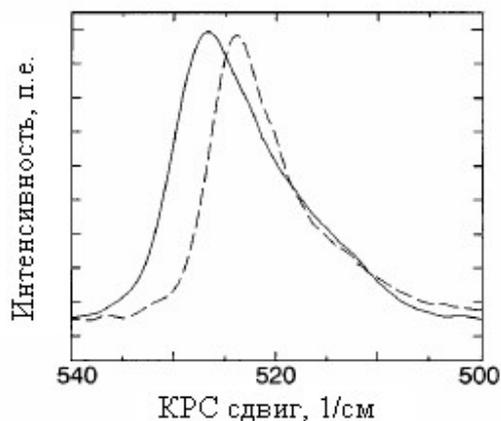


Рис. 3.9. Спектр комбинационного рассеяния света 600 нм слоя кремния на сапфире (сплошная линия) и объемного кремния (пунктирная линия) [28].

Релаксация напряжений происходит путём образования большого количества дефектов. Основными дефектами, характеризующими приграничную к интерфейсу область кремния (рис. 3.10), являются дефекты упаковки и двойники [30, 31, 32, 33].



Рис. 3.10. ПЭМ изображение области интерфейса слоя кремния на сапфире [32].

Двойники и дефекты упаковки представляют собой дефекты, при наличии которых происходят нарушения кристаллографической ориентации частей кристаллов из-за нарушения порядка чередования атомных плоскостей. В гранцентрированной кубической (ГЦК) решётке последовательность плотноупакованных плоскостей $\{111\}$ - это последовательность типа

ABCABCABC.... В случае двойникового дефекта в ГЦК решётке слои $\{111\}$ чередуются в последовательности ABCA | BCB | ACBA.... Расположение слоёв слева от слоя C в выделенном блоке представляет собой зеркальное отражение расположения справа от него. На рисунке 3.11 показано двойникование на примере двумерной решётке. Светлыми кружками представлены на нём положения атомов до двойникования, чёрными – после двойникования. Величина смещения атомов в каждой из параллельных плоскостей пропорциональна расстоянию данной плоскости от плоскости двойникования. Так как при двойниковании сохраняются неизменными все межатомные расстояния, а углы между связями меняются только в одном граничном слое, то возникновение двойниковой границы требует небольшой энергии [36]. Причиной возникновения двойников является пластические деформации в кристалле, возникающие в результате механических напряжений в кристалле.

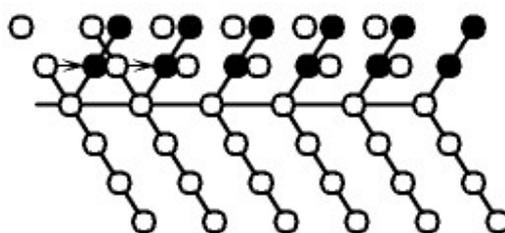


Рис. 3.11. Схема возникновения двойниковой границы в кристалле [36].

В работе [30] авторы показали, что доминирующими дефектами в эпитаксиальном слое кремния на расстоянии до 500 нм от гетерограницы

являются дефекты двойникования (рис. 3.10), при больших толщинах основной вид дефектов – дислокации. Большое влияние на количество дефектов в эпитаксиальном слое оказывает различие коэффициентов теплового расширения кремния и сапфира, которое ведёт к появлению дополнительных напряжений, образующихся в результате охлаждения КНС структуры от температуры роста до комнатной. Этот эффект наиболее ярко выражается при газо-фазной эпитаксии КНС в связи с высокими температурами роста (больше 1000°C) нежели при молекулярно лучевой эпитаксии (температура роста ниже 800°C).

В работах [34, 37] исследовалось распределение концентрации микродвойников по глубине эпитаксиальных слоёв КНС выращенных различными методами. Основная часть двойниковых дефектов сосредоточена в области 100-150 нм от гетерограницы. При увеличении расстояния от интерфейса концентрация двойников падает за счёт их аннигиляции [37].

В работе [34] показано, что в КНС слоях толщиной 500 нм, выращенных с помощью МЛЭ, количество двойников в приповерхностной области значительно меньше, в образцах, полученных газо-фазным методом той же толщины. В случае МЛЭ КНС плотность двойников при удалении от гетерограницы спадает значительно быстрее, и уже при 300 нм практически равна нулю.

Движущей силой для пластических деформаций в гетероэпитаксиальных слоях является различие величин напряжения, связанного с рассогласованием параметров решётки подложки и осаждаемого материала, и напряжения, необходимого для введения дислокации несоответствия. Это различие было названо как «избыточное напряжение», отвечающее за отклонение системы из механического равновесия. Чем больше избыточное напряжение, тем более выгодно образование дислокаций. Так как причины возникновения двойников, аналогичны причинам возникновения дислокаций авторы работы [35] попытались объяснить с помощью изложенной модели зависимость распределения дефектов двойникования по глубине кремниевого слоя.

Из рисунка 3.12 видно, что концентрация микродвойников в ГФЭ слое КНС выше, нежели в слое, полученном МЛЭ. Следовательно, релаксация напряжений сжатия в случае ГФЭ осуществляется за счёт образования двойников по всей толщине эпитаксиального слоя. В случае же МЛЭ, напряжения снимаются за счёт двойникования в приграничной к интерфейсу области, т.е на расстоянии 100 нм. При дальнейшем отдалении от интерфейса снятие напряжений идёт за счёт образования дислокаций. Причём с уменьшением толщины кремниевого слоя концентрация двойников на фиксированном расстоянии от гетерограницы увеличивается, так как напряжения при этом увеличиваются.

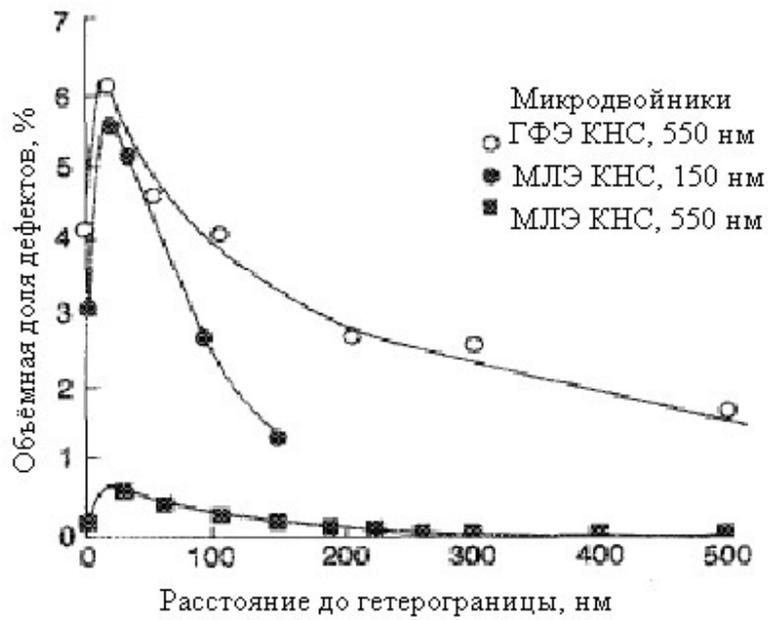


Рис. 3.12. Зависимости плотности микродвойников от расстояния от гетерограницы для слоёв КНС, выращенных различными методами [30].

Список условных обозначений.

КНС – кремний на сапфире;

ГФЭ – газофазная эпитаксия;

МЛЭ – молекулярно-лучевая эпитаксия.

Список литературы

1. H.M. Manasevit, W.I. Simpson Single-crystal silicon on a sapphire substrate // J. Appl. Phys., 1964, Vol. 35, p. 1349-1351.
2. J.P. Colinge Thin film SOI technology: the solution for many submicron CMOS problems // IEEE International Electron Devices Meeting, 1989, p. 817-820.
3. R.A Johnson et. al. Comparison of microwave inductors fabricated on silicon on sapphire and bulk silicon // IEEE Microwave and Guided Wave Letters, 1986, vol 6, no. 9, p. 323-325.
4. G.A. Garcia, R.E. Reedy Electron mobility within 100 nm of the Si/sapphire interface in double solid phase epitaxially regrown TFSOS // Electronics letters, 1986, vol. 22, no 10, p. 537.
5. M. Roser et. al. High-mobility fully-depleted thin film SOS MOSFETs // 1992 Device Research Conference Proceedings, June 1992.
6. P.M. Garon et. al. Hole mobility enhancement in MOS-gated $GexSi_{1-x}/Si$ heterostructure inversion layer // IEEE Electron Device Letters, 1992, vol. 13, no1, p. 56-58.
7. J. G. Rollins, J. Choma, Jr., "Single-event upset in SOS integrated circuits," IEEE Trans. Nucl. Sci., 1987, Vol. NS-34, no. 6, p. 1713-1718.
8. Парфёнов О.Д. Технология микросхем: Учеб. Пособие для вузов по спец. «Конструирование и пр-во ЭВА» // –М.: Высш. Шк., 1986. -320 с.

9. Палатник Л.С., Папилов И.И. Эпитаксиальные плёнки // -М.: Наука, 1971, 480с.
10. H. M. Liaw, J. W. Rose Epitaxial silicon technology ed. J. Baliga // Academic press, Inc., 1986, p. 56-67.
11. Giordana A. Photorefectance studies of silicon on insulator structure // Diss. PhD in Physics/ A. Giordana – Dallas, 1990.-p.236.
12. US Patent 5.973.363. Oct. 26, 1999. CMOS circuit with shortened p-channel length on ultrathin silicon on insulator.
13. T. Nakamura et. al. Silicon on sapphire (SOS) device technology // Oki technical review, 2004, is. 200, vol. 71. № 4, p. 66-69.
14. Manasevit H.M. // J. Crystal Growth, V. 22. 1974, p. 125.
15. Курносов, А. И. Юдин, В.В. Технология производства полупроводниковых приборов и интегральных микросхем // А. И. Курносов. – 3-е изд., перераб. И доп. – М: Высш шк., 1986. – 368 с.
16. J.W. Christian The theory of transformations in metals and alloys // Pergamon press, Oxford, 1965, p. 359-373.
17. G.B. Olsen, M. Cohen Interphase boundary dislocations and the concept of coherency // Acta metal, 1979, 27, p. 1907-1918.
18. J.H. Merve On the stresses and energies associated with inter-crystalline boundaries // Proc. Phys. Sos. A, 1963, A63, p. 616-637.
19. Nolder. R.L., Cadoff I.B. // Trans. Met. Soc. AIME, V. 233, 1965, p. 549.

20. Ponce A. // Appl. Phys. Lett, V. 41, 1982, p. 371-373.
21. H. Schlotterer Interface properties of Si on sapphire and spinel // J. Vac. Sci. Technol., 1976, 13, p. 29
22. Aindow M. et. al. The effect of rapid thermal annealing on the dislocation structure on silicon on sapphire // Mater. Res. Soc. Symp. Proc., 1989, vol. 138, p. 373-378.
23. M.S. Abrahams et. al. Direct observation silicon on sapphire hetero epitaxial interface by high-resolution transmission electron microscopy // Phys. Status. Solidi A, 63, K3-K9, 1981.
24. Abrahams M.S. et al. // J. Appl. Phys. 1976. Vol. 47. № 12. P. 5139-5150.
25. Палатник Л.С., Папилов И.И. Эпитаксиальные плёнки // -М.: Наука, 1971, 480с.
26. Папков В.С., Суровиков М.В., Маркова Т.И // Неорганические материалы. 1971. Т. VII. № 9. С. 1481-1484.
27. Sorin Cristoloveanu Silicon films on sapphire // Rep. Prog. Phys. 50 (1987). – P. 337 – 342.
28. T. Sadon et. al. Deep states in silicon on sapphire by transient-current spectroscopy // Appl. Phys. Lett. Vol. 82, № 10, 15 November 1997.-P.5262-5264.
29. Tamura M., Nomura M. // Appl. Phys. Lett. 111 (1967) p. 196-198.

30. M.E. Twigg, E.D. Richmond, J.G. Pellegrino Elimination of microtwins in silicon on sapphire by molecular beam epitaxy // Appl. Phys. Lett. Vol. 54 № 18, 1 May 1989.-P.1766-1768.
31. Carey K. W., Ponce F. A., Amano J. et al. // J. Appl. Phys., 1983, Vol. 54, No. 8, p. 4414.
32. M. A. Parker, R. Sinclair, T. W. Sigmon Lattice images of defect-free silicon on sapphire prepared by ion implantation // Appl. Phys. Lett. Vol. 47 №6, 15 September 1985.-P.626-628.
33. Tamura M., Nomura M. // Appl. Phys. Lett. 111 (1967) p. 196-198.
34. Twigg M.E., Richmond E.D., Pellegrino J.G. et. al. // Appl. Phys. Lett. V. 56, №25, 1990, p. 2551-2553.
35. Carey K. W., Ponce F. A., Amano J. et al. // J. Appl. Phys., 1983, Vol. 54, No. 8, p. 4414.
36. Случинская И.А. Основы материаловедения и технологии полупроводников / -М., 2002, 376 с.
37. Twigg M.E., Richmond E.D., Pellegrino J.G. // J. Appl. Phys. V. 67, №8, 1990, p. 3706-3710.