

Труханов Евгений Михайлович

**ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА НАПРЯЖЕННЫХ
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСИСТЕМ
ПЛЕНКА – ПОДЛОЖКА**

Специальность 01.04.07
(физика конденсированного состояния)

АВТОРЕФЕРАТ

**ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ
ДОКТОРА ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИХ НАУК**



Новосибирск - 2001

Работа выполнена в Институте физики
полупроводников Сибирского Отделения РАН

Научный консультант: доктор физико – математических наук
профессор О.П. Пчеляков

Официальные оппоненты: академик РАН, доктор химических наук
профессор В.В. Болдырев

доктор физико – математических наук
профессор Р. М. Имамов

член – корр. РАН, доктор физ. – мат. наук
профессор В. Г. Лифшиц

Ведущая организация: Институт проблем технологии микроэлектроники и особочистых материалов РАН

Защита состоится 29 января 2001 года в 15 часов
На заседании диссертационного ученого совета Д. 003. 037. 01
в Институте физики полупроводников Сибирского Отделения РАН
по адресу: 6300906 Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке
Института физики полупроводников СО РАН

Автореферат разослан “ _____ ” декабря 2001 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета

д.ф.-м. н, профессор



Двуреченский А.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы

В настоящее время развитие технологии эпитаксии в значительной мере определяется пониманием процессов пластической релаксации напряжений несоответствия. Такие проблемы, как перенос компонентов к поверхности подложки, хемосорбция на данной поверхности атомов пленки, управление механизмами двумерного роста псевдоморфного слоя, в настоящий момент являются существенно более разработанными по сравнению с проблемой снятия напряжений несоответствия в растущем эпитаксиальном слое. Задача управления типом дислокаций несоответствия (ДН) при гетероэпитаксии впервые была сформулирована в 1980 г. С.И. Стениным. В работах [1*, 2*], выполненных под его руководством, были рассчитаны и экспериментально подтверждены условия управляемого перехода от частичных дислокаций несоответствия к полным. Было показано, что управление типом ДН тем проблематичней, чем выше параметр несоответствия f (относительная разность постоянных кристаллических решеток сопрягаемых слоев). Благодаря переходу от сингулярной ориентации границы раздела (111) к вицинальным была продемонстрирована возможность выращивания эпитаксиальных пленок, имеющих величину f около 1%, без дефектов упаковки. В настоящее время основными дефектами, на устранение которых направлены попытки управления процессом снятия напряжений несоответствия, являются неподвижные пронизывающие дислокации (ПД), которые соединяют расположенные в границе раздела ДН со свободной поверхностью пленки. Природа их образования тщательно изучается в мировой литературе [3*-5*]. Появление данных дефектов в значительной мере определяется типом и количеством вводимых дислокационных семейств. В частности, для отфильтровывания нежелательных семейств ДН авторами [6*] применен микрорельеф, который приводит к изменению величины энергетического барьера, преодолеваемого дислокациями разного типа.

Несмотря на активные теоретические и экспериментальные исследования данной проблемы, в настоящее время пленки, выращиваемые на подложках удовлетворительного структурного качества, оказываются более дефектными, чем подложки, если величина f составляет 1% или более. Это, в частности, тормозит развитие технологии получения высокосовершенных объемных кристаллов различных полупроводниковых соединений с применением эпитаксии. Данная

технология может быть развита на основе бездефектного слиточного кремния с диаметром подложек, достигающим нескольких дециметров. В ряде случаев присутствие ПД не позволяет на современных структурах полупроводниковой электроники получать теоретически предсказываемые электронные и оптические свойства.

Решение проблемы управления типом вводимых ДН невозможно без знания основополагающих свойств данных дефектов. Известно, что дислокации бывают лево- и правовинтовыми и тип винтовой составляющей является фундаментальным свойством дислокации. Однако его влияние на пластическую релаксацию напряжений несоответствия в литературе не изучено. До начала 80-х годов в литературе также отсутствовали исследования пластической релаксации подложек на основе анализа формы неустойчивых и стабильных дислокационных конфигураций. Возможность такого подхода к изучению данной проблемы продемонстрирована диссертантом.

Работа посвящена изучению новых структурных свойств полупроводниковых гетеросистем пленка – подложка, находящихся на различных стадиях процесса релаксации механических напряжений. **Целью диссертации** является раскрытие фундаментальных свойств отдельных дислокаций и их скоплений в полупроводниковых гетеросистемах при релаксации механических напряжений несоответствия. Для достижения этой цели в диссертации решались следующие основные проблемы:

- определение влияния винтовой составляющей дислокаций несоответствия на энергию гетеросистемы, на состояние кристаллической структуры эпитаксиальной пленки, а также на изменение поля механических напряжений при релаксации;
- выявление особенностей формы неустойчивых и стабильных дислокационных конфигураций в неоднородных полях механических напряжений полупроводниковой подложки.

Научная новизна работы

В диссертации впервые сформулированы и решены следующие фундаментальные и прикладные задачи.

1. Показано, что вклад винтовой составляющей дислокаций несоответствия в упругую энергию гетеросистемы может быть сравнимым по порядку величины и превышать вклад краевой дислокационной составляющей.
2. Установлено, что основным фактором, обуславливающим влияние винтовой составляющей ДН на энергию и структуру гетеросистемы, является возникновение дальнедействующих сдвиговых напряжений в растущей эпитаксиальной пленке.
3. Раскрыт механизм образования пронизывающих дислокаций в результате релаксации дальнедействующих сдвиговых напряжений.
4. В рамках моделей физики дислокаций несоответствия определены критические толщины сплошных и островковых пленок, при которых начинается пластическая релаксация подложек.
5. Описаны формы неустойчивых и стабильных дислокационных конфигураций, которые возникают в неоднородных полях механических напряжений.
6. На основе анализа формы неустойчивых и стабильных дислокационных образований определены критических условия, при которых начинается формирование дислокационной структуры подложек.
7. Установлена зависимость критической толщины несплошной пленки от формы и размера островков.
8. Для полупроводниковых гетеросистем, содержащих высокосовершенную эпитаксиальную пленку, разработан и применен метод рентгеновской муаровой интерферометрии.

Научная и практическая значимость работы

Изучение влияния винтовой дислокационной составляющей на энергию гетеросистемы позволило предсказать существование новых структурных состояний пленки. Благодаря этому удалось объяснить природу ранее экспериментально зарегистрированных явлений. В диссертации показано, что тип винтовой составляющей ДН существенно влияет на протекание пластической релаксации напряжений несоответствия. Он является важным фактором образования пронизывающих дислокаций в эпитаксиальных слоях. В мировой литературе скопления семейств ДН, расположенных в параллельных или пересекающихся плоскостях скольжения и имеющих один и тот же вектор Бюргерса, рассматриваются как вариант оптимальной сетки ДН. При этом взаимная

аннигиляция пронизывающих дислокаций максимально облегчена [5*]. Такие сетки формируются в результате работы модифицированных дислокационных источников Франка – Рида [7*, 8*] и источников Хейгена – Шранка [9*, 10*]. В диссертации установлено, что активизация данных источников способствует уменьшению плотности пронизывающих дислокаций только на начальной стадии релаксации. В дальнейшем из-за возникновения далекодействующих сдвиговых напряжений структура растущей пленки ухудшается. Анализ неустойчивых и стабильных дислокационных конфигураций, представленный в диссертации, позволяет определить условия начала пластической релаксации подложек. Практический интерес к такому варианту процесса снятия напряжений несоответствия связан с тем, что образование пронизывающих дислокаций происходит не в пленках, а в подложках.

Диссертация представляет исследования преимущественно фундаментального характера, которые имеют значение при решении технологических задач эпитаксии.

Положения, выносимые на защиту

1. При наличии семейства дислокаций несоответствия, имеющих винтовую составляющую вектора Бюргерса, в эпитаксиальной пленке возникает поле сдвиговых (или сжимающе - растягивающих) далекодействующих напряжений. Данное поле не компенсирует напряжения несоответствия и его энергия является избыточной.
2. Релаксация поля далекодействующих сдвиговых напряжений в эпитаксиальной пленке протекает по следующим механизмам: образование пронизывающих дислокаций, возникновение фрагментарной структуры и образование непрямолинейных трещин.
3. При снятии напряжений несоответствия за счет пластического течения подложки возможны два типа дислокационных конфигураций, соответствующие двум критическим толщинам сплошной пленки h_{C1} и h_{C2} , значения которых отличаются в несколько раз.
4. При толщине прямолинейных полос пленки h , которая меньше критической величины h_C , стабильные конфигурации дислокаций подложки являются криволинейными, а при $h > h_C$ – прямолинейными. При $h \rightarrow h_C$ предельные формы неустойчивых и стабильных дислокационных конфигураций совпадают.

5. Если плоскость скольжения дислокаций параллельна границе раздела, то при снятии напряжений несоответствия в подложке под круглым островком пленки возникают неустойчивая и стабильная дислокационные петли, имеющие одинаковый вектор Бюргерса. При уменьшении толщины пленки данные петли сближаются, сливаясь при толщине $h = h_c^m$, которая является критической толщиной для образования метастабильных дислокаций.
6. Методической основой рентгено топографического определения искажений кристаллической решетки в высокосоввершенных эпитаксиальных слоях является применение пленочного рентгеновского интерферометра для однородных слоев и матриц отражающих контуров для сверхрешеток.

Апробация работы

По теме диссертации были сделаны сообщения на следующих конференциях:

XIII Всесоюзное совещание по применению рентгеновских лучей к исследованию материалов, Черногловка (1982); 1-е Межведомственное совещание "Рентгенодифракционные методы в современной микроэлектронике" Черногловка, (1982); Всесоюзное совещание дефекты структуры в полупроводниках (Новосибирск 1983); 2-я Национальная школа "Порошковые методы в рентгенографии" (Болгария, г. Балчик, 1986); 15th International Conference on Defects in Semiconductors, Budapest, 1988; 4-й Национальный Симпозиум "Рентгеновские дифракционные методы" (Болгария, Несебр, 1989); 7th International Symposium on Passivity (Clausthal, Germany 1994); 2nd – 5th European Symposium "X-ray Topography and High Resolution Diffraction" (Berlin 1994, Palermo, Italy 1996, Durham, UK 1998 and Ustron-Jaszowiec, Poland 2000); X – XIII Российские конференции по использованию синхротронного излучения (Новосибирск 1994, 1996, 1998, 2000); 3-я Международная школа-семинар "Эволюция дефектных структур в конденсированных средах" (Барнаул 1996); 23rd and 26th International Symposium on Compound Semiconductors (St. Peterburg 1996 and Berlin 1999); Первая Всероссийской конференции по материаловедению и физико-химическим основам получения легированных кристаллов кремния (Москва 1996); 6th and 7th Intern. Conf. on the Formation of Semiconductor Interfaces (Cardiff, UK 1997 and Goteborg, Sweden, 1999); Всероссийская научно-техническая конференция "Микро- и НаноЭлектроника-98" (Звенигород 1998); 14th International Vacuum Congress (Birmingham, UK 1998); 2-я и 3-я Национальная Конференция по применению

рентгеновского и синхротронного излучений, нейтронов и электронов для исследования материалов (Москва 1999 и Москва 2001); International Joint Conference on Si Epitaxy and Heterostructures (Miyagi, Japan 1999); IV Российской конференции по физике полупроводников (Новосибирск 1999); 26th International Symposium on Compound Semiconductors (Berlin, Germany 1999); 7th International Conference on Chemical Beam Epitaxy and Related Growth Techniques (Tsukuba, Japan 1999), 1st Asian Conference on Crystal Growth (Sendai, Japan 2000); IX Национальная конференция по росту кристаллов (Москва 2000)

Публикации

По теме диссертации опубликована 91 работа, были сделаны сообщения на 30 конференциях.

Структура и объем диссертационной работы

Диссертация содержит введение, 6 глав, заключение, список литературы из 291 наименования. Объем диссертации составляет 333 страницы, 64 рисунка, 5 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы исследования, сформулированы основные задачи работы, показана научная новизна и практическая значимость результатов, даны сведения о структуре и содержании работы, а также приведены положения, выносимые на защиту.

В первой главе рассмотрено влияние винтовой составляющей дислокаций несоответствия на энергию и структуру полупроводниковой гетеросистемы. В рамках известных в мировой литературе представлений энергия гетеросистемы, с границей раздела (001), содержащей предельную плотность шестидесятиградусных дислокаций несоответствия (60° ДН) приблизительно в 2 раза превышает энергию гетеросистемы с чисто краевыми ДН. В диссертации показано, что возможны такие сочетания винтовых составляющих семейств 60° ДН, когда отношение данных величин станет теоретически как угодно большим. На Рис. 1 для гетеросистемы SiGe/Si, в которой полностью завершился процесс пластической релаксации,

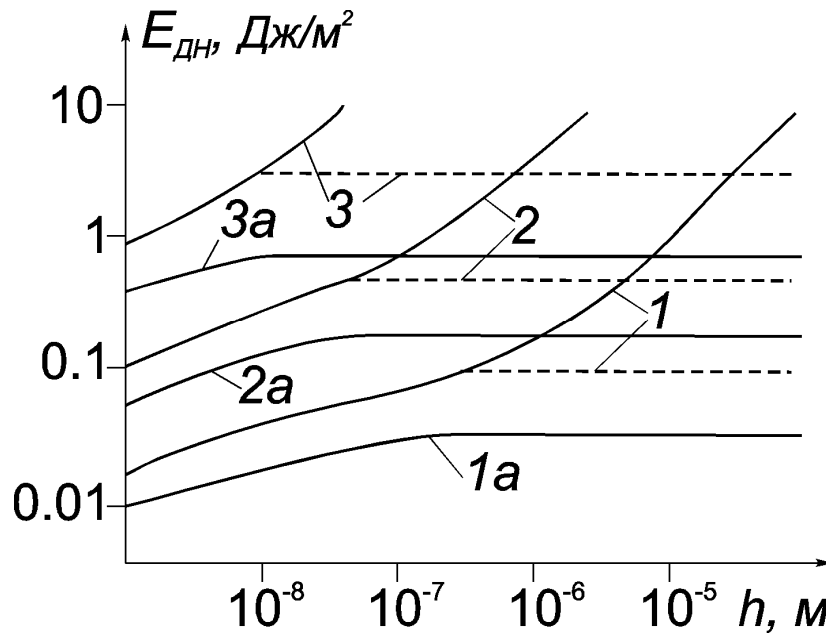


Рис. 1. Зависимость энергии двух взаимно перпендикулярных систем дислокаций несоответствия от толщины слоя твердого раствора SiGe на Si подложке. Параметр несоответствия $f = 0,001$ для зависимостей 1 и 1a; $f = 0,006$ для 2 и 2a; $f = 0,04$ для 3 и 3a. Кривые 1, 2 и 3 - зависимости энергии для систем 60° ДН. Пунктирные линии - расчет в рамках классических представлений, сплошные линии - расчет в рамках развиваемых представлений. Кривые 1a, 2a и 3a - зависимости энергии для систем чисто краевых ДН.

приведена зависимость упругой энергии гетеросистемы $E_{ГС}$ от толщины эпитаксиальной пленки. Кривые 1, 2 и 3 - зависимости энергии для систем 60° ДН. Пунктирные линии - расчет в рамках модели Мэтьюза [11*], которая в мировой литературе является наиболее популярной. В диссертации данный теоретический подход с его различными усовершенствованиями именуется классической моделью введения ДН. Сплошные линии кривых 1, 2 и 3 - расчет в рамках развиваемых в диссертации представлений. Кривые 1a, 2a и 3a – энергии, вычисленные по классической модели для семейств чисто краевых ДН. В диссертации показано, что присутствие краевой компоненты вектора Бюргерса приводит к возникновению в эпитаксиальной пленке поля далекодействующих нормальных напряжений. Семейства взаимно перпендикулярных дислокаций несоответствия линейной плотности f / b_k , где b_k – проекция краевой составляющей вектора Бюргерса на границу раздела, создают общее поле далекодействующих нормальных напряжений, которое компенсирует поле исходных напряжений псевдоморфной пленки. Это качественно согласуется с тем, что представленные на Рис. 1 зависимости 1a, 2a и 3a являются ограниченными. Что касается зависимостей 1, 2 и 3, то на основе анализа свойств винтовой составляющей ДН показано, что у гетеросистем с кристаллической решеткой типа алмаза и сфалерита возможны два вида

зависимостей $E_{ГС}(h)$. В первом случае энергия выходит на насыщение, а во втором она становится линейно возрастающей. В последнем случае в пленке формируется поле дальнедействующих сдвиговых напряжений σ_{yz} , величина которого

$$\sigma_{yz} = \pm 2Gb_b/d, \quad (1)$$

где G – модуль сдвига, d – расстояние между соседними дислокациями и b_b – величина винтовой составляющей вектора Бюргерса. Ось Ox направлена перпендикулярно границе раздела, т.е. совпадает с направлением $[001]$, а оси Oy и Oz совпадают с направлениями $\langle 110 \rangle$, лежащими в границе раздела. Показано, что

$$E_{ГС} = 2Gf^2(h-b\sin\alpha \cos\beta/f) / \operatorname{tg}^2\alpha \cos^2\beta + \\ + Gfb(1-\nu\cos^2\alpha)[1+\ln(d_0/b_k)]/[2\pi(1-\nu)\sin\alpha \cos\beta], \quad (2)$$

где α – угол между b и линией дислокации, β – угол между плоскостью скольжения ДН и границей раздела. В выражении (2) второе слагаемое определяет зависимость $E_{ГС}(h)$ в рамках классической модели, а первое – добавку, обусловленную вкладом винтовой дислокационной составляющей.

Дальнедействующие напряжения (1) не компенсируют какие-либо поля исходной пленки. Связанная с их существованием энергия является избыточной и они могут устраняться только за счет оптимального сочетания винтовых составляющих различных семейств ДН. Под влиянием данных напряжений квадратная сетка ступеней, возникающих на поверхности растущей пленки при введении 60° ДН, трансформируется в ромбическую сетку. При этом квадраты могут вытягиваться вдоль любой из диагоналей в зависимости от знака правой части формулы (1). Если на различных участках гетеросистемы возникнут различные сочетания дислокационных семейств, то в пленке появятся как ненапряженные области, в которых происходит компенсация дальнедействующих напряжений, создаваемых каждым из взаимно перпендикулярных семейств в отдельности, так и по-разному напряженные области, в которых напряжения перпендикулярных семейств суммируются. По-разному напряженным областям соответствуют различные знаки правых частей выражения (1). Если дальнедействующие сдвиговые напряжения привести к главным направлениям (поворот системы координат yOz на 45° вокруг оси Ox), то тензор напряжений, содержащий компоненты чистого сдвига,

превращается в тензор, содержащий всего две отличные от нуля компоненты $\sigma_{xx} = -\sigma_{yy} = \pm 2Gb_b/d$. В результате поле сдвиговых напряжений становится представленным как поле сжимающе – растягивающих напряжений.

Поскольку неограниченное увеличение энергии в реальных гетеросистемах невозможно, то должны включаться механизмы релаксации дальнедействующих сдвиговых напряжений. При пониженных температурах это может быть образование трещин (хрупкая релаксация), которые снимают растягивающую компоненту поля напряжений. На границах по-разному напряженных областей трещинам свойственно изменять направление на 90° . При более высоких температурах возможна замена уже введенных ДН на дислокации с противоположным типом винтовой составляющей, что приводит к образованию фрагментарной структуры. Такая структура экспериментально наблюдалась для эпитаксиальных систем Ge/Si, PbS/PbSe, InP/GaInAs и др. [3*]. Наиболее распространенным вариантом пластической релаксации дальнедействующих сдвиговых напряжений является слабо выраженная фрагментарная структура, когда границы фрагментов сильно размыты. В результате этого плотность неподвижных пронизывающих дислокаций оказывается неоднородно распределенной по площади гетеросистемы. Таким образом, влияние винтовой составляющей дислокаций несоответствия на структуру гетеросистемы позволяет объяснить известные в литературе данные по хрупкому разрушению пленок, а также данные по образованию фрагментарной структуры и пронизывающих дислокаций [3*].

Во второй главе выполнен анализ постулатов, используемых некоторыми моделями физики дислокаций несоответствия. В энергетическом варианте классической модели энергия гетеросистемы определяется как сумма энергий отдельных дислокаций и энергии упругих остаточных деформаций эпитаксиальной пленки. В диссертации показано, что это не соответствует требованиям теории упругости, в результате чего такой важный эффект, как влияние винтовой составляющей дислокаций несоответствия на энергию гетеросистемы не оказался учтенным. В диссертации также показано, что в рамках силового варианта классической модели можно корректно определять критическую толщину пленки h_c , при которой становится энергетически выгодным введение ДН. В основе силового варианта модели лежит равенство

$$b \left| \int_a^c \tau_b(x) dx \right| = W_o, \quad (3)$$

левая часть которого определяет силу, действующую на скользящую пронизывающую дислокацию, а правая часть – силу линейного натяжения формируемой ДН, т.е. энергию дислокации единичной длины W_0 . Здесь τ_b – проекция сдвиговых напряжений, действующих в плоскости скольжения, на вектор Бюргерса. Интегрирование данных напряжений выполняется по всей толщине пленки. Однако при описании всего процесса релаксации в рамках силовой модели возникают неточности. Их причина состоит в представлении деформационного состояния пленки в виде поля однородных остаточных деформаций $\varepsilon_{ост}$. Показано, что такое представление приемлемо лишь в случаях, когда $\varepsilon_{ост} = f$ (введение первых ДН) и когда $\varepsilon_{ост} \rightarrow 0$ (завершающая стадия процесса). В диссертации выполнен расчет релаксационного процесса, который протекает при образовании краевых ДН. Для определения величины $E_{ГС}$ тензор упругих напряжений, вызванных присутствием ДН, суммируется с тензором напряжений исходной псевдоморфной пленки. Сопрягаемые компоненты гетеросистемы принимаются изотропными и имеющими близкие значения упругих постоянных. Поля напряжений, создаваемые системами дислокаций одного знака, вычисляются в рамках модели Хирта и Лоте [12*]. Для определения предельной накопленной упругой энергии гетеросистемы в случае полностью завершеного процесса релаксации (когда плотность ДН максимальна), толщины сопрягаемых слоев гетеросистемы принимаются равными ∞ . Для определения $E_{ГС}$ в процессе релаксации (т.е. по мере увеличения плотности ДН) в качестве дополнительного допущения на гетеросистему накладывается поле напряжений дислокаций изображения. В диссертации обсуждается корректность этого дополнительного допущения. Процедура вычисления $E_{ГС}$ основана на сравнении энергий, рассчитанных для семейств ДН различной плотности. Для заданной толщины пленки вычисляется набор энергий гетеросистемы, соответствующих различным расстояниям d между соседними дислокациями. Оптимальной принимается плотность дислокаций, соответствующая минимальной энергии. Использование условия минимума энергии означает, что протекание процесса пластической релаксации предполагается квазиравновесным. В современных теоретических моделях такой подход используется, например, в работе [13*]. В диссертации получены расчетные зависимости $E_{ГС}$ от h для гетеросистем $Ge_\chi Si_{1-\chi}$ с различной атомной долей германия χ . Кривые, построенные с учетом дислокаций изображения и кривые, построенные без учета, сливаются начиная с некоторой толщины, которая зависит от χ и составляет единицы – десятки

нм. Зависимость предельной величины $E_{ГС}$ от f (что соответствует различным χ) приведена на Рис.2. Кривая 1 получена в рамках предлагаемой модели, а кривая 2 – расчеты по классической модели [11*]. Отношение предельных значений $E_{ГС}$, вычисленных в рамках данных моделей монотонно уменьшается с увеличением χ и составляют 0.7 для $\chi=0.0025$ и 0.4 для $\chi=1$. Из расчетов следует, что критическая толщина пленки h_C с точностью до нескольких процентов совпадает для обеих моделей. Различие усиливается с ростом плотности ДН. На начальной стадии релаксация протекает более медленно в рамках предложенной в диссертации модели, затем процесс ускоряется и достигает завершающей стадии при толщине пленки в несколько раз меньшей по сравнению с классической моделью. Медленное протекание процесса релаксации на начальной стадии качественно согласуется с экспериментальными данными, полученными для эпитаксиальной пленки InGaAs [14*].

Продемонстрированная в диссертации возможность корректного определения h_C в рамках силового варианта классической модели послужила основанием для исследования дислокационной структуры подложек с привлечением данной модели. Это выполнено в **главе 3** диссертации. Экспериментальные результаты получены для гетеросистем, содержащих подложки Si или Ge и аморфные пленки SiO₂ или Si₃N₄. Системы с аморфными пленками являются модельными для анализа процессов пластической релаксации подложек, поскольку в пленках в принципе не

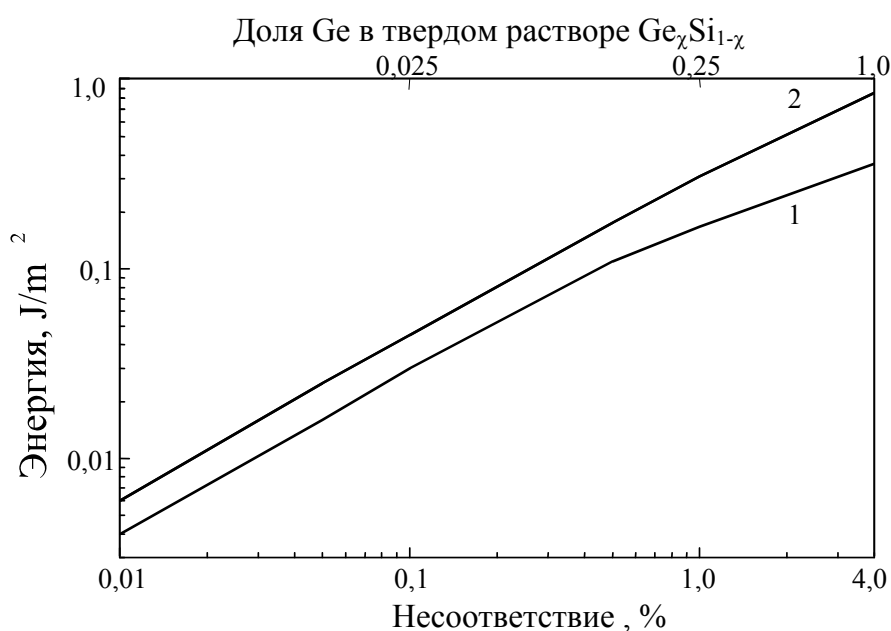


Рис.2. Зависимости упругой энергии гетеросистемы Ge_xSi_{1-x}/Si от величины χ , рассчитанные для предельной плотности дислокаций несоответствия в рамках двух теоретических моделей: 1 - предлагаемая модель; 2 - теория Мэтьюза [11*].

возникают дислокации. Дислокационная структура подложек расклассифицирована на два основных вида в соответствии с природой их образования. Это так называемые b -дислокации, появление которых связано с изгибом гетеросистемы в целом, и e -дислокации, возникающие вблизи краев пленки. " b " соответствует слову " $bend$ ", а " e " – слову " $edge$ ". Показано, что в подложках, покрытых сплошными пленками, возникают 2 типа b -дислокаций, один из которых содержит, а второй не содержит прямолинейные участки в нейтральной (ненапряженной) поверхности подложки. Им соответствуют 2 критические толщины пленки. С помощью рентгеновской топографии обнаружены оба типа данных дислокаций. В рамках силовой модели определена критическая толщина пленки для образования e -дислокаций в плоскостях скольжения, параллельных границе раздела. Установлено, что в случае прямолинейных полос пленки, разделенных полосами открытой подложки, при $h = h_c$ происходит формирование прямолинейных дислокационных участков вблизи осевых линий полос.

Экспериментально исследована эволюция дислокационной структуры подложек в результате дислокационных реакций. Реакции между e -дислокациями протекают с участием поперечного скольжения и переползания. Реакции между b - и e -дислокациями способствуют переброске e -дислокаций на соседние островки пленки. Если e -дислокации возникают в гетеросистеме со сплошной пленкой вблизи края образца, то в результате реакции между b - и e -дислокациями возможно образование Ломеровских ДН. Это означает превращение 60° ДН в краевые по механизму скольжения. Зарегистрировано образование Γ -образных дислокаций как результат реакции между b -дислокациями, имеющими одинаковый вектор Бюргерса, но скользящими в пересекающихся плоскостях.

В главе 4 исследованы неустойчивые и стабильные дислокационные конфигурации, возникающие в неоднородных полях механических напряжений подложки. Для распространенных в технологических структурах случаев, когда распределение поля сдвиговых напряжений в плоскости скольжения является функцией одной переменной $\tau_b(x)$, показано, что форма неустойчивой или стабильной дислокационной линии, удовлетворяющая начальным условиям $y(0) = 0$ и $y'(0) = k$ выражается как

$$y(x) = \pm \int_0^x \left\{ \left[\left(\frac{b}{W_0} \right) \int_0^\xi \tau_b(\chi) d\chi \pm k(k^2 + 1)^{-1/2} \right]^2 - 1 \right\}^{-1/2} d\xi. \quad (4)$$

Основными допущениями, использованными при выводе данной зависимости является пренебрежение барьерами Пайерлса и принятие энергии дислокации единичной длины W_0 не зависящей от кривизны дислокации и глубины ее залегания. На основе (4) получено выражение, определяющее критические условия формирования дислокационной структуры. Оно записывается как

$$b \left| \int_0^{x^*} \tau_b(x) dx \pm W_0 k (k^2 + 1)^{-1/2} \right| = W_0, \quad (5)$$

где $x = x^*$ соответствует точке неустойчивой дислокационной конфигурации, в которой касательная к дислокационной линии параллельна оси Oy . При анализе конфигураций, возникающих в подложке под сплошной пленкой и прямолинейными полосами, принято, что ось Oy параллельна линии пересечения плоскости скольжения с границей раздела. В случае прямолинейных полос пленки дополнительно принято, что данная ось совпадает с проекцией края полосы на плоскость скольжения. Формула (5) является обобщением выражения (3) для случаев неоднородных полей напряжений. При $h \geq h_c$ коэффициент k характеризует асимметрию формы критических петель 1, 2 и 3 (Рис.3в), которая имеет место в неоднородном поле сдвиговых напряжений. В случае $h < h_c$ (Рис.3г) углы пересечения стабильной конфигурации 2 с линиями $x = 0$ (линия максимальных сдвиговых напряжений $\tau_b = \tau_b^{\max}$) и $x = P_2$ (линия нулевых сдвиговых напряжений $\tau_b = 0$) позволяют определить отношение h / h_c . В диссертации показано, что

$$h / h_c = [\{ 1 + [y'(P_2)]^2 \}^{-1/2} - k(k^2 + 1)^{-1/2}] / [1 - k_c (k_c^2 + 1)^{-1/2}], \quad (6)$$

где k_c есть величина k при $h = h_c$. Величины $k = y'(0)$ и $y'(P_2)$ являются тангенсами упомянутых углов, соответственно. В диссертации приведены рентгенотопографические изображения дислокаций, на которых присутствуют рассмотренные особенности формы при $h \geq h_c$ и $h < h_c$. Они позволили вычислить как величину h_c , так и изменение уровня τ_b при удалении плоскости скольжения от границы раздела.

В случае гетеросистемы с однородной сплошной пленкой преимущественным местом образования дислокаций является край образца. Показано, что это связано с уменьшением величины энергетических барьеров для образования неустойчивых дислокационных конфигураций. На Рис.4а схематично изображены неустойчивая (1) и стабильная (2) петли, возникшие вблизи прямоугольного островка ABCD в

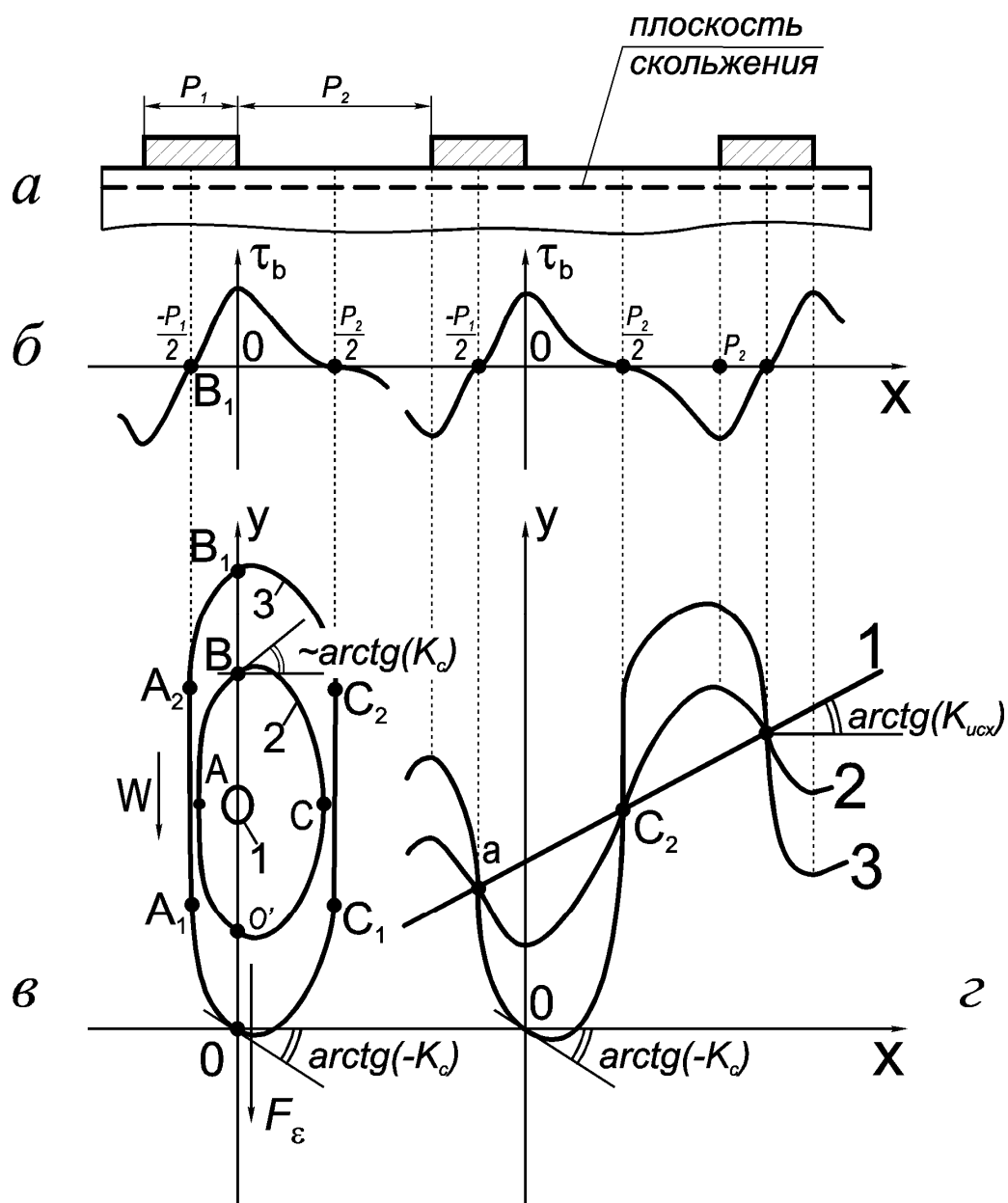


Рис. 3. Схематичное изображение дислокационных конфигураций в плоскости подложки, параллельной границе раздела гетеросистемы с полосками пленки:

a - схема гетеросистемы;

б - схема распределения сдвиговых напряжений в плоскости скольжения;

в - замкнутые неустойчивые конфигурации при: 1 – величина $h \gg h_c$, 2 – величина h несколько больше h_c , 3 – конфигурация при $h = h_c$ (приближенное представление);

г - незамкнутые устойчивые конфигурации при: 1 – величина h равна нулю, 2 – имеет место $0 < h < h_c$, 3 – имеет место $h = h_c$ (приближенное представление).

результате скольжения в плоскости, параллельной границе раздела. Изменение энергии при эволюции формы данной петли представлено кривой 1 на Рис.4б. Максимум энергии E_{\max} соответствует неустойчивой петле и определяет величину энергетического барьера для ее образования, а минимум E_{\min} соответствует

стабильной или метастабильной петле. При $E_{\min} < 0$ петля типа 2 является стабильной, а при $E_{\min} > 0$ – метастабильной. Значение $E_{\min} = 0$ соответствует критической толщине пленки h_c для образования стабильных петель. При уменьшении h точки максимума и минимума на кривой 1 на Рис.4б сближаются, сливаясь при критической толщине пленки для образования метастабильных петель h_c^M (см. кривую 2 на данном рисунке). Для островков круглой формы различного диаметра D рассчитаны формы неустойчивых, стабильных и метастабильных петель и получены зависимости $h_c(D)$ и $h_c^M(D)$. Они приведены на Рис.5. Для построения данных зависимостей использовались результаты численного решения термоупругой задачи [15*]. Кривая 3 – оценка по максимуму величины h_c для полос пленки шириной P . Видно, что при $D = P$ значения $h_c(D) > h_c(P)$, а также что при $D \rightarrow 0$ и при $P \rightarrow 0$ критические толщины пленок стремятся к ∞ . В диссертации объясняется природа данных эффектов. Приведенные на рисунке зависимости

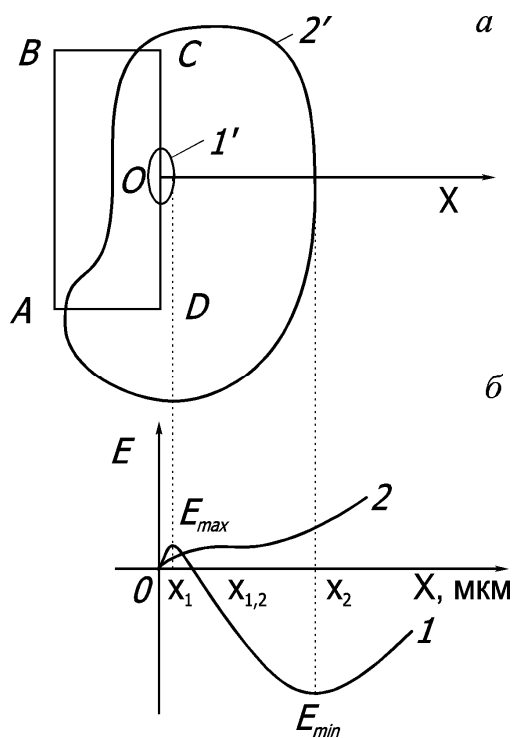


Рис. 4. Нестабильная (1') и стабильная (2') петли дислокаций под прямоугольным островком пленки ABCD (а) и энергия гетеросистемы $E(x)$ при расширении петли (б) в случае толщины пленки, превышающей критическую для образования стабильных конфигураций (1) и в случае критической толщины пленки для образования метастабильных конфигураций (2)

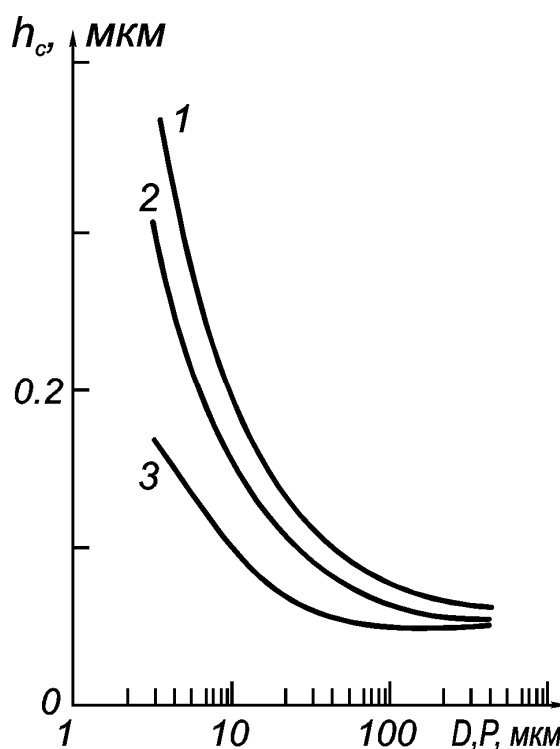


Рис. 5. Зависимость критической толщины пленки от диаметра круглого островка D и ширины полосы P : 1 – зависимость для возникновения стабильных дислокаций под круглым островком $h_c^M(D)$, 2 - зависимость для возникновения метастабильных дислокаций под круглым островком $h_c^{CT}(D)$, 3 - оценка по максимуму зависимости критической толщины пленки $h_c(P)$ для случая полосок.

находятся в согласии с экспериментальными данными, полученными с помощью металлографического травления и рентгеновской топографии при исследовании гетеросистемы Si – Si₃N₄.

Зависимости $h_C(P)$, $h_C(D)$ и $h_C^M(D)$ при $h \rightarrow \infty$ приближаются к общему пределу, величина которого определяет критическую толщину пленки в случае одиночного прямолинейного края пленки, если плоскость скольжения параллельна границе раздела, т.е. угол $\beta = 0$. В общем случае, когда $0 < \beta < 90^\circ$, зависимости $h_C(\beta)$ проанализированы для двух способов задания компонент тензора напряжений σ_{xz} , σ_{xx} и σ_{zz} . Координатная плоскость yOx принята совпадающей с границей раздела, а ось Oy – параллельной краю пленки. Первый способ – активно используемая в литературе приближенная аналитическая модель, в которой действие края пленки задается линейно распределенной вдоль края силой S , равной произведению толщины пленки на уровень нормальных напряжений σ_{xx} , действующих в пленке вдали от края [16*, 17*], т.е. $S = 2G(1+\nu)f h / (1-\nu)$, где ν – коэффициент Пуассона пленки. В рамках данной модели компоненты напряжений равны $\sigma_{xx} = -2Sx^3 / [\pi(x^2 + z^2)^2]$, $\sigma_{zz} = -2Sxz^2 / [\pi(x^2 + z^2)^2]$, $\sigma_{xz} = -2Sx^2z / [\pi(x^2 + z^2)^2]$ и $\sigma_{yy} = \sigma_{xy} = \sigma_{yz} = 0$.

Зависимость $h_C(\beta)$ имеет вид

$$h_C(\beta) = (1 - \nu)W_o / [2G_1(1 + \nu) f b \sin \psi P(\beta)], \quad (7)$$

где $P(\beta) = \cos(\beta/2)$ при $0 \leq \beta \leq 57.5^\circ$ и $P(\beta) = \sin(\beta/\pi)$ при $57.5^\circ \leq \beta \leq 90^\circ$, а ψ – угол между вектором Бюргерса и линией края пленки.

Для пленки Si₃N₄ на произвольной подложке данная зависимость представлена кривой 1 на Рис.6. Второй, более корректный, способ задания компонент тензора – численное решение термоупругой задачи [15*], на основании которого производилось вычисление h_C по формуле

$$h_C(\beta) = h_o W_o / \left| b \sin \psi \int_0^{H \cot \beta} \tau_b(x, \beta) dx \right|, \quad (8)$$

где H – толщина подложки. Для плоскостей скольжения, пересекающих поверхность подложки вблизи края пленки, зависимости $h_C(\beta)$ удовлетворительно согласуются для обеих моделей (Рис. 6). Значения упругих постоянных для Si₃N₄ и Si ближе, чем для Si₃N₄ и Ge, в результате и согласие кривых 1 и 2 лучше, чем кривых 1 и 3. Расхождение значений h_C , вычисленных в рамках двух моделей, увеличивается при удалении плоскости скольжения от края. Поскольку дислокации обычно вводятся от

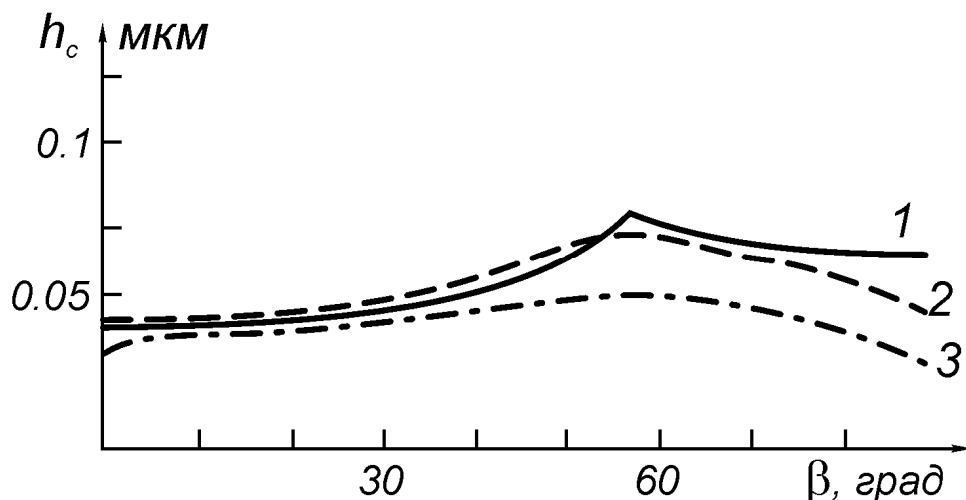


Рис. 6. Зависимость критической толщины пленки для образования дислокаций в подложке от угла наклона плоскости скольжения к границе раздела (β). 1-расчет в рамках упрощенной аналитической модели для гетеросистемы, содержащей пленку Si_3N_4 ; 2, 3 — расчеты в рамках термоупругой осесимметричной задачи соответственно для гетеросистем $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{Si}$ и $\text{Si}_3\text{N}_4 - \text{Ge}$. Значение эффективного параметра несоответствия принято равным $f_0 = 6 \cdot 10^{-3}$.

края пленки, то выражение (7) можно использовать в случаях гетеросистем, слои которых имеют близкие значения упругих постоянных.

В **главе 5** рассмотрено влияние винтовой составляющей ДН на протекание релаксационного процесса. Процедура вычисления $E_{ГС}$ аналогична рассмотренной в главе 3, но использовались 2 семейства взаимно перпендикулярных 60° ДН. Показано, что в гетероструктурах с кристаллической решеткой типа алмаза или сфалерита, которые имеют границу раздела (001) и величину параметра несоответствия порядка 1% и более, полное снятие напряжений несоответствия за счет введения двух взаимно перпендикулярных семейств возможно лишь в случае одинаковых типов их винтовых составляющих. Оба семейства должны быть правовинтовыми или левовинтовыми. В противном случае процесс релаксации существенно замедляется (сравни кривые 1 и 2 на Рис. 7), а величина энергии возрастает (Рис. 8). Поэтому для уменьшения $E_{ГС}$ требуется введение дополнительных семейств ДН, что увеличивает вероятность образования пронизывающих дислокаций в эпитаксиальной пленке. Установлено, что взаимно перпендикулярные участки Γ -образных ДН имеют противоположные типы винтовых составляющих (семейства 1 и 8; 2 и 5; 3 и 6; 4 и 7 в Табл. 1). Поэтому их образование в результате работы обобщенного источника Франка–Рида [7*, 8*] или источника Хейгена–Шранка [9*, 10*] (кривые 1 на Рис. 7 и Рис. 8) способствует устранению пронизывающих дислокаций пленки только на начальной стадии

Таблица 1. Параметры 60° дислокаций несоответствия, залегающих в границе раздела (001) гетероструктуры с кристаллической решеткой типа алмаза или сфалерита. Типы винтовых дислокационных составляющих соответствуют случаю, когда параметр решетки пленки превышает параметр подложки ($a_d > a_s$). В противном случае, когда $a_d < a_s$ типы винтовых дислокационных составляющих необходимо изменить на противоположные.

Номер семейства	Плоскость скольжения	Направление вектора Бюргерса, b	Направление дислокационной линии, ξ	Тип винтовой дислокационной составляющей
1	(-1-1 1)	[1 0 1]	[-1 1 0]	левая
2	(-1-1 1)	[0 1 1]	[-1 1 0]	правая
3	(1 1 1)	[-1 0 1]	[1-1 0]	левая
4	(1 1 1)	[0-1 1]	[1-1 0]	правая
5	(1-1 1)	[0 1 1]	[-1-1 0]	левая
6	(1-1 1)	[-1 0 1]	[-1-1 0]	правая
7	(-1 1 1)	[0-1 1]	[1 1 0]	левая
8	(-1 1 1)	[1 0 1]	[1 1 0]	правая

процесса (Рис. 7). Генерация ДН с требуемым типом винтовой составляющей возможна на линейных неоднородностях атомной поверхности эпитаксиальной пленки [18*]. По-видимому, такие неоднородности могут возникать при

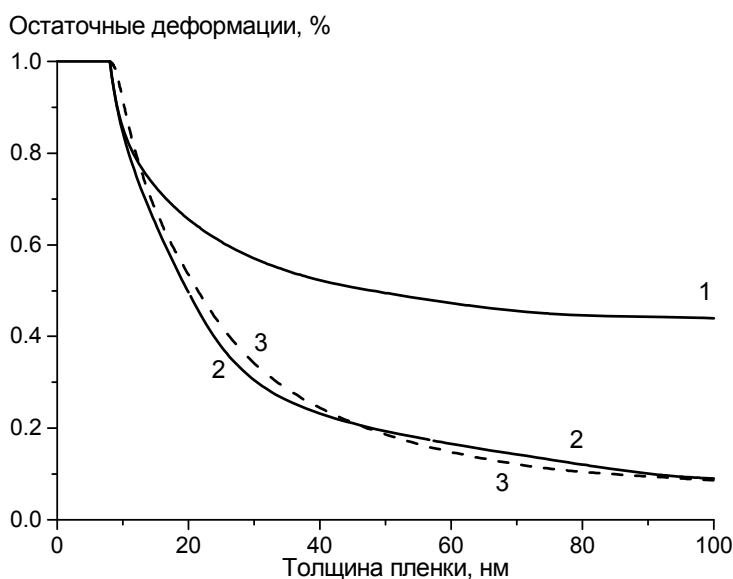


Рис. 7. Влияние типа винтовой составляющей дислокаций несоответствия на протекание процесса релаксации.

1 и 2 – предлагаемая модель, примененная для случая введения двух взаимно перпендикулярных семейств 60° дислокаций несоответствия, имеющих различные типы винтовых составляющих (1), и одинаковые типы (2);

3 - расчет в рамках модели Мэттьюса [11*].

контролируемом формировании меза-структур (края мез, границы фасеток) [19*]. В диссертации показано, что в гетеросистемах с вицинальными границами раздела (001) влияние типа винтовой составляющей ДН на квазиравновесное протекание процесса релаксации проявляется в том, что ориентациям, полученным поворотами вокруг направлений типа $\langle 110 \rangle$, соответствует максимальная вероятность образования неподвижных ПД, а ориентациям, полученных поворотами вокруг направлений типа $\langle 100 \rangle$, – минимальная. Для большинства

известных в литературе экспериментальных данных по изучению процесса релаксации в гетеросистеме SiGe/Si с атомной долей Ge, близкой к 0.25, значения упругой остаточной деформации располагаются между кривыми 1 и 2 на Рис. 7.

Протекание процесса снятия напряжений несоответствия в значительной мере определяется особенностями структуры пленки, находящейся в псевдоморфном состоянии, когда происходит накапливание энергии данных напряжений. В **главе 6** представлены разработки новых рентгеновских методик

регистрации и измерения искажений кристаллической решетки псевдоморфной пленки. Предложен метод определения дилатационных и ориентационных искажений кристаллической решетки объемных кристаллов на основе анализа поведения отражающих контуров, наблюдаемых на рентгеновских топограммах. На основе рентгеновских топограмм, которые получены в рефлексе подложки и в различных сателлитах, предложена методика построения матриц отражающих контуров, позволяющая получать количественные данные об искажения полупроводниковых сверхрешеток. Впервые получен эпитаксиальный пленочный рентгеновский интерферометр, с применением которого зарегистрированы картины трансляционного муара. Это позволило с чувствительностью до одного ангстрема измерить прогиб атомных плоскостей пленки, параллельных границе раздела. Наблюдаемая картина представляет собой хорошо известную рентгеновскую топограмму, дополненную системой интерференционных полос. Размер исследуемой области в плоскости границы раздела составляет десятки микрометров – сантиметры. В результате регистрируется изменение угла наклона отражающих атомных плоскостей в пределах от 0.002 до 2 угл. сек. Предлагается вариант использования гетероструктуры *Si/ пористый Si / эпитаксиальный Si* со свойствами

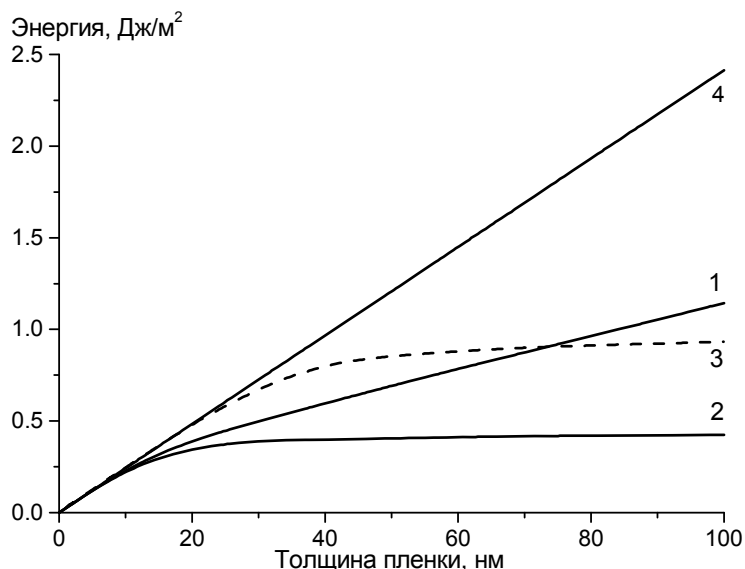
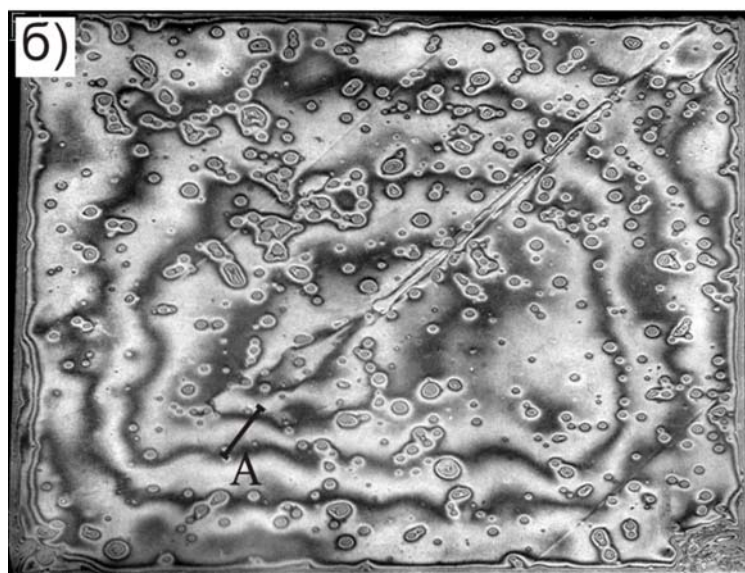
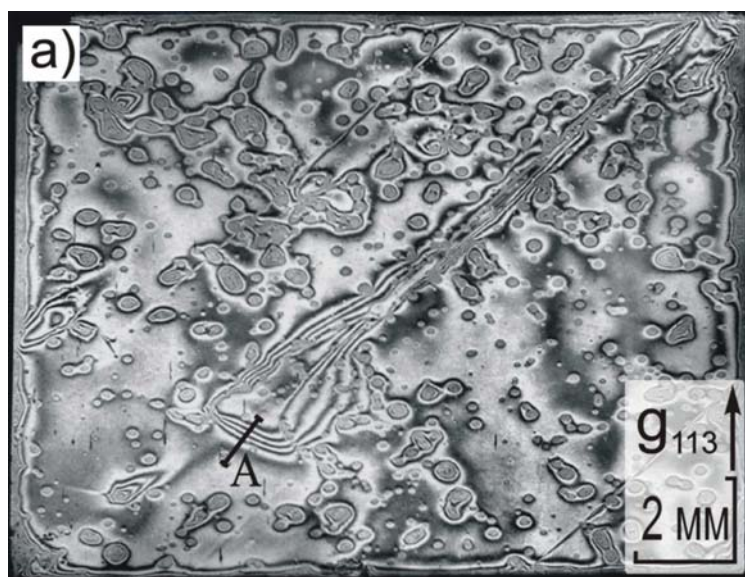


Рис. 8. Изменение энергии гетероструктуры при увеличении толщины пленки, определенное в рамках различных моделей.

- 1 и 2 - предлагаемая модель, примененная для случая введения двух взаимно перпендикулярных семейств 60° дислокаций несоответствия, имеющих различные типы винтовых составляющих (1), и одинаковые типы (2);
- 3 - расчет в рамках модели Мэтьюза [11*];
- 4 - случай перенапряженной псевдоморфной пленки.

рентгеновского интерферометра в качестве космической мишени для изучения взаимодействия высокоскоростных микрочастиц и наночастиц с хрупким материалом с целью анализа физических моделей строения и состава метеоритов естественного происхождения.

На Рис. 9 представлены рентгеновские интерференционные топограммы, полученные в отражении (113) от одной и той же гетеросистемы *Si* / пористый кремний / эпитаксиальный *Si* до (Рис. 9а) и после (Рис. 9б) отжига в вакууме (380 °С, 3 часа). Видно заметное сглаживание прогиба атомных плоскостей в результате термообработки. В частности, для отмеченного маркером А расстояния, наклон



пакета атомных плоскостей пленки (001) относительно данных плоскостей подложки изменился от 0.1 угл. сек. до 0.03 угл. сек. В диссертации представлены примеры надежно регистрируемого изменения кривизны пакета атомных поверхностей, наблюдаемые при комнатной температуре и связанные со сменой окружающей среды. На основании данных уникальных свойств гетеросистемы – интерферометра предложен вариант космической мишени для изучения взаимодействия микрочастиц и наночастиц с хрупким материалом с целью анализа физических моделей строения и состава микро- и нанометеоритов на околоземной орбите.

Рис. 9. Рентгеновские интерференционные топограммы, полученные в отражении (113) от гетеросистемы *Si* / пористый кремний / эпитаксиальный *Si*; а – образец не подвергался каким-либо обработкам; б – образец (а) после отжига в вакууме (380 °С, 3 часа).

Основные результаты работы

1. Установлено влияние винтовой составляющей дислокаций несоответствия на энергию гетеросистемы и образование дефектов ее кристаллической решетки.

Получены следующие результаты.

- Семейство идентичных дислокаций несоответствия, содержащих винтовую компоненту, формирует в пленке дальнедействующие сдвиговые напряжения, которые не компенсируют поля напряжений псевдоморфной пленки. В случае двух взаимно перпендикулярных семейств ДН, имеющих одинаковую по модулю величину винтовой составляющей вектора Бюргерса, дальнедействующие сдвиговые напряжения либо удваиваются, либо обращаются в нуль в зависимости от знаков винтовых составляющих.
- Релаксация дальнедействующих сдвиговых напряжений, обусловленных винтовой составляющей ДН, сопровождается образованием в гетероэпитаксиальной пленке пронизывающих дислокаций, фрагментарной структуры, а также трещин, которым свойственно изменение направления их распространения. Основными механизмами образования пронизывающих дислокаций при пластической релаксации дальнедействующих сдвиговых напряжений являются следующие: (1) замена уже введенных ДН на дислокации с противоположным типом винтовой составляющей и (2) увеличение числа вводимых дислокационных семейств непосредственно при релаксации напряжений несоответствия.
- Установлено, что учет типа винтовой дислокационной составляющей является важным условием, обеспечивающим возможность получения ненапряженных эпитаксиальных слоев с пониженной плотностью пронизывающих дислокаций. При введении в границу раздела (001) двух взаимно перпендикулярных семейств 60° ДН необходимо, чтобы данные семейства имели одинаковые типы винтовых составляющих.
- Показано, что при работе дислокационных источников Хейгена—Шранка и обобщенных источников Франка—Рида в границу раздела (001) вводятся взаимно перпендикулярные семейства Γ —образных дислокаций несоответствия, которые имеют одинаковый вектор Бюргерса, но противоположные типы винтовых составляющих. Поэтому работа данных

источников способствует получению высокосовершенной эпитаксиальной пленки только на начальной стадии процесса релаксации (в случае гетеросистемы $\text{Si}_{0.75}\text{Ge}_{0.25}$ при $\epsilon_{\text{ост}} \geq 0.8f$).

2. Классическая силовая модель образования дислокаций несоответствия распространена на процессы пластической релаксации подложек полупроводниковых гетеросистем. Определены критические толщины пленок h_c , при которых начинается формирование дислокационной структуры подложек. Получены следующие результаты.

— Для гетеросистем со сплошной пленкой объяснены два типа дислокационных конфигураций, которым соответствуют две критические толщины пленки $h_c^{(1)}$ и $h_c^{(2)}$, отличающиеся в несколько раз. Установлена зависимость h_c от параметров гетеросистемы. С помощью рентгеновской топографии экспериментально обнаружены оба типа дислокационных конфигураций.

— Для гетеросистем, содержащих полосы пленки, которые разделены полосами открытой подложки, определены условия образования дислокационных петель, содержащих прямолинейные участки вдоль осевых линий полос. Критическая толщина их образования находится в согласии с экспериментальными данными.

3. Изучены условия образования неустойчивых и стабильных дислокационных конфигураций, что позволило получить следующие результаты.

— Определена форма дислокационных петель, которые возникают в подложке под круглыми островками пленки в плоскостях скольжения, параллельных границе раздела. Показано, что критическая толщина пленки для возникновения метастабильных и стабильных петель уменьшается при увеличении диаметра островка D . Теоретически и экспериментально установлено, что данный размерный эффект имеет место при $D < 100$ мкм. При уменьшении D до 3 мкм значения h_c возрастают в 5 раз.

— Получена функциональная взаимосвязь между распределением сдвиговых напряжений в плоскости скольжения $\tau_b(x)$ и формой неустойчивых и стабильных дислокационных конфигураций $y(x)$, расположенных в подложке. Показано, что криволинейные неустойчивые конфигурации трансформируются в прямолинейные дислокации вдоль линий нулевых

сдвиговых напряжений $\tau_b = 0$, а равновесные дислокационные участки пересекают данные линии под углом, величина которого функционально связана с критической толщиной пленки.

— Для гетеросистем, содержащих одиночный прямолинейный край пленки, в рамках аналитической модели и на основе данных численного решения термоупругой задачи определена зависимость критической толщины пленки h_c от угла залегания плоскости скольжения β . Для гетеросистем с сингулярными границами раздела показано, что системе (001), имеющей $\beta = 54.7^\circ$, соответствует максимальная величина h_c . Получено согласие экспериментальных и расчетных данных.

4. Для исследования псевдоморфного состояния эпитаксиальной пленки с использованием рентгеновского и синхротронного излучения выполнены следующие методические разработки.

— На основании анализа поведения отражающих контуров, регистрируемых на рентгеновских топограммах, разработан метод наблюдения и измерения искажений кристаллической решетки. Данный метод применим для изучения структуры объемных кристаллов и сверхрешеток.

— Изготовлен эпитаксиальный пленочный рентгеновский интерферометр, который позволяет с чувствительностью до одного ангстрема измерять прогиб кристаллографических плоскостей пленки, параллельных границе раздела. С его использованием регистрируется изменение угла наклона атомных плоскостей в пределах от 0.002 до 2 угл. сек для участков гетероструктуры с размером в плоскости границы раздела десятки микрометров – сантиметры.

Выполненная работа вносит вклад в развитие научного направления "Дислокационная структура полупроводниковых гетеросистем". Основные задачи дальнейших исследований в рамках развитых в диссертации подходов можно сформулировать так. Это разработка технологических схем управления процессом пластической релаксации эпитаксиальной пленки с целью устранения пронизывающих дислокаций. Как показано в диссертации, значительная доля данных дислокаций возникает при неконтролируемой компенсации дальнедействующих сдвиговых напряжений дислокационных семейств, имеющих винтовую составляющую. При использовании наиболее распространенных в

технологической практике полупроводниковых гетеросистем с границами раздела (001) возможным вариантом управляемой компенсации является введение двух взаимно перпендикулярных семейств 60° дислокаций несоответствия с одинаковыми типами винтовых составляющих. В случае генерации данных дислокаций на боковой поверхности растущей пленки (край образца или мезы) технологически целесообразна разработка специального профиля края. В результате этого двум перпендикулярным семействам, имеющим либо левовинтовые, либо правовинтовые дислокационные составляющие, должны соответствовать минимальные энергетические барьеры. При генерации данных дислокаций на свободной поверхности растущей пленки или на границе раздела необходимо приготовление специального атомного рельефа данных поверхностей в условиях сверхвысокого вакуума. Такой рельеф должен обеспечить образование дислокационных источников в виде линейных неоднородностей данных поверхностей (атомные ступени, границы доменов поверхностных фаз, края фасеток), которым будут соответствовать минимальные энергетические барьеры при генерации требуемых дислокационных семейств.

Основные результаты опубликованы в следующих статьях

1. Trukhanov E.M., Stenin S.I. Initial stage of plastic deformation of substrates in heterostructures. Phys. Stat. Sol.(a), 1981, v. 66, p. 125-131
2. Trukhanov E.M., Zsoldos L. Some features of generation of misfit dislocations in Si during B diffusion from doped oxide. Phys. Stat. Sol.(a), 1981, v. 66, p. 157-164
3. Trukhanov E.M., Stenin S.I. Equilibrium dislocation configurations in heterostructures. Phys. Stat. Sol (a), 1981, v. 66, p. 591-596
4. Носков А.Г., Стенин С.И., Труханов Е.М. Измерение кривизны монокристаллов на двухкристальном спектрометре с использованием "К-альфа" и "К-бэта" пучков. ПТЭ, 1982, N 2, с.181-183
5. Горохов Е.Б., Носков А.Г., Соколова Г.А., Стенин С.И., Труханов Е.М. Механическая стабильность пиролитических пленок двуокиси кремния. Поверхность, 1982, N 12, с. 25-35
6. Trukhanov E.M. Accomodation of misfit in heterostructures with continous and island films. Phys. Stat. Sol.(a), 1983, v. 76, p. 437-445
7. Горохов Е.Б., Носков А.Г., Стенин С.И., Труханов Е.М. Напряженное состояние и дефекты кристаллического строения в системах полупроводник-аморфная

- диэлектрическая пленка. Микроэлектроника, 1983, т. 12, № 3, с.200-209
8. Герасименко Н.Н., Носков А.Г., Труханов Е.М., Цейтлин Г.М. Влияние облучения электронами на напряженное состояние и накопление заряда в системе Si-SiO₂. Микроэлектроника, 1985, т. 14, № 2, с.176 – 177
 9. Носков А.Г., Труханов Е.М. Повышение чувствительности метода измерения кривизны монокристаллов на рентгеновском спектрометре монокристаллов на двухкристальном спектрометре. ПТЭ, 1985, N 5, с.173-175
 10. Bolkhovityanov Yu.B., Bolkhovityanova R.I., Trukhanov E.M. Dislocation etch-pits revealed in submicron (100) GaAs epilayers by selective dissolution in the saturated GaSb melt. Crys. Res. Technol., 1985, v. 20, p. 467-471
 11. Pintus S.M., Stenin S.I., Toropov A.I., Trukhanov E.M., Karasyov V.Yu. Morphological transformations of thin heteroepitaxial films. Thin Solid Films, 1987, v. 151, p. 275-288
 12. Noskov A.G., Gorokhov E.B., Sokolova G.A., Trukhanov E.M., S.I.Stenin. Correlation between stress and structure in chemically vapour deposited silicon nitride films. Thin. Solid Films, 1988, v. 162, p. 129 - 143
 13. Trukhanov E.M., Vassilev I.S., Botev P.A., Lyakh N.V., Sidorov Yu.G., Stenin S.I. X-ray double crystal topographic measurements of distorted crystals. Crys. Res. Technol., 1989, v. 24, N 12, p.1253-1258
 14. Василев И.С., Ботев П.А., Труханов Е.М. Приложение на рентгеновата двукристална топография за изследване на блочната структура на монокристали. Сборник IV Национален Симпозиум: Рентгенови Дифракционни Методи. гр. Несебър (Болгария) 28-31 май 1989 г., 1989, с. 1-5
 15. Бабенкова С.Л., Труханов Е.М. Возникновение дислокаций в полупроводниковой подложке вблизи прямолинейного края пленки. Поверхность. Физика, химия, механика, 1989, N 8, с. 59-65
 16. Труханов Е.М. Дислокации в неоднородных полях напряжений полупроводниковых гетеросистем. V Международная Конференция: Свойства и структура дислокаций в полупроводниках. Сборник докладов Москва, 17-22 марта 1986 г., ИФТТ АН СССР, Черноголовка, 1989, с. 193-199
 17. Труханов Е.М., Тришункин В.Ф., Грачев К.В., Стенин С.И. Влияние формы и размера островков пленки на начало пластической деформации подложек. Поверхность, 1991, N 5 с.50-58
 18. Сидоров Ю.Г., Труханов Е.М. О возможности образования аморфной фазы при формировании гетероструктур с большим несоответствием параметров решеток.

Поверхность, 1992, N 6, с.106-111

19. Sidorov Yu.G., Trukhanov E.M. On possibility of disordered phase formation at development of the heterostructures with high misfit. Полупроводники. Сборник научных трудов. ВО Наука, Новосибирск, 1993, с.176-180
20. Номероцкий Н.В., Труханов Е.М., Амиржанов Р.М. СИ - топографический анализ однородности полупроводниковых сверхрешеток. Отчет Сибирского Международного Центра Синхротронного Излучения. Институт Ядерной Физики СОРАН, Новосибирск, 1993, с.107-108
21. Номероцкий Н.В., Пчеляков О.П., Труханов Е.М. Рентгендифракционные исследования взаимной диффузии в сверхрешетке Si/Si_{0.3}Ge_{0.7}. Поверхность, 1993, N 2, с. 57-62
22. Болховитянов Ю.Б, Гишинский А.М., Номероцкий Н.В., Труханов Е.М., Ярошевич А.С. Псевдоморфные напряженные пленки InGaAsP с упругими деформациями до 0.85% и толщиной 0.1-0.3 мкм, полученные методом жидкофазной эпитаксии. Письма в ЖТФ, 1993, т. 19, N 13, с. 5-8
23. Амиржанов Р.М., Номероцкий Н.В., Труханов Е.М. Наблюдение и количественный анализ однородности в AlAs/ AlGaAs сверхрешетке с помощью синхротронной дифракционной топографии. Полупроводники. Сборник научных трудов. ВО Наука, Новосибирск, 1994, с. 99-100
24. Номероцкий Н.В., Труханов Е.М., Амиржанов Р.М. Наблюдение и количественный анализ неоднородностей сверхрешеток методом рентгеновской топографии. Поверхность, 1994, N 7, с. 65-69
25. Труханов Е.М. Новые возможности рентгеновской топографии при исследовании полупроводниковых сверхрешеток и объемных кристаллов. Полупроводники. Сборник научных трудов. ВО Наука, Новосибирск, 1994, с. 101-102
26. Номероцкий Н.В., Пчеляков О.П., Труханов Е.М. Изучение процесса взаимной диффузии в сверхрешетке Si/SiGe. Полупроводники. Сборник научных трудов. ВО Наука, Новосибирск, 1994, с.104-106
27. Горохов Е.Б., Носков А.Г., Васильев В.В., Труханов Е.М., Овсяк В.Н., Салеева Г. Влияние структуры гидрогенизированных пленок SiN:H на механизм распада Si-H и N-H связей. Полупроводники. Сборник научных трудов. Новосибирск, Институт физики полупроводников, 1994, с. 5-8
28. Труханов Е.М. Влияние типа дислокаций несоответствия на энергию и структуру эпитаксиальных пленок. Поверхность, 1995, N 2, с. 13-21

29. Труханов Е.М. Анализ природы возникновения фрагментарной структуры в гетероэпитаксиальных пленках. Поверхность, 1995, N 2, с. 22-28
30. Nomerotsky N.V., Trukhanov E.M., Amirzhanov R.M. Quantitative X-Ray topography of inhomogeneous superlattices. Physics, Chemistry and Mechanics of Surfaces, Gordon & Breach Publishers, 1995, v. 10, N 2, p. 217-223
31. Trukhanov E.M. Effect of misfit dislocation type on the energy and structure of thick epitaxial films. Physics, Chemistry and Mechanics of Surfaces, Gordon & Breach Publishers, 1995, v. 11, N 2, p. 123-132
32. Trukhanov E.M. Analysis of fragmentation in heteroepitaxial films. Physics, Chemistry and Mechanics of Surfaces, Gordon & Breach Publishers, 1995, v. 11, N 7, p. 933-943
33. Amirzhanov R.M., Trukhanov E.M. Investigation of superlattice period inhomogeneity using quantitative synchrotron diffraction topography. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research A, 1995, v. 359, p. 178-180
34. Gorokhov E.B., Noskov A.G., Vasilyev V.V., Trukhanov E.M., Ovsyuk V.N. and Salieva G.Ya. Effects of structure of hydrogenated SiNx:H films on the dissociation mechanism of Si-H and N-H bonds. Materials Science Forum, 1995, v. 185-188, p.119-128
35. Bolkhovityanov Yu.B., Gilinsky A.M., Nomerotsky N.V., Trukhanov E.M., Jaroshevich A.S. Liquid phase epitaxial growth of elastically strained InGaAsP solid solutions on GaAs substrates. J. Cryst. Growth., 1995, v. 149, p. 17-22
36. Bolkhovityanov Yu.B., Jaroshevich A.S., Nomerotsky N.V., Revenko M.A., Trukhanov E.M. InGaAsP/GaAs elastically strained quaternary solid solutions with high critical thicknesses grown by liquid phase epitaxy. Appl. Phys. Lett., 1995, v. 67, p. 2486-2487
37. Bolkhovityanov Yu.B., Alperovich A.L., Jaroshevich A.S., Nomerotsky N.V., Paulish A.G., Terekhov A.S., Trukhanov E.M. Liquid phase epitaxial growth of elastically strained InGaAsP layers for spin-polarized electron sources. J. Cryst. Growth., 1995, v. 146, p. 310-313
38. Амиржанов Р.М., Труханов Е.М., Федоров А.А. Использование синхротронной дифракционной топографии для анализа однородности периода полупроводниковых сверхрешеток по площади структуры. Полупроводники. Сборник научных трудов. ВО Наука, Новосибирск, 1995, с. 225-230
39. Федоров А.А., Каранович А.А., Кириенко В.В., Ламин М.А., Пчеляков О.П., Ревенко М.А., Романов С.И., Соколов Л.В., Труханов Е.М. Интерференционная

- рентгеновская топография структуры *эпитаксиальный кремний/пористый кремний/ кремний*. Полупроводники. Сборник научных трудов. ВО Наука, Новосибирск, 1995, с. 236-241
40. Кочанов С.А., Ревенко М.А., Труханов Е.М. Методика расчета деформаций эпитаксиальных пленок (111) по данным рентгеновской дифрактометрии. Полупроводники. Сборник научных трудов. ВО Наука, Новосибирск, 1995, с.230-236
41. E.M.Trukhanov. Long-range stresses and their effects on growth of epitaxial films. In the book Growth of Crystals, 1996, v. 20, p. 29-34
42. Bolkhovityanov Yu.B., Jaroshevich A.S., Nomerotsky N.V., Revenko M.A., Trukhanov E.M. Liquid phase epitaxy growth of highlyly strained InGaAsP/GaAs in the 1.4-1.8 eV interval of band gaps. J. Cryst. Growth, 1996, v. 158, p. 217-223
43. Труханов Е.М., Амиржанов Р.М., Федоров А.А. Определение градиента поля искажений периода сверхрешеток с помощью синхротронной дифракционной топографии. Поверхность, 1996, N 9, с. 64-68
44. Trukhanov E.M., Amirzhanov R.M., Fyodorov A.A. Determination of the gradient of the field of superlattice period distortions using synchrotron diffraction topography. Surface Investigation, Gordon & Breanch Publishers, 1997, v.12, N 5, p.1065-1070
45. Trukhanov E.M., Kolesnicov A.V., Lubas G.A. Long-range stress field of misfit dislocations and possibility of perfect epitaxy for semiconductor films. Inst. Phys. Conf. Ser. IOP Publishing Ltd, 1997, N 155: Chapter 3, p. 299-302
46. Bolkhovityanov Yu.B., Alperovich A.L., Jaroshevich A.S., Revenko M.A., Scheibler H.E., Terekhov A.S., Trukhanov E.M. InGaAsP/GaAs elastically strained films grown by liquid phase epitaxy. Inst. Phys. Conf. Ser. IOP Publishing Ltd, 1997, N 155: Chapter 3, p. 263-266
47. Isaenko L.I., Merkulov A.A., Tjurikov V.I., Atuchin V.V., Sokolov L.V., Trukhanov E.M. Growth and real structure of KTiOAsO crystals from self-fluxes, J. Cryst. Growth, 1997, v. 171, N 1/2, p. 146-153
48. Trukhanov E.M., Kolesnikov A.V. Film quality effects associated with formation of misfit dislocations at semiconductor interfaces. Applied Surface Science, 1998, v.123/124, p. 669-673
49. Trukhanov E.M., Fritzler K.B., Lyubas G.A., Kolesnikov A.V. Evolution of film stress with accumulation of misfit dislocations at semiconductor interfaces. Applied Surface Science, 1998, v. 123/124, p. 664-668

50. Федоров А.А., Колесников А.В., Василенко А.П., Пчеляков О.П., Романов С.И., Соколов Л.В., Труханов Е.М. Эпитаксиальный пленочный рентгеновский интерферометр - инструмент для изучения структуры полупроводниковой гетеросистемы. Приборы и техника эксперимента, 2000, N 2, с.135-139
51. Fedorov A.A., Kolesnikov A.V., Vasilenko A.P., Pchelyakov O.P., Romanov S.I., Sokolov L.V., Trukhanov E.M. An X-Ray epitaxial film interferometer as a tool for studying the structure of a semiconductor heterosystem. Instruments and Experimental Techniques, 2000, v.43, N 2, p. 271-274
52. Федоров А.А., Ревенко М.А., Труханов Е.М., Романов С.И., Каранович А.А., Кириенко В.В., Ламин М.А., Пчеляков О.П., Соколов Л.В., Гутаковский А.К. Интерференционные эффекты при рентгеновской топографии в системе эпитаксиальный кремний / пористый кремний / кремний. Поверхность, 2000, N 4, с. 19 -26
53. Vasilenko A.P., Kolesnikov A.V., Trukhanov E.M., Sokolov L.V., Fedorov A.A., Pchelyakov O.P., Romanov S.I. Precise structure investigations of heterosystem *epitaxial Si/ porous Si /substrate Si*. Inst. Phys. Conf. Ser. IOP Publishing Ltd, 2000, p. 173-176
54. Kolesnikov A.V., Vasilenko A.P., Trukhanov E.M., Sokolov L.V., Fedorov A.A., Pchelyakov O.P., Romanov S.I. Investigation of the atomic crystal plane relief by x-ray epitaxial film interferometer. Applied Surface Science, 2000, v. 166/1-4, p. 82-86
55. Kolesnikov A.V., Vasilenko A.P., Trukhanov E.M., Gutakovsky A.K. Investigation of misfit stresses releasing in semiconductor heterostructures. Applied Surface Science, 2000, v. 166/1-4, p. 57-60
56. Trukhanov E.M., Revenko M.A., Amirzhanov R.M., Fedorov A.A., Kolesnikov A.V., Nikitenko S.G., Vasilenko A.P. Diffraction method for structure investigations of semiconductor heterosystems using synchrotron variable wavelength nuclear instruments and methods in Physics Research A, 2000, v. 448, p. 282-285
57. Василенко А.П., Колесников А.В., Никитенко С.Г., Ревенко М.А., Соколов Л.В., Федоров А.А., Труханов Е.М. Исследование искажений кристаллической решетки в эпитаксиальных наноструктурах. Поверхность, 2000, № 9, с. 72-77

Литературные ссылки

- 1*. Гутаковский А.К., Пчеляков О.П., Стенин С.И. О возможностях управления доминирующим типом дислокаций несоответствия при гетероэпитаксии. Кристаллография, 1980, т. 25, N 4, с. 806-814
- 2*. Gutakovskii A.K., Stenin S.I., Zakharov V.G. The formation of partial misfit dislocations during heteroepitaxy. Phys. Stat. Sol.(a), 1981, v. 67, p. 299-304
- 3*. Тхорик Ю.А., Хазан Л.С. кн. Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетероэпитаксиальных системах. Киев, Наукова Думка, 1983, с.135.
- 4*. Fitzgerald E.A. Dislocations in strained-layer epitaxy: Theory, experiment and applications. Materials Sci. Reports, 1991, v. 7, N 3, 87-143
- 5*. Speck J.S., Brewer M.A., Beltz G., Romanov A.E., Pompe W. Scaling laws for the reduction of threading dislocation densities in homogeneous buffer layers. J. Appl. Phys., 1996, v. 80, N 7, p. 3808-3816
- 6*. Watson G.P., Ast D.G., Anderson T.J., Pathangey B. The barrier to misfit dislocation glide in continuous, strained, epitaxial layers on patterned substrates. J. Appl. Phys., 1993, v. 75, N 5, p. 3103-3110
- 7*. Vdovin V.I. Misfit dislocations in epitaxial heterostructures: Mechanisms of generation and multiplication. Phys. Stat. Sol. (a), 1998, v. 171, p. 239-250
- 8*. Schwarz K.W. Simulation of dislocations on the mesoscopic scale. Methods and examples. J. Appl. Phys., 1999, v. 85, p. 108-119
- 9*. Hagen W., Strunk H. Glide Activation of grown-in dislocations in epitaxial films having almost critical thickness. Electron Microscopy, 1980, v. 4, p. 372-375
- 10*. Beanland R. Multiplication of misfit dislocations in epitaxial layers J. Appl. Phys., 1992, v. 72, p. 4031-4035
- 11*. Matthews J.W. Defects associated with the accommodation of misfit between crystals. J. Vac. Sci. Technol., 1975, v 12, p. 126-133
- 12*. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. Атомиздат. М, 1972, с. 599
- 13*. Rockett A., Kiely C.J. Energetics of misfit- and threading- dislocation arrays in heteroepitaxial films. Physical Review B, 1991, v. 44, N 3, p.1154-1162
- 14*. Mock P., Tanner B.K., Whitehouse C.R., Cullis A.G., Lacey G., Clark G.F., Lunn B., Hogg J.C.H., Keir A.M., Johnson A.D., Smith G.W., Martin T. Relaxation of low misfit (InGa)As/GaAS from in-situ Synchrotron double-crystal X-ray topography and

- diffractometry. Proceedings of 23rd International Conference on the Physics of Semiconductors, Berlin, 1996, v. 2, p. 927-930
- 15*. Белейчева Т.Г., Зилинг К.К. Внутренние напряжения в двухслойных системах. Автометрия, 1976, N 4, с.63-67
- 16*. Filscher G. On the Theoretical Calculation of the Intensity Distribution in X-Ray Section Topographs of Grystals with Superposed Films. Phys. Status. Solid.(a), 1976, v. 33, N 2, p. K81-K82
- 17*. Fisher A. and Richter H. Elastic stress relaxation in SiGe epilayers on patterned Si substrates. J. Appl.Phys., 1994, v.75 (1), p. 657-659
- 18*. Лифшиц В.Г., Азатьян С.Г., Гаврилюк Ю.Л., Луняков Ю.В., Саранин А.А., Зотов А.В., Цуканов Д.А. Двумерные структуры на поверхности кремния. Нанопотоника. Материалы Совещания. Нижний Новгород 20 – 23 марта 2000 г., 2000, с. 11-14
- 19*. Аврутин В.С., Изюмская Н.Ф., Вяткин А.Ф., Юнкин В.А. Саморганизующийся МЛЭ рост кремния на подложках с меза-структурами. Микроэлектроника, 1998, т. 27, N 2, с. 103-106

Труханов Евгений Михайлович

**ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА НАПРЯЖЕННЫХ
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ ГЕТЕРОСИСТЕМ
ПЛЕНКА – ПОДЛОЖКА**

Специальность 01.04.07
(*физика конденсированного состояния*)

АВТОРЕФЕРАТ

ДИССЕРТАЦИИ НА СОИСКАНИЕ УЧЕНОЙ СТЕПЕНИ
ДОКТОРА ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИХ НАУК

Размножено 100 экз.

Издано ИФП СО РАН. г. Новосибирск, ул. Институтская, д. 2. т. (3832) 33-35-64

