

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК  
ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ им. А.Ф. ИОФФЕ

---

На правах рукописи

МЫНБАЕВ Карим Джафарович

**МОДИФИЦИРОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ  
ПОЛУПРОВОДНИКОВ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ**

01.04.10 – физика полупроводников

Автореферат  
диссертации на соискание учёной степени  
доктора физико-математических наук

Санкт-Петербург

2007

Работа выполнена в Ордена Ленина физико-техническом институте  
им. А.Ф. Иоффе РАН

Научный консультант:  
Доктор физико-математических наук, профессор  
Иванов–Омский Владимир Иванович

Официальные оппоненты:

Доктор физико-математических наук  
Иванов Сергей Викторович

Доктор физико-математических наук, профессор  
Козловский Виталий Васильевич

Доктор физико-математических наук, профессор  
Иванов Константин Георгиевич

Ведущая организация:

Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет «ЛЭТИ»

Защита состоится "\_\_\_" \_\_\_\_\_ 2007 г. в "\_\_\_" часов на заседании  
диссертационного совета Д. 002.205.02 Физико-технического института им. А.Ф.  
Иоффе, по адресу: 194021 Санкт-Петербург, ул. Политехническая, д. 26

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Физико-технического института  
им. А.Ф. Иоффе РАН

Автореферат разослан "\_\_\_" \_\_\_\_\_ 2007 г.

Учёный секретарь  
диссертационного совета,  
Доктор физико-математических наук

Л.М. Сорокин

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

### Актуальность темы

Создание материалов и структур с заданными свойствами является общей задачей материаловедения и, в частности, материаловедения полупроводников. Современные полупроводниковые технологии базируются на точных методах управления концентрациями дефектов и состояниями примесных атомов. Представляется, что новыми методами управления дефектами в полупроводниках должны стать низкоэнергетические методы, то есть методы, позволяющие получать желаемые свойства материала с существенно меньшими энергетическими затратами, чем те, что используются в сегодняшней технологии. При этом под низкой энергией следует понимать энергию воздействия в широком смысле слова, — будь то энергия частиц, используемых для радиационной обработки материала, или тепловая энергия, используемая для отжига собственных дефектов или диффузии примесей. Настоящая работа посвящена разработке физических основ модифицирования низкоэнергетическими воздействиями дефектной структуры двух классов полупроводниковых материалов, существенно различающихся по своим свойствам. К первому из них относятся узкозонные ртутьсодержащие полупроводники. Слабые химические связи в этих материалах определяют высокую концентрацию электрически активных собственных дефектов, существенно изменяющуюся даже при небольшом внешнем воздействии на кристалл. Для другого класса материалов, — широкозонных полупроводников, — наоборот, характерна чрезвычайно сильная химическая связь между атомами, что существенно ограничивает возможности управления электрофизическими свойствами этих материалов и, в частности, легирования.

Существующие точные методы управления дефектно-примесной структурой, часто называемые методами инженерии дефектов, в настоящее время хорошо развиты для кремния, остающегося основным материалом современной промышленной электроники. Быстрое развитие технологии других полупроводниковых материалов требует разработки аналогичного подхода и для них. Очевидно, что методы управления дефектной структурой, разработанные для

кремния, не всегда применимы для других полупроводников. Так, энергия, передаваемая ртутьсодержащим узкозонным полупроводникам, обладающим низким порогом образования собственных дефектов, при использовании, например, ионной имплантации, часто оказывается избыточной в том смысле, что вызывает генерацию большого числа нежелательных точечных и протяженных дефектов, влияние которых на свойства кристалла маскирует «чистый» эффект легирования. В широкозонных полупроводниках, в свою очередь, процессы генерации дефектов, создания направленных потоков дефектов и примесей, а также стимулирование реакций в дефектно-примесной системе требуют «аномально» высоких, с точки зрения существующей промышленной технологии, энергий; в этом случае вероятно возникновение нежелательных побочных эффектов. Так, например, для SiC и GaN диффузионное легирование или отжиг дефектов, в том числе, радиационных, обычно требуют применения столь высоких температур обработки (тепловой энергии), что при их использовании наблюдаются серьезные нарушения стехиометрии и десорбция примесей. В связи с этим разработка нового подхода к управлению дефектной структурой как узкозонных, так и широкозонных полупроводников, а именно, подхода, который позволил бы добиться получения требуемых свойств материалов при минимальных энергетических затратах, минимизировав побочные эффекты, является актуальной задачей.

Целью настоящей работы являлась разработка методов направленного модифицирования дефектной структуры ртутьсодержащих узкозонных, а также широкозонных (SiC, GaN) полупроводников низкоэнергетическими воздействиями — для управления свойствами этих материалов, и построение моделей физических процессов, описывающих изменение этих свойств.

Оба класса полупроводниковых материалов в настоящее время находят широкое применение в технике. Первый из них, и, прежде всего, твердые растворы теллуридов кадмия–ртути, сохраняет свое положение одного из основных материалов инфракрасной (ИК) оптоэлектроники. Соединения HgTe–CdTe образуют непрерывный ряд твердых растворов с шириной запрещенной зоны от -0.3 до 1.6 эВ. Это делает возможным не только изготовление на основе одного

материала фотоприемников, перекрывающих спектральный диапазон от 1 до 14 мкм, но и формирование на одном полупроводниковом кристалле, за счет изменения состава, многоцветных ИК–детекторов. Уникальные физические свойства теллуридов кадмия–ртути, — малая эффективная масса носителей и низкая диэлектрическая проницаемость, — обеспечивают высокое быстродействие приемников излучения, создаваемых на этих материалах.

Широкозонные полупроводники, и, в частности, карбид кремния, перспективны для создания приборов силовой и высокочастотной полупроводниковой электроники. Значительные успехи в технологии карбида кремния позволили в последние десятилетия реализовать на основе этого материала многие типы полупроводниковых приборов, включая интегральные схемы. Нитриды V группы, и, в частности, нитрид галлия, являются одними из самых востребованных материалов современной электроники и оптоэлектроники, и технология этих материалов развивается стремительными темпами.

Объектами исследования в настоящей работе являлись объемные монокристаллы и эпитаксиальные слои указанных полупроводниковых материалов, а также гетероструктуры на их основе. В частности, исследовались монокристаллы твердых растворов  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , а также эпитаксиальные слои и гетероструктуры на основе слоев  $Cd_xHg_{1-x}Te$  различного состава (мольной доли  $CdTe$ )  $x$ . Исследования модифицирования дефектной структуры в широкозонных полупроводниках проводились с использованием монокристаллов и гомоэпитаксиальных слоев  $SiC$ , а также гетероэпитаксиальных слоев  $GaN$  и гетероструктур  $GaN/AlGaN$ , выращенных на подложках  $SiC$ .

Научная новизна работы обусловлена предложенными в ней новыми методами управления дефектной структурой узкозонных и широкозонных полупроводников, разработанными на основе полученных в ходе выполнения работы представлений о поведении дефектно-примесной системы в этих материалах при внешних воздействиях. В работе предложен новый подход к управлению свойствами данных полупроводников, — путем использования низкоэнергетических воздействий. Для твердых растворов  $Cd_xHg_{1-x}Te$  примером такого подхода является обработка этих материалов низкоэнергетическими

ионами; этот метод находится в полном соответствии с современными ростовыми и постростовыми технологиями полупроводниковых материалов. В ходе разработки этого подхода получен ряд новых результатов, например:

— Впервые проведено комплексное исследование зависимости глубины конверсии типа проводимости в вакансионно-легированных твердых растворах  $p\text{-Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , подвергаемых низкоэнергетической ионной обработке, от параметров материала (состав твердого раствора, концентрация нескомпенсированных акцепторов) и условий обработки; предложен и развит диффузионный механизм конверсии.

— Впервые подробно исследована конверсия типа проводимости в примесно-легированном  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , подвергнутом низкоэнергетической ионной обработке, и установлены механизмы конверсии для материала, легированного примесями замещения в подрешетках металла и халькогена.

— Впервые проведено прямое сравнение свойств электронно-дырочных переходов, созданных в  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  ионной имплантацией и низкоэнергетической ионной обработкой, и показано преимущество последней.

В работе также развит новый подход к управлению дефектно-примесной структурой широкозонных полупроводников SiC и GaN при использовании созданной в них пористой структуры. Данный подход позволяет существенно расширить возможности направленного изменения электрических свойств этих материалов, обычно трудно поддающихся легированию. Пористая структура в SiC и GaN может быть получена путем анодизации этих соединений; сама анодизация, с учетом используемых режимов (плотностей тока), также является, по сути, низкоэнергетическим воздействием. Путем дальнейших низкоэнергетических воздействий на материал с пористой структурой, — например, низкотемпературными отжигом и диффузией примесей, — оказывается возможным эффективно управлять электрическими свойствами материала. Другой пример применения подобной структуры — это использование эффекта «податливости» пористого полупроводника, позволяющей перераспределять упругую энергию между эпитаксиальным слоем и пористой подложкой в процессе выращивания напряженной гетероструктуры. В целом среди оригинальных результатов,

полученных в ходе разработки низкоэнергетических методов модифицирования свойств широкозонных полупроводников, можно отметить:

— Построение модели образования пористой структуры в широкозонных полупроводниках, подвергаемых анодизации.

— Первое исследование поведения пористой структуры в широкозонных полупроводниках (морфология, химический состав) при внешних воздействиях (отжиг, облучение низкоэнергетическими частицами, механические напряжения при гетероэпитаксиальном росте на пористой подложке).

— Проведенное впервые сравнительное исследование низко- ( $\sim 1000$  °C) и высокотемпературной ( $\sim 2000$  °C) диффузии в пористом SiC, и разработка подходов к получению заданных свойств материалов с пористой структурой при диффузионном легировании.

— Получение экспериментальных свидетельств о «податливости» пористого слоя, сформированного в подложках SiC, и определение механизмов снижения плотности дислокаций в гетероэпитаксиальных слоях GaN, выращиваемых на таких подложках.

Практическая значимость работы определяется тем, что по ее результатам предложены оригинальные методы направленного модифицирования свойств узкозонных и широкозонных полупроводников, актуальные для разработки приборов оптоэлектроники инфракрасного ( $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ) и видимого и ультрафиолетового (GaN/AlGaN) диапазона, а также силовой (SiC) и высокочастотной (GaN/AlGaN) электроники. Так, в результате работы определены параметры процесса низкоэнергетической ионной обработки, позволяющие получать этим методом  $p$ - $n$  переходы с заданными геометрическими и электрофизическими параметрами для создания фотодиодов инфракрасного диапазона на основе  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ . Показано, что метод низкоэнергетической ионной обработки является перспективным для создания новой технологии ИК-фоторезисторов на основе этого материала. Разработана технология создания  $p$ - $n$  переходов на основе  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , позволяющая получать многоэлементные фотоприемники с обратными токами, меньшими, чем у аналогичных диодов, созданных методом ионной имплантации. Что касается широкозонных

полупроводников, то в результате развитых в работе представлений о вакансионном механизме образования пор в SiC впервые разработана технология получения пористого карбида кремния с заданной морфологией пористого слоя при сохранении политипа и стехиометрии исходного материала; полученный таким образом пористый материал перспективен для применения в существующей карбид-кремниевой технологии. Разработана технология получения полуизолирующих слоев карбида кремния путем диффузионного легирования пористых слоев SiC ванадием и кремнием. Показано, что использование подложек пористого SiC делает возможным проведение контролируемого автолегирования выращиваемых на них эпитаксиальных слоев GaN. Разработана технология выращивания гетероэпитаксиальных слоев GaN с пониженной плотностью дислокаций и, на основании исследований оптических свойств этих слоев и многослойных структур на их основе показана перспективность полученных слоев для создания приборов оптоэлектроники.

#### Апробация работы

Основные результаты работы докладывались на Всесоюзных семинарах "Примеси и дефекты в узкозонных полупроводниках" (Павлодар, 1987 и 1989); Шестой Всесоюзной конференции по физико-химическим основам легирования полупроводниковых материалов (Москва, 1988); Республиканской конференции "Физика и химия поверхности и границ раздела узкощелевых полупроводников" (Алушта, 1990); Всесоюзном семинаре "Многослойные структуры на основе узкощелевых полупроводников" (Нукус, 1990); XII Всесоюзной конференции по физике полупроводников (Киев, 1990); VIII Всесоюзном симпозиуме «Полупроводники с узкой запрещенной зоной и полуметаллы» (Львов, 1991); V Всесоюзном семинаре "Тонкие пленки и эпитаксиальные слои узкозонных полупроводников" (Н. Новгород, 1991); Material Research Society Fall Meeting (Boston, 1999); International Conference on Silicon Carbide and Related Materials, (Research Triangle Park, 1999); Fourth International Conference on Nitride Semiconductors (Denver, 2001); European Conferences on Silicon Carbide and Related Materials (Linkoping, 2002; Bologna, 2004); European Material Research Society Fall



Meeting (Zakopane, 2002); 27<sup>th</sup> Workshop on Compound Semiconductor Devices and Integrated Circuits held in Europe (Fuerigen, 2003); 5<sup>th</sup> International Workshop on Epitaxial Semiconductors on Patterned Substrates and Novel Indexes Surfaces (Stuttgart, 2003); Международном семинаре по оптоэлектронике (Санкт-Петербург, 2003); 5-ом Международном семинаре «Карбид кремния и родственные материалы» (Великий Новгород, 2004); 6<sup>th</sup> International Conference on Mid-Infrared Optoelectronic Materials and Devices (St-Petersburg, 2004); 2-ой и 3-ей Украинских конференциях по физике полупроводников (Черновцы, 2004; Одесса, 2007); 4-й Всероссийской конференции «Нитриды галлия и алюминия — структуры и приборы» (Санкт-Петербург, 2005); XIX Международной научно-технической конференции по фотоэлектронике и приборам ночного видения (Москва, 2006); V Международной конференции «Аморфные и микрокристаллические полупроводники» (Санкт-Петербург, 2006); 15<sup>th</sup> International Symposium “Nanostructures: Physics and Technology” (Novosibirsk, 2007), семинаре в университете г. Вюрцбурга (2003), а также на семинарах в ФТИ им. А.Ф. Иоффе.

#### Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, шести глав и заключения, изложенных на 212 страницах, и включает также 117 рисунков, 20 таблиц и список литературы из 453 наименований. Общий объем диссертации составляет 368 страниц.

#### Основные положения, выносимые на защиту:

Положение 1. В твердых растворах  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , обладающих низким порогом образования собственных дефектов, взаимодействие вводимых при легировании примесных атомов с системой точечных дефектов и носителей заряда приводит к генерации собственных дефектов, компенсирующих атомы примеси, так что электрическая активность примеси оказывается тем выше, чем ниже температура легирования.

Положение 2. Управление типом проводимости в вакансионно-легированных ртутьсодержащих узкозонных полупроводниках возможно путем обработки материала низкоэнергетическими ионами, при которой происходит аннигиляция

генерируемых в процессе обработки атомов межузельной ртути с собственными дефектами — вакансиями, так что тип проводимости определяется остаточными либо направленно введенными примесями и собственными дефектами.

Положение 3. Низкоэнергетической ионной обработкой возможно осуществлять *p-n* конверсию типа проводимости в примесно–легированном  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ; конверсия обусловлена взаимодействием генерируемых атомов межузельной ртути с атомами примеси, с образованием донорных комплексов (для акцепторных примесей в подрешетке халькогена), или вытеснением атомов примеси в междоузлия с изменением их зарядового состояния (для акцепторных примесей в подрешетке металла).

Положение 4. Нестабильность донорных центров, созданных в твердых растворах  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  низкоэнергетической ионной обработкой, вызвана их распадом в условиях прекращения пересыщения кристалла ртутью, так что электрические свойства материала релаксируют даже при комнатной температуре, что не приводит, однако, к ре-конверсии типа проводимости.

Положение 5. Создание пористой структуры в широкозонных полупроводниках позволяет существенно снизить энергетические затраты на дальнейшее модифицирование их дефектной структуры, — путем, например, диффузии примесей и/или собственных дефектов, — и получение материала с заданными электрическими свойствами.

Положение 6. Снижение упругой энергии гетероструктуры на начальном этапе эпитаксиального наращивания пленки GaN на подложку пористого SiC, происходящее за счет деформации пористого слоя, позволяет реализовать механизм релаксации напряжений несоответствия с образованием вблизи гетерограницы плоскостных дефектов, препятствующих распространению проникающих дислокаций в пленку на стадии пластической релаксации.

## СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе представлены результаты исследования дефектной структуры твердых растворов  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , диффузионно–легированных донорной примесью — индием. В начале главы проанализированы литературные данные по

эффективности легирования  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  донорными примесями, и, в частности, индием, а также предложенные для интерпретации этих результатов модели поведения этой примеси. Рассмотрена известная модель потери индием электрической активности за счет связывания атомов примеси с атомами теллура [A1]. Приведен обзор по исследованию диффузии индия в монокристаллах и эпитаксиальных слоях (ЭС)  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ . Констатируется отсутствие целостной картины поведения дефектно-примесной структуры  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  при легировании индием и рекомендаций по выбору параметров диффузионного легирования.

Далее подробно рассмотрена процедура легирования, использованная в работе, и методика измерений, проводившихся на легированных образцах. Экспериментальными образцами служили ЭС  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , полученные жидкофазной эпитаксией на подложках  $\text{CdTe}$  и  $\text{CdZnTe}$  в закрытой системе из растворов, обогащенных теллуром. После выращивания ЭС подвергались отжигу в насыщенных парах ртути. Этот отжиг имел целью установление квазиравновесных условий для последующей диффузии, поэтому проводился при той же, что и диффузия, температуре. Само легирование также проводилось в насыщенных парах ртути, при температурах 300–390 °С. Использовались три вида источника примеси: газовая (пары In), и твердая фазы — пленка металлического In или халькогенидного стеклообразного полупроводника системы Ge–S с введенным в него In. После диффузии образцы закаливались от температуры легирования до комнатной. Концентрация In в легированных образцах определялась методом масс-спектропии вторичных ионов (ВИМС) при уровнях легирования до  $10^{18} \text{ см}^{-3}$ , и методом количественного рентгеноспектрального микроанализа, — при более высоких уровнях легирования. Описана методика исследования электрофизических свойств диффузионно–легированных образцов и образцов, подвергавшихся обработке низкоэнергетическими ионами, — в частности, методика измерений температурных зависимостей коэффициента Холла и проводимости, проводившихся при послойном стравливании ЭС.

При анализе экспериментальных данных на основании определенного в закаленных кристаллах соотношения концентрации электронов  $n_{77}$  (из холловских измерений) и введенного индия  $C_{In}$  констатируется, что по мере увеличения  $C_{In}$

эффективность легирования  $n/C_{In}$  падает. Для объяснения этого эффекта предлагается модель, учитывающая взаимодействие атомов вводимой примеси с системой собственных дефектов и носителей заряда. Связь концентраций In, собственных дефектов и носителей заряда устанавливается на основании решения уравнения электронейтральности (УЭН), соответствующего температуре легирования:

$$n + 2[V_{Hg}^{''}] = p + [In_{Hg}^{\bullet}], \quad (1)$$

где  $p$  — концентрация дырок, а квадратные скобки обозначают концентрацию соответствующих дефектов (двукратно заряженных вакансий ртути и растворенного в ее подрешетке индия). Анализ реакций равновесия между дефектами позволил связать величину  $[V_{Hg}^{''}]$  с энергией Ферми  $E_F$ . Концентрацию  $V_{Hg}^{''}$  в результате удалось выразить через ее значение в нелегированном материале  $[V_{Hg_0}^{''}]$  и степень отклонения  $E_F$  от своего равновесного положения в таком материале  $E_{F_0}$ :

$$[V_{Hg}^{''}] = [V_{Hg_0}^{''}] \exp(2(E_F - E_{F_0})/kT), \quad (2)$$

где  $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура. Концентрация  $V_{Hg_0}^{''}$  была определена в экспериментах по отжигу нелегированных кристаллов  $Cd_xHg_{1-x}Te$  из зависимости  $p_{77}$  температуры отжига. При  $T=633$  К она составила величину  $2[V_{Hg_0}^{''}] = 3.8 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  для  $x=0.22$  и  $2.1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$  для  $x=0.30$ .

Полученные данные позволили численно решить УЭН (1) и установить количественную связь между концентрациями примеси, собственных дефектов и носителей. В частности, для  $x=0.22$  и  $T=633$  К оказалось, что вплоть до значений  $[In_{Hg}^{\bullet}] \approx 10^{17} \text{ см}^{-3}$   $[V_{Hg}^{''}] \approx [V_{Hg_0}^{''}]$ . При дальнейшем увеличении  $[In_{Hg}^{\bullet}]$  начинается эффективная генерация новых вакансий, вызванная введением примеси. Тем не менее, высокая эффективность легирования, когда  $n_{77} \approx [In_{Hg}^{\bullet}]$ , сохраняется до концентрации индия  $\sim 5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . При более высоких уровнях легирования его эффективность падает, —  $n_{77}$  изменяется слабо из-за компенсации атомов индия вакансиями ртути. Таким образом, с ростом  $[In_{Hg}^{\bullet}]$  происходит переход от

приближенного УЭН  $n=p$  к  $n_{77}=[In_{Hg}^{\bullet}]$  и далее к  $2[V_{Hg}^{\prime\prime}]=[In_{Hg}^{\bullet}]$ , а соотношение  $n_{77}=[In_{Hg}^{\bullet}]$  выполняется в узком диапазоне концентраций индия. Эти расчетные результаты находились в хорошем согласии с экспериментальными, полученными

на закаленных кристаллах.

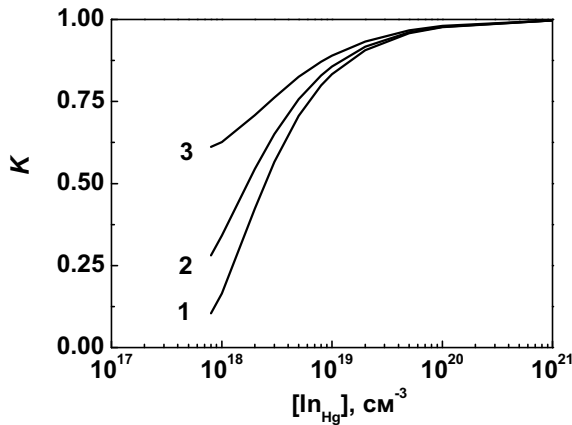


Рис. 1 Расчетные зависимости степени компенсации индия вакансиями Hg при легировании  $Cd_{0.22}Hg_{0.78}Te$  от концентрации примеси. Температура легирования: 1 — 573 К. 2 — 673 К. 3 — 773 К.

На Рис. 1 представлены расчетные зависимости степени компенсации  $K=[In_{Hg}^{\bullet}]/2[V_{Hg}^{\prime\prime}]$  от концентрации индия для трех различных температур легирования, построенные для области концентраций индия, в которой проявляется вклад генерируемых при легировании вакансий. Как видно из Рис. 1, с ростом концентрации индия

степень компенсации быстро возрастает и при  $[In_{Hg}^{\bullet}]>10^{19} \text{ см}^{-3}$  приближается к единице. При меньших концентрациях индия экспоненциальная температурная зависимость  $[V_{Hg}^{\prime\prime}]$  приводит к тому, что при одной и той же величине  $[In_{Hg}^{\bullet}]$  степень компенсации тем больше, чем выше температура легирования. Это означает, что электрическая активность примеси тем выше, чем ниже температура, при которой оно проводится.

В следующей части главы установлено влияние эффекта самокомпенсации на характер диффузионных процессов. Показано, что в условиях вакансионного механизма миграции индия (подтвержденного в работе экспериментально) наблюдаемый ступенчатый профиль  $C_{In}$  обусловлен концентрационной зависимостью коэффициента диффузии индия, возникающей в результате возрастания  $[V_{Hg}^{\prime\prime}]$  с ростом  $[In_{Hg}^{\bullet}]$ . Численное решение уравнения диффузии

$$\frac{\partial C_{In}}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial z} \left( D^i \frac{[V_{Hg}^{\prime\prime}]}{[V_{Hg_0}^{\prime\prime}]} \frac{\partial C_{In}}{\partial z} \right), \quad (3)$$

( $[V_{Hg}^{\prime\prime}]$  — функция концентрации индия, определяемая УЭН (1),  $z$  — координата) с эффективным ее коэффициентом  $D^* = D^i[V]/[V]_{e,i}$ , где  $D^i$  — коэффициент диффузии индия при бесконечно малой концентрации примеси и равновесной концентрации вакансий, позволило получить расчетные профили распределения индия, близкие по виду к экспериментальным. Величина  $D_{In}^i$ , полученная подгонкой, составила для ЭС с  $x=0.22$  при  $T=360$  °С  $\sim 7.6 \cdot 10^{-16}$  см<sup>2</sup>/с.

В конце главы рассмотрено дефектообразование в ЭС  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , подвергнутых сильному (до концентраций  $\sim 10^{21}$  см<sup>-3</sup>) легированию индием. Анализ распределения атомов примеси и компонентов твердого раствора по толщине ЭС показал, что при легировании  $Cd_xHg_{1-x}Te$  индием и встраивании его атомов в

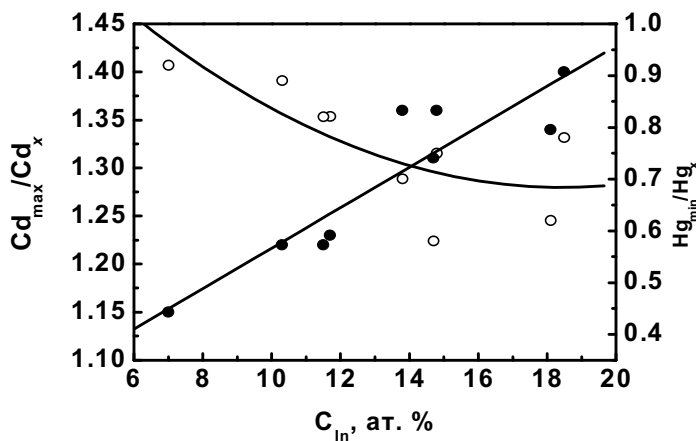


Рис. 2 Зависимости величин  $Cd_{max}/Cd_x$  и  $Hg_{min}/Hg_x$  от  $C_{In}$  для ЭС  $Cd_{0.24}Hg_{0.76}Te$  (время диффузии 40 часов).

металлическую подрешетку происходит обеднение легируемой части кристалла не только атомами ртути (до уровня  $Hg_{min}$ ), но и кадмия. При этом вытолкнутые из междоузлий атомы кадмия сегрегируются в подповерхностной области кристалла; пик их концентрации  $Cd_{max}$  лежит на глубине нескольких микрометров от поверхности. На Рис. 2 представлены зависимости от величины  $C_{In}$  отношения максимальной концентрации кадмия  $Cd_{max}$  в обогащенном этим элементом слое к его содержанию в области постоянного состава ЭС до легирования  $Cd_x$  и зависимость отношения концентрации ртути на поверхности  $Hg_{min}$  к содержанию этого элемента в области постоянного состава ЭС  $Hg_x$ . Эти данные однозначно свидетельствуют, что при легировании  $Cd_xHg_{1-x}Te$  индием и встраивании его атомов в металлическую подрешетку происходит замещение не только атомов ртути, но и кадмия. При этом обеднение поверхности

ртутью подтверждает справедливость гипотезы о самокомпенсации примесных атомов ее вакансиями. Кроме того, в главе показано, что при больших ( $>10^{20}$  см<sup>-3</sup>) уровнях легирования Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te индием, вне зависимости от состава твердого раствора, перераспределение его компонентов сопровождается образованием протяженных дефектов.

Во второй главе рассмотрено модифицирование дефектной структуры Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te, происходящее при низкоэнергетической ионной обработке (НИО) вакансионно-легированного материала. В начале главы приведен обзор научных трудов по данной теме, начиная с первой статьи, в которой была описана конверсия типа проводимости из *p*- в *n*- при ионном травлении Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te [A2]. Отмечено отсутствие единой модели, описывающей конверсию типа проводимости в *p*-Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te при НИО. Далее в работе описана методика экспериментов (подготовка образцов, режимы обработки), и приведены результаты исследования эффекта конверсии в ЭС *p*-Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te. В частности, в работе установлено, что при проведении обработки ионами аргона с энергией 0.06–1.8 кэВ, плотностью тока  $J=0.03\text{--}0.60$  мА/см<sup>2</sup> и временем воздействия  $t$  от 1 до 30 мин эффект конверсии наблюдался в ЭС с  $x<0.5$  (ширина запрещенной зоны при  $T=300$  К  $E_g\leq 0.58$  эВ) и концентрацией некомпенсированных акцепторов  $N_A-N_D < 4\cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup>. Исследования кинетики процесса конверсии показали, что глубина конверсии  $l_j \sim \sqrt{t}$ . Связь  $l_j$  и  $N_A-N_D$  была получена в виде  $l_j \sim (N_A-N_D)^{-1/2}$ .

Электрические и фотоэлектрические свойства ЭС Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te, подвергнутых НИО, проанализированы на основе результатов измерений коэффициента Холла и проводимости, и измерений времени жизни неосновных носителей заряда. На основании результатов этих исследований, проведенных в диапазоне температур 4.2–300 К, показано, что НИО *p*-Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te приводит к формированию конвертированного слоя материала, демонстрирующего свойства классического *n*-типа с величиной  $n\sim(3\text{--}30)\cdot 10^{14}$  см<sup>-3</sup> и подвижностью электронов  $\mu_n > 10^5$  см<sup>2</sup>/(В·с) при  $T=77$  К (Рис. 3). По результатам аналогичных измерений, проведенных при послойном стравливании ЭС, установлено, что приповерхностная область материала толщиной до 2–3 мкм характеризуется высокой концентрацией (до  $10^{18}$  см<sup>-3</sup>) и низкой подвижностью электронов, а в «объеме» конвертированного слоя

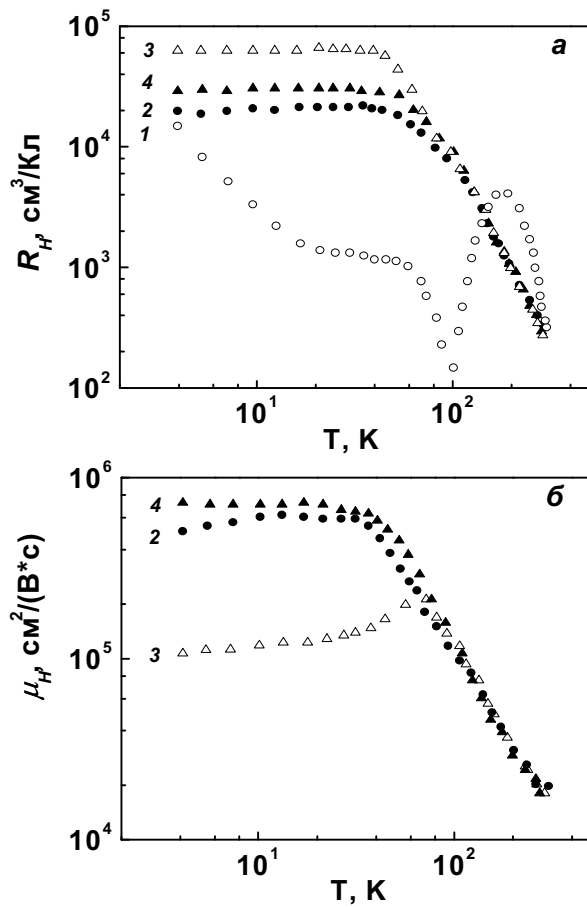


Рис. 3 Температурные зависимости (а) коэффициента Холла  $R_H$  и (б) холловской подвижности в образцах  $Cd_xHg_{1-x}Te$  исходного  $p$ -типа проводимости до (1) и после (2) НИО, и  $n$ -типа проводимости до (3) и после (4) НИО. Исходная подвижность для образца  $p$ -типа не показана.

для  $n_{77}$  характерно отсутствие зависимости  $n(z)$ . Время жизни неравновесных носителей в этой области составляло порядка единиц микросекунд. В результате экспериментов по НИО  $Cd_xHg_{1-x}Te$  с исходным  $n$ -типом проводимости установлено, что следствием такой обработки является снижение степени компенсации материала, выражающееся в существенном увеличении подвижности (см. Рис. 3). В главе также представлены результаты аналогичных исследований, полученные при плазменном травлении  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , и НИО твердых растворов  $Zn_xCd_yHg_{1-x-y}Te$  с  $0.15 \leq E_g \leq 0.35$  эВ и  $Mn_xCd_yHg_{1-x-y}Te$  с  $0.22 \leq E_g \leq 0.31$  эВ.

На основании полученных экспериментальных результатов в главе далее предложен и развит диффузионный механизм конверсии типа проводимости и модификации свойств вакансионно-легированного  $Cd_xHg_{1-x}Te$  и родственных материалов в результате НИО. Суть механизма заключается в генерации при НИО межузельных атомов ртути, их диффузии по диссоциативному механизму вглубь кристалла и рекомбинации с вакансиями ртути — собственными дефектами акцепторного типа. Полученная в рамках этой диффузионной модели качественная зависимость глубины конверсии от параметров НИО и величины  $N_A - N_D$  выглядит как:



$$l_j \sim \left( \frac{C_s D_I}{N_A - N_D} t \right)^{1/2}. \quad (4)$$

где  $C_s$  — поверхностная концентрация межзельной ртути,  $D_I$  — ее коэффициент диффузии, и хорошо соответствует ходу этих зависимостей, установленному экспериментально. При этом зависимость глубины конверсии от состава твердого раствора оказывается обусловленной наличием в кристалле, подвергнутом НИО, встроенных электрических полей, образующихся на границе раздела различных

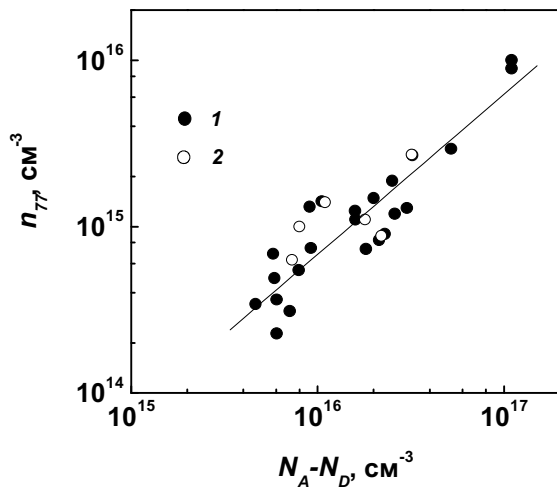


Рис. 4 Соотношение  $n_{77}$  в конвертированных ЭС с величиной  $N_A-N_D$  в исходных образцах составов: 1 —  $x=0.20-0.24$ , и 2 —  $x>0.24$ .

дефектных областей. Проведенный в работе расчет глубины конверсии в рамках предложенной в работе [АЗ] модели диффузионного источника ртути, формирующегося в  $Cd_xHg_{1-x}Te$  при ионном травлении, дал удовлетворительное согласие с данными эксперимента.

Далее в главе проанализирована природа электронного типа проводимости материала, модифицированного НИО, и показано, что она

обусловлена фоновыми донорными примесями и собственными дефектами донорного типа исходного кристалла. Вывод о существовании последних делается на основании установленной экспериментально и представленной на Рис. 4 пропорциональности  $n_{77}$  в ЭС после НИО величине  $N_A-N_D$  в исходном материале. На основании этой взаимосвязи сделано предположение о том, что на стадии предварительного отжига увеличение  $N_A-N_D$  означает рост и  $N_A$ , и  $N_D$ , т.е. генерация собственных дефектов акцепторного типа влечет за собой рождение и компенсирующих их собственных донорных дефектов. В качестве последних предложены антиструктурные дефекты  $Te_{Hg}$ .

Завершают главу результаты исследований свойств электронно-дырочных переходов, сформированных в  $Cd_{0.2}Hg_{0.8}Te$  методом НИО. На основании анализа

вольтамперных характеристик и температурной зависимости удельного дифференциального сопротивления таких  $p-n$  переходов в диапазоне температур 60–200 К показано, что для них характерными являются: при  $60 < T < 110$  К и обратных смещениях — межзонное туннелирование и туннелирование через локальные центры, а при  $T > 110$  К — термоактивационные механизмы протекания тока.

В работе также проведен сравнительный анализ свойств  $p-n$  переходов, созданных на одном вакансионно–легированном кристалле  $Cd_xHg_{1-x}Te$  методами НИО и ионной имплантации. По результатам измерений величин обратных темновых токов при смещениях 50 и 100 мВ в таких  $p-n$  переходах составов  $x=0.199–0.236$  делается вывод о том, что применение метода НИО позволяет достигать значений таких токов как минимум в 2–3 раза меньших, чем при использовании метода ионной имплантации.

В третьей главе представлены результаты изучения модифицирования низкоэнергетическими ионами дефектной структуры  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , легированного акцепторными примесями. В начале главы приведен обзор работ по легированию  $Cd_xHg_{1-x}Te$ . На основании этого обзора сделан вывод о том, что наиболее актуальными акцепторными примесями для этих твердых растворов в настоящее время являются: из элементов I группы периодической системы, — золото, а V группы — мышьяк, причем последняя примесь практически не имеет альтернативы при легировании слоев, выращенных молекулярно–пучковой эпитаксией (МПЭ). Далее в главе проанализированы опубликованные к началу диссертационной работы результаты по НИО легированного  $Cd_xHg_{1-x}Te$ ; констатируется факт, что механизм конверсии типа проводимости в таком материале, где вакансии аннигилированы специальным низкотемпературным отжигом в парах ртути, не получил адекватного объяснения. На основании этого сформулирована постановка задачи для данной части работы: изучение влияния низкоэнергетических ионов на электрические свойства легированных акцепторными примесями I и V группы твердых растворов  $Cd_xHg_{1-x}Te$  и построение модели дефектно-примесных реакций в кристалле при обработке такими ионами.

Экспериментальная часть работы содержит результаты исследования эффекта

конверсии типа проводимости в  $p$ - $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , легированном примесями замещения в подрешетке металла (Au, Ag) и халькогена (As, Sb). В работе приведены экспериментальные свидетельства эффекта конверсии в таком материале и проанализированы свойства конвертированных слоев. В частности, показано, что НИО  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$   $p$ -типа проводимости, легированного акцепторными примесями I группы, приводит к формированию конвертированного слоя, свойства которого соответствуют классическому  $n$ -типу. На основании анализа возможных реакций в дефектно-примесной системе, а также данных по изменению электрических свойств конвертированных слоев со временем (релаксации) сделан вывод, что конверсия в данном случае обусловлена выталкиванием атомами межузельной ртути примесных атомов из узлов в междоузлия. В результате происходит изменение зарядового состояния атомов примеси, и из акцепторов они становятся донорами.

В ЭС  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , легированных примесями V группы, результаты аналогичных исследований позволили сделать вывод, что конверсия типа проводимости при НИО обусловлена связыванием атомов межузельной ртути с атомами примеси в донорные комплексы. В обоих случаях (как акцепторов I группы, так и V), эффект конверсии, в отличие от вакансионно-легированного материала, оказывается критичным к величине плотности ионного тока. Анализ релаксации электрических свойств конвертированного материала позволил предположить, что ее первопричиной является прекращение пересыщения кристалла атомами межузельной ртути после окончания обработки. В материале, легированном примесями I группы, в результате происходит распад твердого раствора  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}:\text{Au}(\text{Ag})$ , а в материале, легированном акцепторами V группы, — комплексов  $\text{Hg}_i^{\bullet\bullet}\text{X}'_{\text{Te}}$  (X=As или Sb). Тем не менее, при длительном (несколько лет) хранении при комнатной температуре ре-конверсии обратно в  $p$ -тип не происходит, и свойства материала, пройдя первоначальную релаксацию, остаются стабильными вплоть до  $T \sim 80$  °C, то есть температуры, соответствующей верхнему пределу нагрева материала при изготовлении приборных структур.

Следующая часть главы посвящена НИО гетероэпитаксиальных структур (ГЭС)  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , изготовленных методом МПЭ с использованием ростового легирования мышьяком. Структуры изготавливались в Институте физики полупроводников СО РАН (г. Новосибирск). В начале приведены результаты фотолюминесцентного исследования поведения дефектной структуры ГЭС при различных видах постростового отжига, и показано, что низкотемпературный (260 °С) отжиг существенно улучшает структуру основного (рабочего) эпитаксиального слоя ГЭС. Далее приводятся результаты исследования влияния НИО на ГЭС, легированные As. Обработке подвергались структуры как непосредственно после роста, так и прошедшие постростовой активационный отжиг, требуемый для перевода атомов мышьяка из подрешетки металла, где они оказываются после процесса МПЭ, в подрешетку халькогена, где они являются акцепторами [А4].

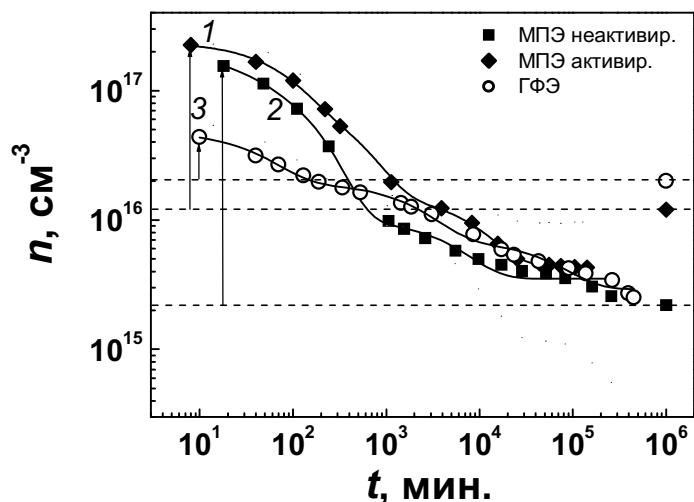


Рис. 5 Зависимость концентрации электронов, измеренной при 77 К, от времени изотермической выдержки при комнатной температуре для прошедших и не прошедших активационный отжиг образцов, выращенных методом МПЭ и газофазной эпитаксией (ГФЭ).

прошедших активационный отжиг, проходит, однако, по-разному. Для образцов, не прошедших постростовой активационный отжиг, величина  $n_{77}$  после хранения приближается к своему значению до НИО (на Рис. 5 соответствующие значения показаны отдельными символами при  $t=10^6$  мин). В структурах  $p$ -типа проводимости (прошедших отжиг), как и в случае образцов  $p$ -типа, выращенных ГФЭ, релаксация

Показано, что результатом обработки в обоих случаях является существенное увеличение концентрации носителей в рабочем слое ГЭС (до  $10^{17}$  см<sup>-3</sup>, показано стрелками на Рис. 5), которое в слоях, прошедших активационный отжиг, сопровождается конверсией типа проводимости из  $p$  в  $n$ . Релаксация электрических свойств подвергнутых НИО ГЭС, прошедших и не

образцов после НИО не приводит к реконверсии обратно из  $n$ - в  $p$ -тип. Полученные данные позволили сделать вывод о различной природе образованных НИО донорных центров в образцах, прошедших и не прошедших активационный отжиг, и показали эффективность НИО как инструмента диагностики дефектной структуры слоев  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ , выращенных МПЭ.

В заключение главы проведено краткое сопоставление полученных в работе результатов по НИО с литературными данными по легированию  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  ионной имплантацией.

**Вторая часть** диссертационной работы посвящена разработке методов низкоэнергетической модификации дефектной структуры широкозонных полупроводников. Предлагаемые методы предполагают использование созданной в материале пористой структуры, и в четвертой главе рассматривается механизм образования пор в широкозонных полупроводниках, подвергаемых анодизации. В начале главы приведен обзор работ, посвященных получению и использованию пористого SiC (PSC). Проанализированы результаты исследования структурных и оптических свойств PSC, полученного как на основе объемного материала, так и ЭС. Отмечается, что структура PSC определяется условиями, в которых получен пористый материал, так что он может обладать как классической пористой, так и волоконной структурой. Анализируется известная модель образования пористого SiC, предложенная в литературе [A5].

Следующая часть главы посвящена описанию методики экспериментов по исследованию влияния низкоэнергетических воздействий на дефектную структуру широкозонных полупроводников. Вначале рассмотрена электрохимическая ячейка для получения образцов пористого SiC и пористых структур GaN/SiC методом анодизации. Далее кратко приведены сведения о методиках исследований, применявшихся в работе. В их числе — просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия (ПЭМ и СЭМ), фотолюминесценция (ФЛ), рентгеновская дифрактометрия (РД), рентгеновская фотоэлектронная спектроскопия (РФЭС), комбинационное рассеяние света (КРС), Оже-электронная спектроскопия (ОЭС), ВИМС и методы исследования электрических свойств.

Исходными объектами в этой части работы служили образцы SiC политипов 4H и 6H *n*-типа проводимости с удельным сопротивлением  $\rho \sim 0.4\text{--}0.5$  Ом·см диаметром 2 дюйма. Было установлено, что ключевым параметром, определяющим свойства получаемого пористого материала, является плотность тока анодизации  $j$ . Состав PSC соответствовал составу исходного SiC при величине  $j$  от 4 до 80 мА/см<sup>2</sup>. Пористый SiC, полученный в указанном диапазоне  $j$ , был определен как стехиометричный пористый карбид кремния. В пористых слоях SiC, сформированных при бóльших плотностях тока, было обнаружено изменение стехиометрии SiC в сторону избытка углерода.

Далее в главе рассмотрено образование различных типов структур стехиометричного PSC. Для такого материала были определены морфологии структуры 3 типов: (1) однородная пористая структура со средним диаметром пор  $d_p \sim 30\text{--}40$  нм («нанопористая»), формируемая в диапазоне плотностей тока 4–10 мА/см<sup>2</sup>; (2) однородная пористая структура со средним диаметром пор  $d_p \sim 100\text{--}150$  нм («микропористая»), формируемая при использовании  $j \sim 80$  мА/см<sup>2</sup>; (3) смешанная пористая структура, содержащая поры обоих типов («нанопоры» и «микропоры»), формируемая при промежуточных значениях плотностей тока (исследовались режимы при плотности тока в диапазоне от 16 до 30 мА/см<sup>2</sup>). Было установлено, что формирование нанопористой структуры обусловлено направленным ростом нанопор от поверхности образца, находящейся в контакте с электролитом, в его объем. Микропоры образуются на границе раздела уже сформировавшегося нанопористого PSC с непористым SiC, и прорастают в объеме нанопористого слоя в направлении к поверхности образца. На основе анализа полученных экспериментальных и литературных данных сделано предположение о том, что образование микропор в PSC есть следствие эволюции нанопористой структуры в процессе анодизации. Таким образом, нанопористая структура является «первичной», в то время как микропористая структура является «вторичной». Если рассматривать образующуюся нанопористую структуру как двухфазную систему, состоящую из кристаллического материала и пор, то эволюцию пористой структуры можно сравнить с процессом огрубления (Освальдовского созревания) [А6]. Этот процесс определяет явление структурной

эволюции, когда большие объекты второй фазы растут в размерах за счет меньших, что обеспечивает снижение энергии, связанной с существованием границ раздела, а с ней, — и общей свободной энергии кристалла, содержащего поры.

Полученные экспериментальные результаты сопоставлены с моделью диффузионной пористости в твердых телах, и показано, что образование «первичной» пористой структуры в анодируемых SiC и GaN происходит по диффузионно–вакансионному механизму. Для этого проведена оценка возможности роста пор в SiC при анодизации за счет физического механизма — диффузии и кластеризации вакансий в условиях локализации тока в полупроводнике. Показано, что основным фактором, определяющим диффузионное перераспределение вакансий, является возникновение термоупругих напряжений в кристаллической матрице вблизи канала протекания тока. Эти напряжения приводят к возникновению потока вакансий вида:

$$j_{el} = \frac{\nu v^{1/3}}{kT} \exp(-\varepsilon_D / kT) \sigma_r, \quad (5)$$

где  $\nu$  — частота колебаний атомов,  $v$  — объем одной вакансии,  $\varepsilon_D$  — активационный барьер диффузии вакансий,  $k$  — постоянная Больцмана. Для подвижности вакансий  $\mu_v$  в поле напряжений  $\sigma$  использовано выражение  $\mu_v = D_v / kT \approx \nu^{2/3} \nu \exp(-\varepsilon_D / kT) / kT$ , где  $D_v$  — коэффициент диффузии вакансий.

На основании решения уравнения теплопроводности и роста поры получено выражение, связывающее радиус поры  $R$  со временем анодизации  $t$ :

$$R(t) = \frac{2r_T}{\gamma} \exp\left[-\frac{2\pi\chi T_0}{W} \frac{\ln(t_1 / t)}{\ln(t / t_0)}\right], \quad (6)$$

где  $\gamma$  — постоянная Эйлера,  $t_1$  — характеристическое время  $t_1 = t_0 \exp(\varepsilon / kT_0)$ ,  $\chi$  — коэффициент теплопроводности,  $r_T$  — характерный масштаб изменения температуры,  $W$  — мощность тока,  $T_0$  — начальная температура (300 К). Согласно полученному выражению, радиальный рост поры по вакансионному механизму должен останавливаться при достижении ею стационарного радиуса (Рис. 6). Численные оценки дали значение стационарного радиуса поры в 200 нм. Расчетный результат находится в разумном согласии с экспериментальными данными по

получению «первичной» нанопористой структуры пористого SiC со стабильным радиусом пор.

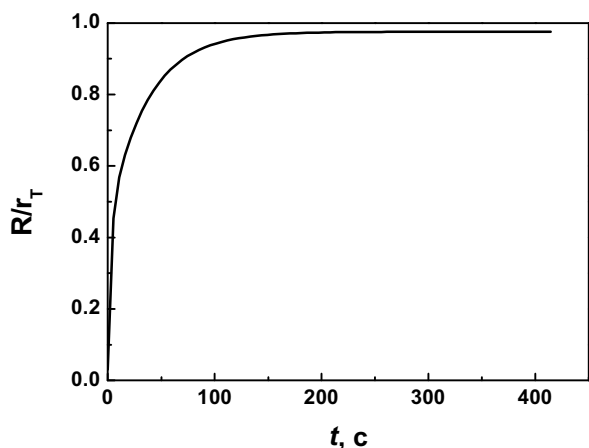


Рис. 6 Расчетная зависимость радиуса поры в SiC от времени анодизации.

В конце главы кратко рассмотрены особенности формирования пористой структуры в GaN, подтверждающие справедливость предложенной вакансионно-диффузионной модели, и механизмы формирования «вторичной» пористой структуры различных типов.

В пятой главе представлены результаты исследования низкотемпературного диффузионного легирования карбида кремния при использовании пористой модификации этого соединения. В начале главы приведен краткий обзор работ по диффузионному легированию SiC; показано, что из-за малых коэффициентов диффузии большинства примесей в этом материале подобное легирование непористого SiC требует очень высоких температур.

Далее в работе исследовано поведение структуры пористого SiC при отжигах. В ходе этой работы было установлено, что при термическом отжиге стехиометричный PSC сохраняет морфологию пористой структуры и химический состав при температурах отжига до 1100 °C. При более высоких температурах происходит модификация пористой структуры — коалесценция пор. Химический состав нанопористого SiC не изменяется при отжигах в Ar при температурах до 1700 °C и в вакууме до 1500 °C. Микропористый SiC сохранял свой состав при отжигах в аргоне при температуре до 1500 °C, а в вакууме — до 1200 °C. Показано, что сохранение химического состава и подавление поверхностного испарения вещества при отжиге SiC возможно при нагреве в замкнутой изотермической «сэндвич»-ячейке [A7] до температур ~2200 °C.



Далее приводятся результаты диффузионных экспериментов. Вначале описываются результаты экспериментов по легированию PSC ванадием. Легирование проводилось из пленки сплава (Si+V), нанесенной на поверхность пластины, отжигом в атмосфере азота при  $T=1100$  °C в течение 10 часов. Анализ отожженных образцов методом ВИМС показал, диффузии V в SiC в указанных условиях не происходило, а в PSC диффузия ванадия имела место. Уровень концентрации V у поверхности составлял  $\sim 1 \cdot 10^{16}$  см<sup>-3</sup>, и постепенно спадал до величины  $1 \cdot 10^{13}$  см<sup>-3</sup> на глубине 450 нм. Часть профиля ванадия, начиная с глубины  $\sim 120$  нм, хорошо описывалась дополнительной функцией ошибок, и коэффициент диффузии V был определен как  $\sim 7.5 \cdot 10^{-15}$  см<sup>2</sup>/с. Температурная зависимость удельного сопротивления PSC, легированного ванадием, имела область экспоненциального роста, а энергия активации проводимости составила  $1.45 \pm 0.03$  эВ. Это соответствовало известному из литературы энергетическому уровню V в 4H-SiC [A8], так что был сделан вывод, что полуизолирующие свойства слоя PSC в данном случае определялись именно компенсационным эффектом ванадия. Полученное в результате легирования ванадием значение  $\rho$  пористого 4H-SiC составило  $5 \cdot 10^{11}$  Ом·см при 500 К и на два порядка превосходило значение  $\rho$  для нелегированного пористого слоя.

В следующем разделе описаны эксперименты по легированию PSC кремнием из слоя SiO<sub>2</sub>, нанесенного на поверхность методом термического испарения в вакууме. Диффузионный отжиг проходил при  $T=1200$  °C в течение 4 часов. Исследования образцов, проведенные методами ОЭС, ВИМС и РФЭС показали, что после отжига в PSC произошло существенное изменение соотношения Si/C, обусловленное диффузией кремния из пленки SiO<sub>2</sub> в PSC, и экзодиффузией углерода из PSC к границе раздела SiO<sub>2</sub>/PSC. В системе SiO<sub>2</sub>/SiC подобных изменений зафиксировано не было, что указывало на существенно более высокие скорости диффузии в PSC по сравнению с SiC. Значение удельного сопротивления  $\rho$ , полученного диффузией кремния в PSC, составляло  $5 \cdot 10^{11}$  Ом·см при 470 К и  $2 \cdot 10^6$  Ом·см при 700 К. В этом диапазоне температур энергия активации  $\rho$  составила 1.53 эВ, что позволило идентифицировать компенсирующий дефект,

ответственный за проявление обогащенным кремнием PSC полуизолирующих свойств, как вакансию углерода  $V_C$ .

Далее представлены результаты экспериментов по автолегированию ЭС GaN, выращиваемых ХГМ на подложках PSC. Легирование проводилось во время роста ЭС из подложек, в которые предварительно был имплантирован Mg с дозой  $\sim 10^{15}$   $\text{см}^{-2}$ . Часть пластин после роста была подвергнута отжигу при  $T=900$  °C в течение 20 минут в атмосфере азота. Исследования ВИМС показали, что во время ростового процесса поведение примеси в разных частях пластины отличалось. В

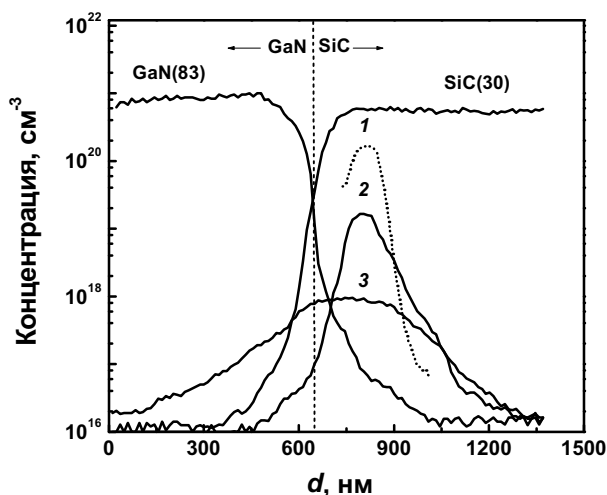


Рис. 7 Профили ВИМС для структуры GaN/PSC: 1 — Mg(24) после имплантации, 2 — после выращивания ЭС, и 3 — после дополнительного отжига. Вертикальной линией схематично обозначена гетерограница.

непористой части перераспределение Mg в SiC выразилось в потере легирующей примеси и незначительной диффузии Mg в SiC и к границе раздела GaN/SiC. Гетерограница стала препятствием для диффузии Mg из SiC в GaN и автолегирования ЭС не произошло. В PSC уже во время ростового процесса наблюдалось существенное уширение профиля распределения Mg, а послеростовой отжиг структуры GaN/PSC привел к диффузии Mg из PSC к границе раздела между GaN и PSC (Рис. 7). Концентрация Mg в слое GaN спадала от величины  $\sim 5 \cdot 10^{17}$   $\text{см}^{-3}$  у границы раздела до  $2 \cdot 10^{16}$   $\text{см}^{-3}$  у поверхности. Профили распределения примеси после отжига хорошо описывались гауссовым распределением. Приближенные оценки коэффициента диффузии Mg в GaN и PSC при отжиге были сделаны с учетом сдвига максимума распределения путем введения в гауссиан члена, описывающего скорость  $v$  движения максимума, так что выражение под экспонентой в формуле Аррениуса принимало вид  $-(z-vt)^2/4Dt$ , где  $D$  — коэффициент диффузии,  $t$  — время процесса,  $z$  — координата. Результаты

подгонки дали значение  $D \approx 1.0 \cdot 10^{-13}$  см<sup>2</sup>/с при величине  $v = 3.8 \cdot 10^{-9}$  см/с. После легирования на обеих частях пластины были проведены измерения ФЛ. Спектры ФЛ ЭС GaN, выращенных на PSC, содержали широкую полосу с максимумом на длине волны  $\lambda = 450$  нм, что соответствовало переходам на акцепторный уровень, созданный Mg [A9]. Таким образом, данные ФЛ подтвердили факт диффузии Mg из PSC в ЭС GaN.

В конце главы рассмотрены результаты экспериментов по высокотемпературной (1700–2200 °С) диффузии примесей в пористый SiC. Эти эксперименты проводились в «сэндвич»-ячейке. На примере ванадия и эрбия показано, что из-за модификации пористой структуры (трансформации каналов пор в замкнутые полости), происходящей при высокой температуре, коэффициенты диффузии примесей в PSC и непористом SiC в этих условиях отличаются несущественно (Рис. 8). На основании этих данных делается вывод о том, что пористая структура в карбиде кремния является эффективной средой именно для низкотемпературной диффузии. При высоких температурах диффузионных

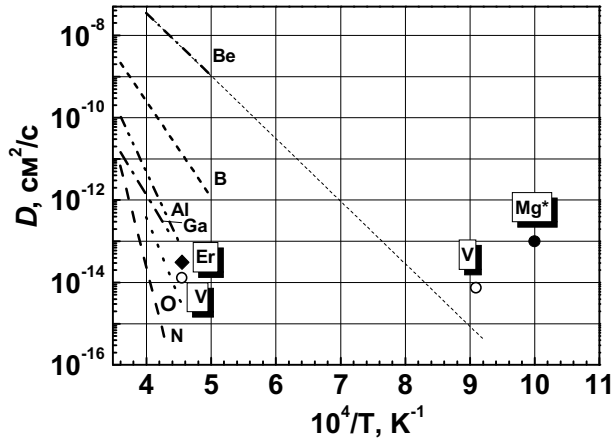


Рис. 8. Сравнение результатов экспериментов по низко- (V, Mg) и высокотемпературной (Er, V) диффузии в пористом карбиде кремния с литературными данными по диффузии в непористый SiC из работы [A10] (линии).

отжигов с точки зрения управления электрическими и иными свойствами «объемного» материала PSC не дает преимуществ перед непористым SiC.

В шестой главе рассмотрена самоорганизация дефектной структуры под воздействием напряжений в гетеросистеме GaN/SiC с пористыми слоями. В начале главы кратко рассмотрен хлорид-гидридный метод (ХГМ) эпитаксиального наращивания GaN на подложки SiC. При описании экспериментальных результатов сначала рассмотрено влияние остаточных

напряжений в гетероструктуре GaN/SiC на тип и однородность формируемой в ней в условиях анодизации пористой структуры. Показано влияние этого эффекта на величину уровня остаточных напряжений в анодизированной структуре — «квази-подложке» GaN/SiC, и в выращиваемых на таких подложках эпитаксиальных слоях GaN.

Далее рассмотрен эффект fotocувствительности пористых структур GaN/SiC, полученных анодизацией при плотностях тока 10 и 20 мА/см<sup>2</sup>. Фотоответ измерялся в режиме фотопроводимости (ФП) при возбуждении светом Хе–Hg лампы, и наблюдался при освещении в диапазоне длин волн 365–440 нм. Величина отношения фототока к темновому току в максимуме fotocувствительности ( $\lambda=375$  нм) составила  $\sim 10^3$ . Нарастание сигнала ФП описывалось экспоненциальной функцией с двумя характерными временами, значения которых составили 21 и 135 с соответственно. Релаксация ФП была неэкспоненциальной, а ее время достигало нескольких часов. Результаты исследования ФП и дополнительной характеристики образцов, выполненной методами СЭМ и ФЛ, позволили сделать вывод, что эффект ФП в пористых структурах был обусловлен фотомодуляцией эффективного проводящего объема под действием света. В этих условиях фотоответ по току  $R_I$  пропорционален сумме двух компонент, одна из которых связана с фотогенерированными носителями,  $\Delta n$ , а другая — с модуляцией эффективного проводящего объема (сечения) полупроводника,  $\Delta S$ :  $R_I \sim (S\Delta n + \Delta S n)$  [A11]. В рассматриваемых условиях  $S\Delta n \ll n\Delta S$  и эффект фотомодуляции проводящего объема существенно превосходит эффект «классической» фотопроводимости. Дефекты, на которых образуются состояния, ответственные за модуляцию проводящего объема, были определены как состояния на гетерогранице, возникшие в результате анодизации. Полученный результат подтверждает известный вывод о существенном влиянии внутренних поверхностных состояний на свойства пористых полупроводников.

В последней части главы рассмотрен эффект самоорганизации дефектной структуры под воздействием напряжений несоответствия в эпитаксиальных слоях GaN, выращиваемых на подложках пористого SiC, и показано, как он может быть

использован для получения эпитаксиальных слоев нитрида галлия с низкой плотностью проникающих дислокаций.

Здесь в начале кратко проанализированы известные идеи об использовании пористых подложек для снижения уровня остаточных напряжений в рассогласованных гетероструктурах, включая классическую работу [A12]. Далее рассмотрена методика выращивания ЭС GaN на подложках пористого SiC, и подробно проанализированы изменения в структуре пористого слоя, происходящие в процессе выращивания ЭС. Показано, что такие структурные изменения не могут быть вызваны исключительно термическим нагревом подложки в ходе ростового процесса, и являются свидетельством перераспределения напряжений несоответствия между ЭС GaN и подложкой PSC в процессе роста. При этом в

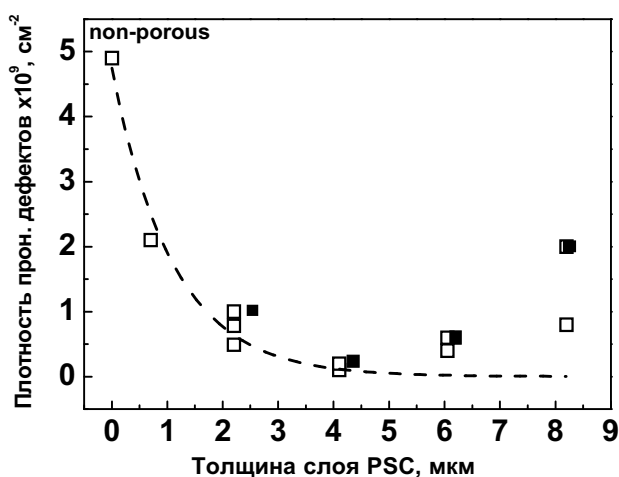


Рис. 9 Зависимость плотности проникающих дислокаций в ЭС GaN от толщины пористого слоя в подложке SiC. Черные и пустые символы соответствуют плотности дислокаций, определенных по данным изображений ПЭМ соответственно со сколов и поверхности образцов. Линия — экспоненциальная подгонка.

плотности дислокаций с увеличением толщины пористого слоя в подложке от 0.7 до 6 мкм. Минимальное значение плотности дислокаций ( $10^8 \text{ см}^{-2}$ ) было получено в ЭС, выращенных на пористых слоях толщиной 4–6 мкм. При дальнейшем увеличении толщины пористого слоя от 6 до 8 мкм, плотность дислокаций снова

подложках с тонкими (0.7 мкм) и более толстыми (2–6 мкм) пористыми слоями изменения пористой структуры носят разный характер.

Далее подробно проанализирована дефектная структура ЭС GaN, выращенных на подложках PSC и непористого SiC. В ЭС GaN, выращенных на подложках непористого SiC, плотность проникающих дислокаций достигала величины  $5 \cdot 10^9 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . В то же время, в ЭС, выращенных на подложках PSC, наблюдалось уменьшение

возрастала, — до  $(4-21) \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ . Зависимость плотности проникающих дефектов от толщины пористого слоя представлена на Рис. 9.

Было установлено, что отличительной особенностью дефектной структуры ЭС, выращенных на подложках PSC, явилось наличие вблизи гетерограницы расположенных параллельно ей плоскостных дефектов, означавших возникновение разупорядочения в последовательности упаковки в ЭС. Такое разупорядочение может происходить путем бездиффузионной твердофазной трансформации, приводящей к возникновению дефектов упаковки, а характерной особенностью бездиффузионной трансформации является ее обратимость: новая, разупорядоченная фаза, может возвращаться в исходное состояние в результате термического отжига. Для выяснения природы плоскостных дефектов гетероструктуры были подвергнуты отжигу при температуре  $T=700 \text{ }^\circ\text{C}$ ; до и после отжига структуры исследовались методом рентгеновской топографии. В отожженных образцах отжиг привел к исчезновению сетки дефектов упаковки, что означало, что произошла трансформация дефектной области в бездефектную фазу, то есть что последовательность упаковки GaN в области гетерограницы восстановилась. Таким образом, сделано заключение, что образование плоскостных дефектов в *as-grown* образцах GaN/PSC связано именно с деформационным разупорядочением, вызванным релаксацией напряжений несоответствия.

На основании представленных данных сделан вывод, что образование плоскостных дефектов в тонком слое вблизи гетерограницы предшествует генерации дислокаций несоответствия, и происходит на ранних стадиях процесса роста, когда напряжения несоответствия релаксируют упруго. В дальнейшем, на стадии пластической релаксации напряжений несоответствия, которая наступала по мере увеличения толщины наращиваемого слоя, дефекты упаковки служили «барьерами» для распространения проникающих дислокаций.

Было установлено, что толщина пористого слоя, сформированного в подложке, была важным фактором, определявшим степень «податливости» подложки, и, как следствие, плотность дефектов в ЭС. Слои PSC толщиной 0.7–1 мкм оказались слишком тонкими для уменьшения плотности проникающих дефектов. С учетом существенных изменений в морфологии пористой структуры

подложки с тонкими пористыми слоями наблюдавшийся эффект был объяснен огрублением их структуры, которая из-за этого теряла свою «податливость». В свою очередь, увеличение плотности проникающих дислокаций в ЭС, выращиваемых на толстых (6–8 мкм) слоях PSC, было приписано специфичному процессу пластической релаксации напряжений, которые могут быть связаны с наличием планарных дефектов. Предположение о специфичных напряжениях, возникающих в ЭС GaN, выращенных на пористых подложках, подтверждается данными об изменении знака напряжений в гетероструктуре и увеличении напряжений сжатия с увеличением толщины пористого слоя в подложке. Очевидно, что вторичная релаксация возникает в ЭС GaN, выращенных на толстых буферных слоях, когда плотность плоскостных дефектов и величина связанных с ними внутренних напряжений достигают некоторого критического значения.

В конце главы приведены результаты сравнительного исследования ФЛ одиночных ЭС GaN и электролюминесценции (ЭЛ) двойных гетероструктур (ДГС) GaN/AlGaN, выращенных на подложках PSC и SiC. Наблюдавшееся в одиночных ЭС, выращенных на подложках PSC, существенное увеличение интенсивности всех полос ФЛ, и в особенности, полосы донорно–акцепторной (DA) рекомбинации, приписано уменьшению числа центров безызлучательной рекомбинации, связанных с дислокациями. В спектрах ЭЛ ДГС, выращенных на пористых подложках, наблюдался гигантский сдвиг (0.6 эВ при изменении тока возбуждения от 5 до 350 мА) максимума полосы люминесценции. Такой сдвиг в светодиодных структурах на основе нитридов III группы, и в том числе, ДГС, обычно приписывается наличию в запрещенной зоне материала активной области нескольких примесных уровней с различными энергиями ионизации [A13]. На этом основании сделано предположение, что наблюдаемый эффект может объясняться расширением энергетического спектра уровней, дающих вклад в излучательную рекомбинацию в ЭС, выращенных на пористой подложке. Полученные при исследовании ЭЛ ДГС данные, как и в случае ФЛ одиночных ЭС, свидетельствуют об увеличении оптической активности примесей в эпитаксиальных слоях, выращенных на подложке PSC. Эффект сильного сдвига максимума спектра излучения ДГС имеет под собой ту же причину, что и разгорание DA–полосы в

одиноким ЭС GaN, — снижение плотности проникающих дефектов в ЭС, выращенных на пористых подложках, и, соответственно, степени сегрегации на этих дефектах атомов примеси. В совокупности данные ПЭМ, ФЛ и ЭЛ указывают на то, что снижение плотности дислокаций в эпитаксиальных слоях, выращенных с использованием пористой подложки, существенно улучшает оптические свойства этих слоев.

#### ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ:

1. Проведено исследование поведения дефектно-примесной структуры твердых растворов  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  в широком диапазоне составов ( $0.2 < x < 0.6$ ) и уровней легирования ( $10^{16} - 10^{21} \text{ см}^{-3}$ ). Впервые экспериментально установлено, что при легировании  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  индием и встраивании его атомов в металлическую подрешетку происходит замещение не только атомов ртути, но и кадмия. Показано, что снижение степени электрической активности индия по мере увеличения его концентрации обусловлено электрохимическим взаимодействием атомов индия с системой точечных дефектов и носителей заряда, приводящим к компенсации примесных атомов собственными дефектами акцепторной природы (вакансиями), генерируемыми при легировании. Эффект генерации вакансий имеет следствием установление концентрационной зависимости коэффициента диффузии индия, диффундирующего по вакансионному механизму.
2. Установлено, что низкоэнергетическая ионная обработка вакансионно- и примесно-легированных монокристаллов и эпитаксиальных слоев  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$   $p$ -типа проводимости с дозами  $10^{16} - 10^{18} \text{ см}^{-2}$  вызывает эффект конверсии типа проводимости, обусловленный взаимодействием генерируемых при травлении собственных дефектов (межузельных атомов ртути) с дефектно-примесной системой кристалла. Глубина конверсии определяется параметрами обработки и исходного кристалла.
3. Показано, что в вакансионно-легированных твердых растворах  $p$ - $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  конверсия происходит за счет аннигиляции генерируемых при ионном травлении межузельных атомов ртути с ее вакансиями. Такой же процесс



аннигиляции имеет место и в образцах  $Cd_xHg_{1-x}Te$  исходного  $n$ -типа проводимости; при этом уникальный характер возникающих условий взаимодействия дефектов позволяет получать материал с рекордно низкой степенью компенсации за счет практически полного залечивания компенсирующих собственных дефектов акцепторной природы (вакансий ртути), недостижимого в условиях отжига кристаллов в ее парах.

4. Установлено, что в примесно–легированном  $Cd_xHg_{1-x}Te$  конверсия типа проводимости низкоэнергетической ионной обработкой происходит за счет взаимодействия генерируемых межузельных атомов с атомами примеси. Характер этого взаимодействия определяется положением примесного атома в решетке. Так, в кристаллах, легированных примесями V группы (As, Sb), замещающими атомы халькогена, атомы межузельной ртути образуют с примесными атомами донорные комплексы типа  $Hg_I^{\bullet\bullet} X'_{Te}$ . В кристаллах, легированных примесями I группы (Au, Ag), замещающими атомы металла, атомы межузельной ртути выталкивают примесные атомы в междоузлия, где они становятся донорами.
5. Показано, что электрические свойства примесно–легированных твердых растворов  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , конвертированных из  $p$ - в  $n$ -тип, нестабильны и релаксируют при комнатной температуре. Релаксация связана с перестройкой дефектно-примесной системы, происходящей в условиях прекращения пересыщения кристалла атомами межузельной ртути. Релаксация при комнатной температуре не приводит к ре-конверсии типа проводимости обратно в  $p$ -тип, однако такая ре-конверсия возможна при изохронном отжиге конвертированного материала, при этом механизмы релаксации при комнатной температуре и при изохронном отжиге могут отличаться.
6. Показано, что низкоэнергетическая ионная обработка твердых растворов  $Cd_xHg_{1-x}Te$  является эффективным инструментом исследования дефектно-примесной структуры материала за счет имеющего место в ходе ионного травления избирательного взаимодействия отдельных дефектов, происходящего в сильно неравновесных условиях (гигантском пересыщении кристалла атомами межузельной ртути). Так, с использованием низкоэнергетической

ионной обработки отожженных кристаллов  $Cd_xHg_{1-x}Te$  показано, что генерация вакансий, происходящая во время отжига этих кристаллов, сопровождается генерацией атомов антиструктурного теллура, выступающих в роли компенсирующих центров.

7. Установлено, что в пористом карбиде кремния, изготовленном анодизацией SiC в условиях, сохраняющих стехиометрию и монокристаллическую структуру исходного материала, первичной пористой структурой, формирующейся непосредственно вследствие анодизации, является нанопористая структура с диаметром каналов пор в несколько десятков нанометров. Образование этой структуры происходит по вакансионно-диффузионному механизму. Формирование других типов структуры (микропористой, смешанного типа, и т.п.) происходит вследствие огрубления первичной пористой структуры.
8. Продемонстрировано, что пористая структура в широкозонных полупроводниках является эффективной средой для низкотемпературной ( $T=1000-1200$  °С, что на  $500-1000$  °С ниже обычной температуры диффузионного легирования SiC) диффузии примесей и собственных дефектов. Это позволяет путем управления концентрацией дефектов и примесей получать материал с заданными электрическими свойствами при меньших энергетических затратах. Так, легированием пористого SiC ванадием и изменением стехиометрии при отжиге материала с нанесенной на поверхность пленкой оксида кремния получен материал с полуизолирующими свойствами (удельным сопротивлением до  $10^{12}$  Ом·см). Кроме того, показано, что пористая структура подложки SiC позволяет осуществлять эффективное автолегирование растущего на ней эпитаксиального слоя GaN.
9. Показано, что при анодизации напряженных гетероструктур GaN/SiC характер формирования пористой структуры и ее тип определяется уровнем и знаком остаточных напряжений гетероструктуры.
10. Обнаружено, что пористые GaN/SiC структуры обладают выраженной фоточувствительностью в диапазоне длин волн 365–440 нм, обусловленной эффектом фотомодуляции проводимости и показано, что данный эффект вызван возникновением поверхностных состояний на гетерогранице.

11. Установлено, что трансформация пористой структуры карбида кремния, происходящая в процессе выращивания напряженных гетероструктур GaN/SiC, позволяет эффективно понижать упругую энергию гетероструктуры. Это создает условия для реализации альтернативного, по сравнению с генерацией дислокаций несоответствия, механизма релаксации напряжений в растущем эпитаксиальном слое, и позволяет выращивать гетерослой нитрида галлия с пониженной плотностью проникающих дислокаций. В таких слоях наблюдается снижение концентрации центров безызлучательной рекомбинации, а примеси и дефекты проявляют большую оптическую активность по сравнению со слоями, выращенными на непористой подложке.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1. В.В. Богобаящий, И.И. Ижнин, М. Поцяск, К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский, Конверсия типа проводимости при ионном травлении узкощелевых монокристаллов HgCdTe, легированных Au и Ag, ФТП, Т. 41, В. 7, С. 826–831 (2007).
2. В.И. Иванов-Омский, Н.Л. Баженов, К.Д. Мынбаев, В.А. Смирнов, В.С. Варавин, А.А. Бабенко, Д.Г. Икусов, Г.Ю. Сидоров, Фотолуминесценция в области длин волн 1.5–1.8 мкм пленок HgCdTe, полученных молекулярно-пучковой эпитаксией, Письма ЖТФ, Т. 33, В. 11, С. 45–51 (2007).
3. К.Д. Мынбаев, М.Г. Мынбаева, А.С. Зубрилов, Н.В. Середова, Люминесцентные свойства эпитаксиальных слоев и гетероструктур на основе GaN, выращенных на подложках пористого SiC, Письма ЖТФ, Т. 33, В. 2, С. 74–79 (2007).
4. M. Mynbaeva, A. Sitnikova, A. Tregubova, K. Mynbaev, HVPE GaN growth on porous SiC with closed surface porosity, J. Cryst. Growth, V. 303, No. 2, PP. 472–479 (2007).
5. I.I. Izhnin, V.V. Bogoboyashchyu, A.P. Vlasov, K.D. Mynbaev, M. Pociask, Relaxation of electrical properties of epitaxial  $Cd_xHg_{1-x}Te$ : As(Sb) layers converted into n-type by ion milling, Proc. SPIE, V. 6636, DOI: 10.1117/12.742604 (2007).
6. V.I. Ivanov–Omskii, K.D. Mynbaev, N.L. Bazhenov, V.A. Smirnov, V.S. Varavin, A.A. Babenko, D.G. Ikusov, G.Yu. Sidorov, Photoluminescence from MBE-grown HgCdTe films in the short infrared range, Proceed. of 15th Int. Symp. “Nanostructures: Physics and Technology”, Novosibirsk, Russia, June 25–29 2007. PP. 176–177.
7. М.Г. Мынбаева, О.В. Константинов, К.Д. Мынбаев, А.Е. Романов, А.А. Ситникова, Механизм релаксации напряжений несоответствия при эпитаксиальном росте GaN на пористом SiC, Письма ЖТФ, Т. 32. В. 23. С. 25–31 (2006).
8. V.V. Bogoboyashchyu, I.I. Izhnin, K.D. Mynbaev, M. Pociask, A.P. Vlasov,

- Relaxation of electrical properties of n-type layers formed by ion milling in epitaxial HgCdTe doped with V-group acceptors, *Semicond. Sci. Technol.*, V. 21, No. 8, PP. 1144–1149 (2006).
9. V.V. Bogoboyashchyu, I.I. Izhnin, K.D. Mynbaev, The nature of the compositional dependence of p–n junction depth in ion-milled p-HgCdTe, *Semicond. Sci. Technol.*, V. 21, No. 2, PP. 116–123 (2006).
  10. К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов–Омский, Легирование эпитаксиальных слоев и гетероструктур на основе HgCdTe (Обзор), *ФТП*, Т. 40, В. 1, С. 3–22 (2006).
  11. I.I. Izhnin, V.V. Bogoboyashchyu, K.R. Kurbanov, K.D. Mynbaev, V.M. Ryabikov, Effect of internal electrical field on compositional dependence of p-n junction depth in ion milled p-Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub> Te, *Semicond. Physics, Quantum Electronics and Optoelectronics*, V. 8, No. 1, PP. 52–58 (2005).
  12. М.Г. Мынбаева, Д.А. Бауман, К.Д. Мынбаев, К вопросу о роли вакансий в образовании пор при анодизации SiC, *ФТТ*, Т. 47, В. 9, С. 1571–1577 (2005).
  13. М. Мynbaeva, A. Lavrent'ev, I. Kotousova, A. Volkova, K. Mynbaev, A. Lebedev, Current Limitations in Porous SiC Applications, *Mater. Sci. Forum*, Vols. 483–485, PP. 269–272 (2005).
  14. M.G. Mynbaeva, K.D. Mynbaev, A. Sarua, M. Kuball, Porous GaN/SiC Templates for Homoepitaxial Growth: Effect of the Built-in Stress on the Formation of Porous Structures, *Semicond. Sci. Technol.*, V. 20, No. 1, PP. 50–55 (2005).
  15. Л.П. Казакова, М.Г. Мынбаева, К.Д. Мынбаев, Дрейфовая подвижность носителей заряда в пористом карбиде кремния, *ФТП*, Т. 38, В. 9, С. 1118–1120 (2004).
  16. K.D. Mynbaev, V.I. Ivanov-Omskii, Modification of HgCdTe and related materials by ion-beam treatment, *J. All. Comp.*, V. 371, PP.153–156 (2004).
  17. К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский, Модифицирование свойств HgCdTe низкоэнергетичными ионами (Обзор), *ФТП*, Т. 37, В. 10, С. 1153–1178 (2003).
  18. К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский, Дефектообразование в твердых растворах теллуридов кадмия-ртути при сильном легировании индием, *Письма ЖТФ*, Т. 29, В. 15, С. 87–94 (2003).
  19. M.G. Mynbaeva, K.D. Mynbaev, V.A. Ivantsov, A.A. Lavrent'ev, B.A. Grayson, J.T. Wolan, Semi-insulating porous SiC substrates, *Semicond. Sci. Technol.* V. 18, No. 6, PP. 602–606 (2003).
  20. М. Мynbaeva, N. Kuznetsov, A. Lavrent'ev, K. Mynbaev, J.T. Wolan, B. Grayson, V. Ivantsov, A. Syrkin, A. Fomin, S.E. Sadow, Porous SiC: New Applications Through In- and Out- Dopant Diffusion, *Mater. Sci. Forum*, Vols. 433–436, PP. 657–660 (2003).
  21. М.Г. Мынбаева, А.А. Лаврентьев, А.В. Фомин, К.Д. Мынбаев, А.А. Лебедев, Диффузия магния из подложек пористого карбида кремния при автолегировании эпитаксиальных слоев нитрида галлия, *Письма ЖТФ*, Т. 29, В. 11, С. 72–78 (2003).
  22. М.Г. Мынбаева, А.А. Лаврентьев, Н.И. Кузнецов, А.Н. Кузнецов, К.Д. Мынбаев, А.А. Лебедев, Полуизолирующие слои карбида кремния, полученные диффузией ванадия в пористый SiC, *ФТП*, Т. 37, В. 5, С. 612–615 (2003).
  23. К.Д. Мынбаев, Н.Л. Баженов, В.А. Смирнов, В.И. Иванов-Омский, Модифицирование свойств CdHgTe и ZnCdHgTe обработкой

- низкоэнергетичными ионами, Письма ЖТФ, Т. 28, В. 22, С. 64–69 (2002).
24. М. Мынбаева, N. Bazhenov, K. Mynbaev, V. Evstropov, S.E. Sadow, Y. Koshka, Y. Melnik, Photoconductivity in Porous GaN Layers, phys. stat. sol. (b) V. 228, No. 2, PP. 589–592 (2001).
  25. М. Мынбаева, S.E. Sadow, G. Melnychuk, I. Nikitina, M. Scheglov, A. Sitnikova, N. Kuznetsov, K. Mynbaev, V. Dmitriev, Chemical vapor deposition of 4H-SiC epitaxial layers on porous SiC substrates, Appl. Phys. Lett., V. 78, No. 1, PP. 117–119 (2001).
  26. М. Мынбаева, N.S. Savkina, A.S. Tregubova, M.P. Sheglov, A.A. Lebedev, A. Zubrilov, A. Titkov, A. Kryzanovski, K. Mynbaev, N. Seredova, D. Tsvetkov, S. Stepanov, A. Cherenkov, I. Kotousova, V.A. Dmitriev, Growth of SiC and GaN on Porous Buffer Layers, Mater. Sci. Forum, Vols. 338–342, PP. 225–228 (2000).
  27. М. Мынбаева, A. Titkov, A. Kryzhanovski, V. Ratnikov, K. Mynbaev, R.Laiho, H. Huhtinen, V.A. Dmitriev, Structural characterization and strain relaxation in porous GaN layers, Appl. Phys. Lett., V. 76, No. 10, PP. 1113–1115 (2000).
  28. М. Мынбаева, A. Titkov, A. Kryzhanovskii, A. Zubrilov, V. Ratnikov, V. Davydov, N. Kuznetsov, K. Mynbaev, S. Stepanov, A. Cherenkov, I. Kotousova, D. Tsvetkov, V. Dmitriev, GaN and AlN layers grown by nano epitaxial overgrowth technique on porous substrates, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., V. 595, W2.7.1 (2000).
  29. М. Мынбаева, A. Titkov, A. Kryzhanovski, I. Kotousova, A.S. Zubrilov, V.V. Ratnikov, V.Yu. Davydov, N.I. Kuznetsov, K. Mynbaev, D.V. Tsvetkov, S. Stepanov, A. Cherenkov, V.A. Dmitriev, Strain relaxation in GaN layers grown on porous GaN sublayers, MRS Internet J. Nitride Semicond. Res., V. 4, 14 (1999).
  30. M.G. Мынбаева, Yu.V. Melnik, A.K. Kryzanovskii, K.D. Mynbaev, Wet Chemical Etching of GaN in  $H_3PO_4$  with Al Ions, Electrochemical and Solid-State Letters, V. 2, No. 8, PP. 430–433 (1999).
  31. V.I. Ivanov-Omskii, K.E. Mironov, K.D. Mynbaev,  $Hg_{1-x}Cd_xTe$  doping by ion-beam treatment, Semicond. Sci. Technol. V. 8, No. 5, PP. 634–637 (1993).
  32. Н.Л. Баженов, С.И. Гасанов, В.И. Иванов-Омский, К.Е. Миронов, К.Д. Мынбаев, Темновые токи в  $p-n$  переходах, созданных ионно-лучевым травлением на кристаллах  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , ФТП, Т. 25, В. 12, С. 612–615 (1991).
  33. В.И. Иванов-Омский, К.Е. Миронов, К.Д. Мынбаев, В.В. Богобоящий, Изменение дефектной структуры  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , ФТП, Т. 25, В. 8, С. 1423–1428 (1991).
  34. В.И. Иванов-Омский, К.Е. Миронов, К.Д. Мынбаев, Электрофизические свойства  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , подвергнутого ионно-лучевому травлению, ФТП, Т. 24, В. 12, С. 2222–2224 (1990).
  35. К.Е. Миронов, В.И. Иванов-Омский, К.Д. Мынбаев, Диффузия индия в эпитаксиальных слоях  $Cd_xHg_{1-x}Te$ , ФТП, Т. 24, В. 3, С. 582–585 (1990).

Цитируемая литература:

- A1. Vydyanath H.R. Defects in Semiconducting  $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$  Alloys. II. Defect Structure of Indium-Doped  $\text{Hg}_{0.8}\text{Cd}_{0.2}\text{Te}$  // J. Electrochem. Soc. 1981. V. 128. No. 12. PP. 2619–2625.
- A2. Blackman M.V., Charlton D.E., Jenner M.D., Purdy D.R., Wotherspoon J.T.M., Elliott C.T., White A.M. Type conversion in  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  by ion beam treatment // Electronic Letters. 1987. V. 23. No. 19. PP. 978–979.
- A3. Богобоющийся В.В., Ижнин И.И. Механизм образования источника диффузии ртути в  $p\text{-Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$  при ионно-лучевом травлении // Прикладная физика. 2003. В. 6. С. 120–125.
- A4. Shaw D. The incorporation and diffusivity of As in  $\text{Hg}_{0.8}\text{Cd}_{0.2}\text{Te}$  // Semicond. Sci. Technol. 2000. V. 15. No. 9. PP. 911–919.
- A5. Konstantinov A.O., Harris C.I., Janzen E. Electrical Properties and Formation Mechanism of Porous Silicon Carbide // Appl. Phys. Lett. 1994. V. 65. No. 21. PP. 2699–2701.
- A6. Schmelzer J., Möller J., Slezov V.V., Gutzow I., Pascova R. Ostwald ripening in porous materials // Quimica Nova. 1998. V. 21. No. 4. PP. 529–533.
- A7. Vodakov Yu. A., Mokhov E.N. Point Defects in Silicon Carbide // Inst. Phys. Conf. Ser. 1994. No. 137. Ch. 3. PP. 197–206.
- A8. Лебедев А.А. Центры с глубокими уровнями в карбиде кремния // ФТП. 1999. Т. 33. В. 2. С. 129–155.
- A9. Sheu J.K., Chi G.C. The Doping Process and Dopant Characteristics of GaN // J. Phys.: Condens. Matter. 2002. V. 14. P. R657–R702.
- A10. Мохов Е.Н., Водаков Ю.А., Ломакина Г.А. Проблемы управляемого получения легированных структур на базе карбида кремния. В сб.: Проблемы физики и технологии широкозонных полупроводников (Л., Изд-во ЛИЯФ, 1980). С. 136–149.
- A11. Garrido J.A., Monroy E., Izpura I., Munos E. Photoconductive Gain Modeling of GaN Photodetectors // Semicond. Sci. Technol. 1998. V. 13. P. 563–568.
- A12. Luryi S., Suhir E. New approach to the high quality epitaxial growth of lattice-mismatched materials // Appl. Phys. Lett. 1986. V. 49. No. 3. PP. 140–142.
- A13. Nakamura S., Fasol G. The Blue Laser Diode. Berlin: Springer, 1997. P. 177.