

**НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ
ИНСТИТУТ ХИМИИ ПОВЕРХНОСТИ**

На правах рукописи
УДК 539.219.1: 539.211]: 621.793

ВАСИЛЕНКО Николай Дмитриевич

**ОБЪЕМНЫЕ НЕОДНОРОДНОСТИ В
ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУРАХ НА ОСНОВЕ
КРЕМНИЯ И СОЕДИНЕНИЙ A^3B^5**

02.00.18 - химия, физика и технология поверхности
01.04.10 - физика полупроводников и диэлектриков

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
доктора физико-математических наук

Киев 1994

Диссертация в виде рукописи

Работа выполнена в Одесском госуниверситете им. И.И.Мечникова

Официальные оппоненты:

доктор физико-математических наук, профессор,

член-корреспондент НАН Украины

Наумовец Антон Григорьевич

доктор физико-математических наук

Гречко Леопид Григорьевич,

доктор физико-математических наук

Ширшов Юрий Михайлович

Ведущая организация:

Киевский университет им. Тараса Шевченко

Защита состоится 22 декабря 1994 г. в 14. часов на заседании специализированного ученого совета Д.016.62.01 в МНТК "Химия поверхности" НАН Украины (252022, Киев - 22, пр.Науки, 31).

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Института химии поверхности НАН Украины (252022, Киев - 22, пр.Науки, 31).

Автореферат разослан 21 ноября 1994 г.

Ученый секретарь
специализированного ученого совета

Г.П. Приходько

Приходько Г.П.

ЛННБ України ім.В.Стефаника



00777313 (S)

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Объемные неоднородности охватывают большие объемы внутри композиционных систем и в областях, прилегающих к границам раздела слоев, играя важную роль в формировании самой структуры и ее свойств. Несомненно, что в этой связи представляют интерес эпитаксиальные структуры монокристаллических полупроводниковых материалов, к которым предъявляются достаточно жесткие требования по содержанию и распределению в них примесей и дефектов и которые долгое время считались почти "идеальными системами". Из полупроводников наиболее используемыми остаются структуры на основе кремния и соединений A^3B^5 , области применения и производство которых намного превосходят все остальные полупроводниковые материалы вместе взятые. Параметры, а также надежность и долговечность изготовленных приборов во многом определяются микро- и макродефектами в исходных структурах; процессами на границах раздела фаз при формировании и последующем использовании структур и готовых приборов. Традиционно сложилось, что основное внимание исследователи уделяли изучению микродефектов: дислокаций, точечных дефектов, их ансамблей и микронапряжений. В то же время макродефекты оказались наименее изученными. В первую очередь, это относится к объемным неоднородностям, которые можно разделить на две большие группы - когерентные (КН) и некогерентные (НК) неоднородности, которые отличаются допустимой величиной рассогласования параметра решетки и кристаллической структурой сопрягающихся материалов. КН будут проявляться в виде внутренних механических напряжений (ВМН), а НК - в виде включений другого вещества в объеме кристалла с отличающейся кристаллической структурой. К началу постановки работы из объемных неоднородностей относительно хорошо изученными были только примесные НК в сильнолегированных полупроводниках (Si, GaAs). Практически оставались не

исследованными КН в виде ВМН в структурах соединений A^3B^5 , отсутствовали данные о существовании НН в виде микровключений компонента A^3 в монокристаллах соединений A^3B^5 и раствора-расплава в эпитаксиальных структурах.

Проблема объемных неоднородностей приобрела исключительное значение в связи с развитием технологии получения монокристаллов соединений A^3B^5 большого диаметра, интенсивным поиском возможностей уменьшения деградации гомо- и гетероструктур, созданием новых типов приборов, необходимостью повышать выход годного. Весьма показательной в этом отношении оказалась интегральная микроэлектроника на арсениде галлия, когда, несмотря на колоссальные затраченные усилия и средства, по причине одностороннего подхода так и не удалось решить проблему ни на качественном, ни на количественном уровне. Кроме того, этому способствовало отсутствие приемлемого стандартного оборудования и методик для изучения объемных неоднородностей. Таким образом, развитие исследований в рассматриваемой области является актуальным и необходимым.

Область применения полученных результатов - материаловедение гетерогенных систем; технология структур кремния и соединений A^3B^5 , а также технология и надежность приборов на их основе.

Задачи исследования включали комплексные исследования объемных неоднородностей, создание на этой основе нового оборудования и методик для их изучения и контроля, а также изучение влияния неоднородностей на электрофизические свойства структур соединений A^3B^5 и кремния. В случае кремния рассматривались только структуры, полученные ЖФЭ, в практическом применении которых НН играют определяющую роль. В целом эти проблемы и определили направление и развитие исследований, положенных в основу диссертации.

Целью работы явилось комплексное исследование объемных неоднородностей в структурах кремния и соединений A^3B^5 и разработка

методов их диагностики, изучение влияния этих неоднородностей на электрофизические характеристики структур, выявление закономерностей их генезиса и динамики для создания новых технологий выращивания кристаллов и получения структур с улучшенными параметрами.

Для достижения поставленной цели были выполнены следующие работы:

- ☑ разработано новое экспериментальное оборудование и созданы новые методики для выявления объемных КН и НН в структурах соединений A^3B^5 и кремния;
- ☑ на большом количестве образцов, выращенных как в лабораторных, так и в промышленных условиях, проведены систематические экспериментальные исследования неоднородностей в подложках и в слоях с привлечением разработанных и стандартных методов;
- ☑ выполнен теоретический анализ процессов образования неоднородностей в объемных монокристаллах, гомо- и гетероструктурах соединений A^3B^5 , а также расчеты по влиянию неоднородностей на электрические и люминесцентные свойства структур;
- ☑ созданы модели для определения различными методами параметров неоднородностей;
- ☑ изучены электрические, фотолюминесцентные, механические и структурные свойства различных гомо- и гетероструктур, а также характеристики созданных на их основе макетов полупроводниковых приборов;
- ☑ разработаны новые способы выращивания гомо- и гетероэпитаксиальных структур с использованием конкретных технологических приемов, наборов одно- и двухкомпонентных (смесальных) растворителей (Ga, In, Pb, Sn, Bi), амфотерных примесей и редкоземельных элементов (РЗЗ), а также способы обработки подложек.

Научная новизна результатов состоит в следующем:

1. Впервые показано, что КН и их распределение в эпитаксиальных структурах соединений A^3B^5 зависят от обработки и ориентации поверхности подложек, условий выращивания и степени легирования слоев, взаимодействия КН и НН.

2. Впервые с помощью разработанных методов выявлен и изучен принципиально новый тип дефектов в эпитаксиальных слоях, выращенных ЖФЭ и ГФЭ, - НН в виде легкоплавких металлических микровключений раствора-расплава и атомов A^3 . Созданы методы расчета параметров таких НН и выявлена природа их образования.

3. Впервые на примере арсенида галлия установлены общие закономерности дефектообразования в эпитаксиальных слоях при использовании различных растворителей. Для существенного улучшения характеристик приборов и их надежности предложена частичная или полная замена галлия более тугоплавкими растворителями (Pb, Sn, Bi).

4. Впервые обнаружены НН в виде собственного компонента A^3 в монокристаллах соединений A^3B^5 , выращенных по методу Чохральского. Создана теоретическая модель и на основе расчетных и экспериментальных исследований установлены закономерности образования таких неоднородностей. Предложены способы уменьшения их объемной доли в монокристаллах большого диаметра. Впервые на примере арсенида галлия изучена динамика неоднородностей такого типа и разработаны способы обработок пластин, позволяющие удалять НН из объема кристалла.

5. Впервые выявлены и изучены особенности образования и распределения КН в резких и плавных гетероструктурах и показана возможность получения малонапряженных гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$ и $Al_xGa_{1-x}As - GaP$. Предложены способы получения гетероструктур $GaP-Si$ и

GaAs-Si с достаточно высоким структурным совершенством и минимальными величинами КН.

6. Впервые детально изучено влияние КН в слоях гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$, $Al_xGa_{1-x}As - GaAs - GaP$ на спектры фотолюминесценции (ФЛ) и величину внешнего квантового выхода излучения в аналогичных *p-n* структурах. Показано, как в варизонных слоях $Al_xGa_{1-x}As$ КН уменьшают диффузионную длину неосновных носителей заряда и влияют на процессы безызлучательной рекомбинации.

7. Экспериментально обнаружено и теоретически обосновано влияние НН в легированных слоях *GaAs* на коэффициенты Холла и его полевые зависимости. Показано, как объемная доля этих неоднородностей влияет на эффективный коэффициент Холла, Холл-фактор, поперечное и продольное магнетосопротивление.

8. Теоретически обоснован и изготовлен макет прибора, принцип действия которого позволяет использовать эффект КН на границе раздела гетероперехода *GaAs-Si* для создания эффективного элемента памяти, работающий без внешнего источника питания. Впервые выявлена и доказана возможность использования *GaAs* и *InP* с НН как системы с внутренними барьерами Шоттки, обеспечивающими долговременную релаксацию зарядового состояния.

9. Впервые при изучении физико-химических и физико-механических свойств *Si* и *GaAs* в процессах ЖФЭ установлен ряд закономерностей, определяющих условия получения структур с высокими электрическими и прочностными характеристиками.

На защиту выносятся следующие положения:

1. Величина и распределение КН в эпитаксиальных гомо- и гетероструктурах соединений A^3B^5 зависят от размерных параметров, ориентации и обработки поверхности подложек, использованных растворителей, условий выращивания и степени легирования слоев. В плавных гетероструктурах $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$, $Al_xGa_{1-x}As - GaP$ независимо от градиента состава величина КН в два-семь раз меньше, чем в резких; причем в слоях с положительным градиентом состава она минимальна.

2. Образование НН в кристаллах соединений A^3B^5 связано с распадом пересыщенного матричным металлом твердого раствора при охлаждении кристалла после выращивания, который происходит в три стадии, а параметры неоднородностей определяются асимптотическим распределением коалесцирующих по брουνсовскому механизму зародышей. Вероятность образования, размеры и объемная доля НН в кристаллах, выращенных по Чохральскому, увеличивается в ряду соединений $InSb - GaSb - InAs - GaAs - InP - GaP$. Введение примесей в кристалл существенно влияет на средние размеры и концентрацию неоднородностей, не изменяя при этом их объемной доли.

3. В типичных совершенных монокристаллах и эпитаксиальных слоях соединений A^3B^5 , получаемых в промышленных и лабораторных условиях, выявлен и изучен новый характерный тип дефектов - НН в виде микровключений металла 3-й группы или раствора-расплава, которые обнаруживаются при исследовании температурных зависимостей ВМН, микротвердости, диэлектрической проницаемости, внутреннего трения при температурах близких к температурам плавления компонента 3-й группы или металла-растворителя, в виде характерных, скачкообразных изменений на кривых, обусловленных фазовым переходом при плавлении (кристаллизации) металла в неоднородностях и позволяющих определять их объемную долю. При наличии вокруг НН переходного низкопроводящего слоя скорость

электротермомиграции жидких НН в *GaAs* уменьшается на 3-4 порядка. Присутствие в НН примесей и оболочек с низкой проводимостью повышает температуру фазового перехода и расширяет температурный диапазон плавления неоднородности. В слоях *GaAs* из-за присутствия НН наблюдается аномальное поведение коэффициента Холла: его возрастания с увеличением напряженности магнитного поля.

4. Изучение релаксационно-накопительных процессов на КН позволило создать фотогетеродиод на основе системы *GaAs-Si*, способный накапливать и запоминать управляющие сигналы без внешних источников питания. НН в монокристаллах *GaAs* и *InP* являются системой с внутренними барьерами Шоттки, обеспечивающими долговременную релаксацию зарядового состояния.

5. Жидкометаллические неоднородности в структурах являются адсорбционно-активным веществом внутри кристалла, ухудшая при этом его прочностные свойства. Механическая прочность структур кремния n- и p-типов проводимости, выращенных ЖФЭ, в результате исследований и предложенных обработок увеличилась более, чем на порядок и стала приемлемой для изготовления полупроводниковых приборов.

6. Величины КН и НН, а также плотность дислокаций в эпитаксиальных слоях *GaAs*, выращенных ЖФЭ из различных растворов-расплавов, уменьшаются при переходе к использованным растворителям в последовательности $In \rightarrow Ga \rightarrow Pb \rightarrow Sn \rightarrow Bi$. Варьируя составом раствора-расплава, возможно контролировать величину КН и НН в слоях, а также температуру инверсии при легировании слоев амфотерными примесями. Увеличение содержания индия в жидкой фазе при выращивании слоев $Al_xGa_{1-x}As$ из раствора в расплаве *Ga-In* позволяет управлять распределением твердого раствора, а также получать структуры, отделяемые от подложки.

7. Гадолиний, обладая максимальной геттерирующей способностью из РЗЭ применительно к ЖФЭ *GaAs*, влияет на величины КН и НН в слоях. При $x_{Ga}^I \approx 0,09 - 0,1$ ат.% в зависимости от температуры начала эпитаксии

происходит инверсия типа проводимости $n\text{-GaAs}$ в p -тип. При введении в раствор-расплав арсенида галлия в висмуте добавки Gd в количестве 0,3-0,7 ат.% и проведении эпитаксиального наращивания при температуре ниже инверсии типа проводимости кристаллизуются слои $p\text{-GaAs}$ с подвижностью дырок $\mu > 400 \text{ см}^2/\text{В}$ с при $p \approx (1-2)10^{15} \text{ см}^{-3}$, а концентрация НН в таких слоях на несколько порядков меньше, чем $n\text{-GaAs}$. При введении иттербия в расплав галлия при эпитаксии $n\text{-GaP}$ в слоях образуются НН увеличенного размера $\approx 1 \text{ мкм}$, которые обладают геттерирующими свойствами.

В результате разработано новое актуальное научное направление - полупроводниковые материалы с объемными неоднородностями как гетерогенные системы. Полученные результаты являют собой значительный вклад в физику реальных поверхностей и существенно развивают, расширяют и уточняют представления о процессах деформирования и формировании свойств структур кремния и соединений A^3B^5 , что позволило оптимизировать их структурные, электрофизические и механические свойства и создать новые технологии.

Работа выполнена в соответствии с планами научных исследований Минобразования, НАН, ГКНТ Украины, а также с планами Минцветмета, Минэлектромаша, Минпромвязи бывшего СССР при непосредственном участии в проектах и программах автора диссертации.

Практическая значимость результатов работы состоит в том, что были разработаны методы выявления объемных неоднородностей в эпитаксиальных структурах соединений A^3B^5 , выявлены и сформулированы основные закономерности их генезиса и динамики. Результаты исследований положены в основу разработанных и внедренных на Светловодском заводе чистых металлов высокопроизводительных технологий получения эпитаксиальных омо- и гетероструктур. Методы и методики выявления НН в виде легколавких металлических микровключений внедрены и использовались на Светловодском заводе чистых металлов, Минском НИИ радиоматериалов, ННЦ ХФТИ

(г.Харьков), НИИ "Полюс" (г.Москва), НПО "Пульсар" (г.Москва), НИИ полупроводниковых приборов (г.Томск).

Личный вклад автора. В диссертационной работе обобщены результаты исследований, выполненных автором лично или с сотрудниками, которые работали под его научным руководством. Личный вклад автора в получение научных результатов, лежащих в основе защищаемых в диссертации положений, состоит в следующем: постановка задач, выбор объектов исследований, постановка экспериментальных методик, выполнение экспериментов и измерений или непосредственное руководство ими. Соискателю принадлежит также анализ и теоретическое обобщение всех данных, накопленных в результате проведенных исследований, в том числе и опубликованных совместно с соавторами.

Апробация работы. Материалы диссертационной работы докладывались и обсуждались на следующих бывших Всесоюзных и Международных конференциях: 4 и 6 Всесоюзных совещаниях по арсениду галлия (Томск, 1978, 1987); 4 и 6 Всесоюзных конференциях по физико-химическим основам легирования полупроводниковых материалов (Москва, 1979, 1988); 6 и 10 Международных конференциях по росту кристаллов (Москва, 1980; Сан-Диего, 1992); 6 и 7 Всесоюзных конференциях по процессам роста и синтеза полупроводниковых кристаллов и пленок (Новосибирск, 1982, 1986); 2 и 5 Всесоюзных конференциях "Физические процессы в полупроводниковых гетероструктурах" (Ашхабад, 1978; Калуга 1980); 10 и 12 Всесоюзных конференциях по микроэлектронике (Таганрог, 1982; Тбилиси, 1987); 4 Всесоюзном совещании по старению металлических сплавов (Свердловск, 1984); 4 Всесоюзном совещании "Дефекты структуры в полупроводниках" (Новосибирск, 1984); 1, 2 и 3 Всесоюзных конференциях "Физические основы надежности и деградации полупроводниковых приборов" (Кишинев, 1982, 1986, 1991); 1 Всесоюзной конференции "Физические и физико-химические основы микроэлектроники" (Вильнюс, 1987); Всесоюзной конференции "Физика и

применение контакта металл-полупроводник" (Киев, 1987); 7 Всесоюзной конференции по росту кристаллов (Москва, 1988); 4 Республиканской конференции "Физические методы диагностики и задачах управления качеством и надежностью" (Чернигов, 1989); Координационном совещании стран СЭВ "Оптоэлектроника-89" (Баку, 1989); Всесоюзном совещании "Аморфные полупроводники и диэлектрики на основе кремния в электронике" (Одесса, 1989); Всесоюзном симпозиуме "Акустическая кавитация и проблемы интенсификации технологических процессов" (Одесса, 1989); 5 Международной конференции "Свойства и структура дислокаций в полупроводниках" (Звенигород, 1986); 1 Международной конференции по эпитаксиальному росту кристаллов (Будапешт, 1990); 3 Европейской конференции по росту кристаллов (Будапешт, 1991); Международной конференции "Евросенсоры-7" (Будапешт, 1993); Международной конференции "Высокотемпературная капиллярность" (Смоленце, 1994).

Публикации. Основное содержание диссертации отображено в 38 научных статьях автора, 8 авторских свидетельствах на изобретения, тезисах 40 докладов.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, заключения и списка цитируемой литературы. Она содержит 323 страницы текста, включая 93 иллюстрации, 16 таблиц и библиографию из 262 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность выбранной темы; указана цель и перечислены основные задачи работы; сформулированы научная новизна и основные положения, выносимые на защиту; описаны научное и практическое значения выполненных исследований; рассмотрена связь работы с плановыми заданиями и научными проблемами; отмечено практическое применение результатов и дается апробация работы.

Первая глава диссертации посвящена описанию классификации дефектов с учетом фундаментальных положений физики твердого тела и проведенных автором исследований, рассмотрены объемные дефекты с точки зрения макроеднородностей и когерентности фаз, разработаны и предложены методы исследования объемных когерентных и некогерентных макроеднородностей в структурах кремния и соединений A^3B^5 . Для исследования КН и НН в указанных структурах были разработаны методики, позволяющие их выявлять и изучать, включая проведение количественной оценки.

Проанализированы методы определения КН (ВМН) в эпитаксиальных структурах и показано, что к началу постановки настоящей работы отсутствовали простые и надежные методы измерения величин КН. При разработке методики измерения величин КН предпочтение было отдано поляризационно-оптическому методу, позволяющему с применением сравнительно несложного оборудования измерять КН и их распределение по толщине структур. Метод имеет различные модификации в зависимости от типа применяемого компенсатора. Рассматриваются основные оптические компенсаторы и обосновывается выбор компенсатора Сепармона. Установка для измерения КН была создана на базе микроскопа МИК-4. Четверть-волновая пластинка устанавливается между анализатором и сменным объективом.

Точность установки угла анализатора составляет $0,25^\circ$. Измерения проводят на просвет на образце, через который параллельно границе раздела

слой-подложка пропускается луч света. При этом погрешность измерений составляла 4-10%.

Обсуждены прямые и косвенные методы выявления НН в структурах кремния и соединений A^3B^5 . Проведенные разработки, а также анализ различных методов исследования позволяют утверждать, что для получения достоверной информации о НН необходимо применять несколько методов исследования. Прямые методы имеют существенные ограничения, в то время как косвенные, благодаря своим широким возможностям, позволили получить новые знания о процессах формирования НН и выявить закономерности их влияния на свойства полупроводниковых структур. К косвенным методам, в первую очередь, отнесены диэлектрометрические методы и метод внутреннего трения. Описаны защищенные авторскими свидетельствами способы и устройства, позволяющие эффективно выявлять НН в структурах по диэлектрическим потерям и температурному коэффициенту диэлектрической проницаемости.

Во второй главе представлены результаты комплексных исследований КН в эпитаксиальных гомоструктурах $GaAs$ и GaP и гетероструктурах на их основе, выращенных ЖФЭ из ограниченного объема растворов в расплаве галлия; в структурах $GaAs$, выращенных ГФЭ; а также в гетероструктурах $GaAs-Si$ и $GaP-Si$.

1. Установлено, что соотношение толщин слоя и подложки (d_s/d_n), наличие промежуточных буферных слоев, величина зазора между подложками при выращивании ЖФЭ влияют на величину и распределение КН в гомоэпитаксиальных структурах. Детально исследован характер распределения КН по толщине структур $GaAs$ и GaP , который существенно зависит от состояния поверхности подложек. Так, полировка нерабочей стороны подложки приводит к перераспределению КН в области эпитаксиальной границы, тогда как буферный слой толщиной $d_b \geq 1$ мкм уменьшает величину КН в слое в 1,5 - 2,5 раза. Для выявления влияния обработки поверхности подложек $GaAs$ на

величину КН были изготовлены и изучены гомоструктуры, в которых слои наращивались в одном технологическом процессе на резаные, шлифованные или полированные подложки. Минимальные КН наблюдались в слоях на подложках, шлифованных алмазным кругом АСМ 5-7, максимальные - в слоях на подложках, подвергнутых химико-механической полировке. При этом металлографические исследования с применением селективного травления показали, что плотность дислокаций в слоях практически была одинакова. Только с помощью проекционного травления удалось доказать, что, несмотря на отсутствие внешних признаков, слой *GaAs* наследует дефекты подложки в виде заполированных линий скольжения даже после глубокой химико-механической подложки и в явном виде после шлифовки. Экспериментально выявлено, что КН в слоях зависят от кристаллографической ориентации поверхности структуры. При прочих равных параметрах существует закономерное постоянство $\sigma_c(100) / \sigma_c(111) \approx 1,4 + 1,6$, которое связывалось с зависимостью КН от ретикулярной плотности поверхностных атомов. Из технологических параметров: увеличение температуры в зоне подложки при ГФЭ *GaAs* приводит к значительному уменьшению КН в слоях гомоструктур, а увеличение скорости охлаждения раствора-расплава при ЖФЭ до значений $\geq 1^\circ / \text{мин.}$ ведет к возрастанию КН в слоях в полтора - два раза.

2. Показано, как КН в гомоэпитаксиальных слоях *GaP* и *GaAs* зависят от концентрации легирующих примесей. В слоях *CaP(Te, S)* с ростом концентрации примеси КН увеличиваются линейно и при больших концентрациях наблюдается насыщение, которое связывалось с переходом атомов приме. и в электрически неактивное состояние в виде примесных НН. Величина КН в слоях достигла наибольших значений ($\sigma_c \approx 8,0$ МПа при плотности дислокаций $N_D \approx 10^6 \text{ см}^{-2}$) в случае максимального несогласования параметров решетки слоя и подложки $\Delta a = a_c - a_n$ (слой и подложка соответственно легированы $\text{Te} - N_D \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ и $\text{S} - N_D \sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$). В слоях *GaAs*, легированных *Sb, Si, Te, Zn, Te + Si* наблюдались аналогичные

изменения КН. Однако в слоях $GaAs$ (Te , Sa) с увеличением N_D до $N_D < (1-2) \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ КН уменьшились с последующим возрастанием до насыщения. Впервые установлено, что в гомоэпитаксиальных слоях с $N_D < 10^{14} \text{ см}^{-2}$ и одинаковой концентрацией одной и той же примеси в слое и подложке могут существовать значительные КН ($\sigma_c \approx 10 \text{ МПа}$).

Изучено взаимодействие КН и НН в слоях GaP , легированных азотом путем добавления в расплав галлия мелкодисперсных частиц нитрида галлия в атмосфере водорода с аммиаком. Установлено, что увеличение содержания аммиака в газовой смеси от 0,04 до 0,1 об.% приводит к возрастанию КН и НН в слоях, а при содержании NH_3 более 0,1 об.% - к релаксации КН и образованию мелких трещин. Экспериментально показана зависимость между КН, объемной долей и дисперсностью НН в виде включений GaN , которая подтверждена предложенной моделью, позволившей установить связь между величинами указанных параметров, релаксацией КН и образованием микротрещин в слоях. В свою очередь, это явилось основой для оптимизации технологии изготовления структур фосфида галлия зеленого свечения.

3. КН в гетероструктурах, также как и в гомоструктурах, зависят от условий выращивания, размерных параметров, ориентации подложки, легирования слоя и подложки. Однако гетероструктурам присущи свои принципиальные особенности, связанные с различием $\Delta\alpha$ материалов, сопрягающихся на гетерогранице при температуре эпитаксии, и разностью КТР $\Delta\bar{\alpha} = |\bar{\alpha}_c - \bar{\alpha}_n|$ - слоя и подложки. В связи с созданием технологий выращивания гетероструктур $GaAs - GaP$, $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$, $Al_xGa_{1-x}As - GaP$, $GaP - Si$ и $GaAs - Si$ были проведены комплексные исследования КН в этих системах. Из-за максимальных КН наиболее сложной системой является $GaAs - Si$, в которой расчетные $\sigma_{\Delta\alpha} \approx 500 \text{ МПа}$, а $\sigma_{\Delta\bar{\alpha}} \approx 1600 \text{ МПа}$. В то же время с практической стороны структура $GaAs - Si$ с рекой границей раздела обладает большими возможностями, например, для создания совмещенных оптронов. Проведенные нами исследования и предложенные способы выращивания позволили получить

сплошные, достаточно совершенные слои $GaAs$ на Si с резким гетеропереходом (без создания переходных слоев) методом ЖФЭ. Получены слои с величиной КН $\sigma_c \approx 200$ МПа при $N_s \approx (4-6)10^5 \text{ см}^{-2}$ и $N_s \approx (1-4)10^2 \text{ см}^{-2}$ при отсутствии участков несплошности и линий скольжения. Обсуждены особенности выращивания таких слоев, включая формирование когерентной фазы на границе кристаллизации. Методом паровой конденсации в неравновесных условиях получены также достаточно совершенные слои Si на $GaAs$. Все остальные системы с гетеропереходом с точки зрения практической реализации и когерентности макронеоднородностей являются более простыми. Однако только благодаря знаниям о формировании КН и изучению распределений КН в гетероструктурах удалось получить малонапряженные гетероструктуры $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$ с $N_s \approx (1-2)10^4 \text{ см}^{-2}$. Так, в структурах $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$ с твердым раствором переменного состава величина КН меньше, чем в структурах с равномерным его распределением по толщине слоя и зависит от направления градиента состава твердого раствора. Наблюдаемые изменения величин КН в таких структурах в зависимости от направления и величины градиента состава объясняются при учете зависимости КТР твердого раствора от состава. Предложено для получения гетерослоев с минимальными КН, на подложках из материала, σ_c которого равна или близка к σ_c , но существенно различными КТР $\bar{\alpha}_c$ и $\bar{\alpha}_n$, выращивать буферный слой из твердого раствора переменного состава, КТР которого изменится от значений близких к $\bar{\alpha}_n$, в области, прилегающей к подложке, до значений близких к величине $\bar{\alpha}_c$ в области, прилегающей к слою. Использование таких буферных слоев позволило получить слои $Al_xGa_{1-x}As$ ($\lambda_{\max} \approx 0.6$) с $\sigma_c \approx 20$ МПа, $N_s \approx (1-2)10^4 \text{ см}^{-2}$ и GaP с $\sigma_c \approx 45$ МПа, $N_s \approx (4-5)10^5 \text{ см}^{-2}$ соответственно на подложках $GaAs$ и Si . Возможности получения малонапряженных структур с заданным распределением A' были значительно расширены за счет применения смешанных изовалентных растворителей.

4. На температурных зависимостях величин КН (σ_c) и микротвердости H_p в выращенных на разных растворителях слоях $GaAs$ с высоким морфологическим совершенством и $N_p \leq 5 \cdot 10^8 \text{ см}^{-2}$ обнаружены характерные скачкообразные изменения при температурах близких к температурам плавления соответствующих растворителей (Ga , In , Sb). Эти изменения связаны с фазовым переходом плавление-кристаллизация растворителя, захваченного растущим слоем в виде легкоплавких металлических НН. Гистерезисный характер зависимостей $\sigma_c = f(T)$ связывается с влиянием КН на температуру фазового перехода $T_{пл}^\Phi$, способностью растворителя в НН переохлаждаться, а также с различными фазовыми модификациями материала в НН. Предложена модель, описывающая изменения на зависимостях $\sigma_c = f(T)$. Получены выражения для КН, создаваемых НН, а также величины $\Delta\sigma_{T-T_{пл}^\Phi}$ в точке $T_{пл}^\Phi$ при $T_{пл}^\Phi = T_{пл}^H$. С помощью модели и на основании измерений $\Delta\bar{\sigma}_{T-T_{пл}^H}$ оценена

объемная доля p металлов-растворителей в слоях, выращенных ЖФЭ:

$$p = \frac{3}{4} G \frac{1-\nu}{1-\nu\left(\frac{\rho_H}{\Delta\rho_H}\right)} \cdot \Delta\bar{\sigma}_{T-T_{пл}^H} \quad (1)$$

где $\left(\frac{\rho_H}{\Delta\rho_H}\right)$ - относительное изменение плотности металла при плавлении; G и ν - модуль сдвига и коэффициент Пуассона матрицы соответственно. Как показали расчеты, полученные с помощью (1), $p = 0,05 - 0,09\%$, что приблизительно в полтора-два раза меньше значений полученных из электрических измерений. Однако, если учесть, что размеры ОПЗ, определяемые в последнем случае, больше размеров самих НН, можно говорить о хорошем соответствии с экспериментом. Изучено влияние примесей (Cu, Si) на величину $T_{пл}^\Phi$. Расширение температурного диапазона плавления Ga у некоторых образцов обусловлено присутствием НН, обогащенных примесями, наличием вокруг НН оболочек с низкой проводимостью и ВМН вокруг них. Аналогичные изменения наблюдали в слоях GaP , $Al_xGa_{1-x}As$ и Si , выращенных ЖФЭ, а также слоях $GaAs$, выращенных ГФЭ.

Третья глава посвящена выяснению причин и установлению закономерностей в образовании легкоплавких металлических НН в эпитаксиальном и объемном материале A^3B^5 , обсуждению методов и разработке методик их определения, а также исследованию таких НН с помощью диэлектротрии. Кристаллы A^3B^5 рассматриваются как гетерогенная система, содержащая две более гомогенных фаз, являясь матричной дисперсной системой.

1. В частном случае (для нелегированных слоев $GaAs$) результаты обработки температурных зависимостей подвижности электронов позволили определить радиус $r_p = 0,1-0,2$ мкм и концентрацию $\bar{N}_p \sim 10^{12}$ см⁻³ ОПЗ, связываемой с НН, а аномальный характер зависимости коэффициента Холла от величины магнитного поля H из-за присутствия низкоомной дисперсной фазы - ее объемную долю p . В таких "чистых" слоях $p = 0,5-2,0\%$. В некоторых из них наличие НН подтвердилось при исследовании угольных реплик на сколе слоя с помощью электронной микроскопии. Линейные размеры составляли $\sim 0,2$ мкм, а расчет электронограмм, полученных от этих НН в режиме микродифракции, подтвердил наличие галлия в слое. В общем случае для выявления легкоплавких НН предложено использовать методы, основанные на чувствительности свойств материала к фазовому переходу I рода при плавлении НН. К таким методам, кроме исследования температурных зависимостей механических свойств, относится метод низкочастотного внутреннего трения и диэлектротрия. Обсуждены возможности этих методов.

При ЖФЭ закономерным является захват растущим слоем НН в виде раствора-расплава по следующим причинам: наличие отрицательного градиента температуры вблизи фронта кристаллизации, концентрационное переохлаждение и полицентрический характер кристаллизации. При низкотемпературной ГФЭ рост слоя протекает по механизму пар-жидкое-твердое. При этом захват растущим слоем неконтролируемых примесей уменьшается из-за взаимодействия их с жидким галлием, который находится

на кристаллизуемой поверхности, а низкие значения образования зародышей, также как и в ЖФЭ, приводят к полицентрическому росту слоев и образованию галлиевых НН. При высокотемпературной ГФЭ образуются куполообразные дефекты, содержащие повышенную концентрацию галлия. Распад твердого раствора в них, приводит к образованию НН в виде *Ga*.

2. В объемн. х монокристаллах соединений A^3B^5 присутствуют НН в виде собственного компонента A^3 . Предложен способ выращивания монокристаллов *GaAs* большого диаметра, позволяющий устранить технологические причины образования таких НН за счет возможностей принципиально нового теплового узла. Однако существует одна причина образования НН компонента A^3 в монокристаллах A^3B^5 , выращенных по методу Чохральского, которая заложена непосредственно физико-химическими особенностями соединений A^3B^5 . Это распад пересыщенного матричным металлом A^3 твердого раствора при охлаждении кристалла после выращивания, связанный со значительной протяженностью и асимметричностью области гомогенности соединений A^3B^5 при высоких температурах и резко выраженным ретроградным характером растворимости избыточных основных компонентов в соединении. Создана кинетическая модель распада твердых растворов в A^3B^5 и образования НН компонента A^3 , согласно которой процесс происходит в три стадии. Длительность каждой из этих стадий зависит от температуры фазового превращения $T_{\text{фн}}$ и коэффициентов самодиффузии в объеме кристалла и на межфазной границе. Параметры НН определяются асимптотическим распределением в ансамбле коллесирующих по броуновскому механизму зародышей. Вероятность образования, размеры и объемная доля микровключений в монокристаллах, выращенных по Чохральскому, увеличиваются в ряду соединений $InSb \rightarrow GaSb \rightarrow InAs \rightarrow GaAs \rightarrow InP \rightarrow GaP$. При этом наблюдается хорошее согласование расчетных и экспериментальных значений \bar{r}_p и \bar{N}_p .

3. Образование НН компонента A^3 в легированных монокристаллах соединений A^3B^5 имеет свои особенности. На примере $GaAs$ и $InAs$, легированных Sn , Te в широком интервале концентраций, исследовано влияние легирующих примесей 4 и 6 групп на время удвоения среднего радиуса зародышей металлической фазы τ_p и параметры \bar{F}_p и \bar{N}_p . Основными факторами, влияющими на них, являются длительность t_k и температура T_k стадии коалесценции. Последняя полагалась равной $T_{\text{фн}}$ в системе $A^3-A^3B^5$ и определяется в точке пересечения границ области гомогенности с вертикалью соответствующей отклонению от стехиометрического состава кристалла. При введении легирующей примеси, изменяя $T_{\text{фн}}$ и t_k , существенно влияют на вероятность распада по ретроградной схеме, кинетику коалесценции и параметры НН. С ростом концентрации Sn до значений $N_{Sn} \approx 10^{20} \text{ см}^{-3}$ происходит существенное увеличение \bar{F}_p (в 5-10 раз) и одновременное (на два-три порядка) уменьшение N_p . Легирование Te , понижая $T_{\text{фн}}$, приводит к противоположному эффекту. При этом не происходит существенного изменения p образующихся НН.

4. Приведены и обсуждены результаты исследования НН в пластинах и структурах $GaAs$, GaP и InP по температурным зависимостям диэлектрической проницаемости ϵ' , а также частотным зависимостям $\text{tg}\delta$. На кривых $\epsilon' = f(T)$ при температурах близких к температурам плавления G , (In) наблюдались немонотонные характерные изменения, отличные от классической зависимости. Они связываются с плавлением (кристаллизацией) металла в НН. Поскольку $N_p \sim 10^{12} \text{ см}^{-3}$, а $\bar{F}_p \approx 0,1 \text{ мкм}$, суммарная поверхность НН в 1 см^3 составляет $0,1 \text{ м}^2$, а объем $< 2 \cdot 10^{-2} \text{ см}^3$. Естественно, что такое соотношение приводит к преобладанию эффектов поверхностного взаимодействия и расширению интервала плавления G (In). Гистерезис при охлаждении обусловлен дисперсией НН, локальными КН, релаксационными процессами, а площадь его петли может быть использована для оценки величины p . Однако определение p таким способом имеет ряд существенных недостатков. Нами также разработана модель

определения p по значению в точке плавления НН. В результате ее реализации определено, что

$$p = \frac{-\Delta \epsilon' / \epsilon'}{\left(3 - \frac{2}{9} \frac{1-2\nu}{1-\nu}\right) \Delta \rho}, \quad (2)$$

где $\Delta \rho$ - относительное увеличение плотности металла при плавлении (для Ga $\Delta \rho = 0,032$). Полученные оценки для p совпадают по порядку величины с результатами, полученными другими методами.

Изучение зависимостей $\epsilon' = f(T)$ для эпитаксиальных структур ($GaAs$, GaP и InP) доказало закономерный характер наблюдаемых эффектов, а полученные результаты объяснены в рамках разработанной концепции.

В четвертой главе рассмотрена динамика макронеоднородностей и их влияние на электрофизические характеристики эпитаксиальных структур.

1. Описано движение металлических НН в подложечном и эпитаксиальном материале в градиентах механических напряжений и температуры, а также электрическом и магнитном полях. На примере $GaAs$ показано, что движение НН носит сложный характер и определяется, в основном, как переносом мышьяка от одной части НН к другой через саму НН, так и поверхностной диффузией атомов Ga и As на границе раздела. При этом НН будут стремиться принять форму, соответствующую минимуму свободной энергии, т.е. близкую к сферической. Проведенные расчеты показали, что галлиевые НН имели максимальную скорость движения в градиенте температуры. Так, при $\nabla T \approx 10^5$ К/м, $T \approx 10^3$ К их скорость достигает значений $\sim 10^{-7}$ м/с. Таким образом за $t = 10$ час. средний радиус таких НН в $GaAs$ возрастает в $10 \cdot 10^2$ раз. Однако практически они успевают выйти на поверхность кристалла, не достигнув своего критического размера, при котором происходит насыщение процесса коалесценции.

Приведены модели движения металлических НН в электрическом и магнитном полях. Показано, что движение НН заметно проявляется только в случае сильнопроводящих неоднородностей, а сами неоднородности перемеща-

ются вдоль внешнего поля. Проведена оценка скоростей НН в кристаллах $GaAs$ в случае проводящих и диэлектрических неоднородностей. В результате решения задачи о распределении поля, тока и температур в области расплавленных НН получен вывод о том, что при наличии переходных слоев с малой относительно матрицы проводимостью величина градиента температуры в области расплавленной фазы резко уменьшается. Это приводит к значительному уменьшению скорости электротермомиграции расплавленных НН. В $GaAs$, выращенном на кварцевых тиглях, возможно образование вокруг галлиевых НН слоев SiO_2 вследствие взаимодействия кремния и кислорода. При наличии переходного слоя из SiO_2 толщиной 0,01 мкм вокруг галлиевой НН с $r_p \approx 0,1$ мкм скорость электротермомиграции НН уменьшается в 10^4 раз.

2. Приведены и обсуждены результаты исследований влияния КН и НН в слоях $Al_xGa_{1-x}As$ и $GaAs$ на их электрофизические свойства.

КН оказывают воздействие практически на все электрофизические свойства структур. Показано, как КН в гетероструктурах уменьшают интенсивность и внешний квантовый выход излучения и увеличивают полуширину краевой ФЛ слоев. В резких гетероструктурах $Al_xGa_{1-x}As-GaAs$ после удаления подложки КН практически полностью снимались. В слоях с большими значениями градиента состава твердого раствора удаление подложки приводило к появлению КН противоположного знака по сравнению с теми, которые были до ее удаления. В отличие от $Al_xGa_{1-x}As-GaAs$ в гетероструктурах $GaAs-GaP$ после удаления подложки спектр ФЛ слоя сдвигался в противоположную область. Это связано с тем, что в слоях $Al_xGa_{1-x}As$ на подложках $GaAs$, действуют КН сжатия, а в слоях $GaAs$ на подложках GaP - КН растяжения. Внешний квантовый выход η излучения слоев после удаления подложки увеличивался. Так, в слоях структуры $p-Al_{0,32}Ga_{0,68}As-n-GaAs$ величина η после удаления подложки возрастала от 0,8% до 2,2%.

С помощью опытов по введению примесей в $Al_xGa_{1-x}As$ с различными градиентами состава по толщине слоя показано, как КН уменьшают диффузионную длину неосновных носителей заряда в таких твердых растворах. Отмечается, что введение фосфора в $Al_xGa_{1-x}As$ позволяет значительно уменьшить КН ($\sigma_c \leq 7$ МПа) или полностью их устранить. При этом диффузионная длина неосновных носителей заряда увеличивалась приблизительно в полтора раза, а ее зависимость от величины встроенного квазиэлектрического поля уменьшалась.

Наличие в объеме полупроводника сильно проводящих НН приводит к тому, что измеренная эффективная подвижность носителей заряда μ' не соответствует действительной μ , характерной для однородного полупроводника. Проведен расчет зависимостей μ'/μ от концентрации НН в предельных случаях слабых ($\beta \approx 1$) и сильных ($\beta \gg 1$) (β -параметр Холла) магнитных полей. Для $GaAs$ с $\mu \approx 8 \cdot 10^3$ см²/В·с ($T = 300$ К) в поле с $H = 12$ кЭ (соответствует $\beta \approx 1$) фактически получаем $\mu' \approx 10^4$ см²/В·с для образцов, когда $p = 1-2\%$. Измерения полевых зависимостей коэффициента Холла на образцах легированного $GaAs$, выращенного ГФЭ, с параметрами $n = 10^{12} - 10^{14}$ см⁻³ и $\mu > 10^5$ см²/В·с ($T = 77$ К) показывает аномальное поведение $R_H(H)$, когда величина R_H растет с увеличением H . Дан анализ зависимостей Холл-фактора r_H , продольного $\left(\frac{\Delta\rho}{\rho}\right)_H$ и поперечного $\left(\frac{\Delta\rho}{\rho}\right)_\perp$ магнетосопротивления от величины H в промежуточных и сильных магнитных полях для образцов, содержащих проводящие НН от 0,01 до 0,1 объемной доли.

3. Обсуждено влияние НН на деградацию лазерных структур и надежность СВЧ-транзисторов на арсениде галлия в связи с движением НН в активных областях приборных структур, рассмотрены пути улучшения их качества путем различных обработок, а также влияние обработок подложек на ресурсные характеристики приборов.

Проведенные исследования и анализ известных результатов, показали, что жидкометаллические галлиевые НН, находящиеся в активной области слоев, являются одной из основных причин быстрой деградации и отказов приборов в рабочем режиме. Так, доказано, что в гетеролазерах на основе $Al_xGa_{1-x}As-GaAs$ дефекты "темных пятен" прямо связаны с НН, $r_p = 0.1-0.13$ мкм, обогащенными галлием и алюминием. В этой связи во многих случаях для удаления галлиевых (индиевых) НН из объема кристалла необходимо проводить обработку пластин соединений A^3B^5 в градиентах силовых полей.

Предложен и реализован способ обработки пластин $GaAs$ и GaP в градиенте температуры, позволивший улучшить электрофизические и прочностные свойства подложек и структур. Термообработку проводят в градиенте температуры под покровным слоем инактивного вещества, которое наносится на сторону пластин, противоположную направлению градиента температуры. При этом галлиевые НН перемещаются по направлению градиента и собираются на более нагретой поверхности. После проведения отжига и отмычки пластин от инактивного вещества удаляется обогащенный металлическими НН приповерхностный слой шлифовкой или травлением. После такой обработки структур $GaAs, GaP, InP$ и $InAs$ на зависимостях $\sigma_c = f(T)$, $\epsilon' = f(T)$ и $Q^{-1} = f(T)$ характерные изменения, связанные с фазовыми переходами плавление-кристаллизация галлия или индия в НН, исчезали. Как следствие, наблюдалось улучшение механических и других характеристик, которые негативно зависят от присутствия указанных неоднородностей в материале. Например, прочность пластин $GaAs$, измеренная осесимметричным изгибом, увеличивалась приблизительно в 5 раз, а прочность пластин InP - в 8-10 раз.

Для снижения плотности дислокаций и уменьшения концентрации НН, образованных атомами легирующих примесей с молекулами соединений A^3B^5 , предложен способ предэпитаксиальной термообработки пластин. Он включает в себя отжиг пластин в градиенте температуры в условиях газонепроницаемости, когда предварительно на поверхности пластины, находящейся на низкой

изотерме поля температур, создают зоны жидкого компонента A^B , а отжиг проводят при температуре менее нагретой поверхности пластины - $750+1050^\circ\text{C}$. Другим эффективным способом понижения N_0 в пластинах $GaAs$ любых марок до значений $1 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$ является предложенный нами способ формирования геттерирующего слоя на обратной стороне пластины с последующей термообработкой ее при $T = 800 - 900^\circ\text{C}$ в течение $t=0,5-2,5 \text{ ч}$ в среде водорода. В качестве геттерирующего слоя используют эпитаксиальный слой $Al_xGa_{1-x}As$, ($x=0,75-0,9$), выращенный ЖФЭ, толщиной $3 - 17 \text{ мкм}$, который удаляют после термообработки. При выборе параметров геттерирующего слоя принимались данные по исследованию КН в таких слоях.

4. Свойства КН и НН положены в основу приборов, в которых они играют не отрицательную, а положительную роль. Сюда относятся приборы, принцип действия которых основан на эффектах накопления и запоминания информации на границах раздела неоднородностей. В этой связи в случае КН наибольший интерес представляет гетеропереход $GaAs - Si$, у которого КН максимальны. Были изготовлены структуры $n^+ - GaAs / p - Si_{2x} (GaAs)_{1-x} / n - Si / p^+ - Si$ и $n^+ - GaAs / p - Si / n - Si / p^+ - Si$, в которых выявлены фототиристорные свойства. Установлено, что фототиристор на основе гетероперехода $GaAs - Si$, имеющий ВАХ с участком отрицательного дифференциального сопротивления, обладает способностью к накоплению и запоминанию различных управляющих сигналов, главным образом светового независимо от наличия анодного напряжения. Эффект запоминания объясняется с помощью модели взаимодействия КН и НН в системе $GaAs - Si_{2x} (GaAs)_{1-2x} - Si$.

С точки зрения релаксационно-накопительных процессов предложено использовать металлические НН в соединениях A^3B^5 как систему с внутренними барьерами Шоттки. Показано, что естественные или специально созданные такие НН обеспечивают формирование областей истощения, вызванное перекрытием барьеров Шоттки. При этом должна реализовываться

резонансная релаксация зарядов в слоях барьеров. Описана модель кристалла с подобными внутренними барьерами Шоттки при однородном распределении НН. Эквивалент электрической представлен в виде параллельно соединенных сопротивлений R_M, R_F, R_O , и конденсаторов C_M, C_F, C_O соответственно в объеме кристалла, в барьере Шоттки и в пространстве между частицами, которые соединены последовательно как релаксационные ячейки. Проведен расчет параметров Шоттки, образованных металлическими НН в матрице $GaAs$. Это позволило оценить условия проявления обсуждаемых эффектов. Отмечается, что металлические НН в структурах могут служить основой в создании приборов с барьерами Шоттки нового поколения.

Пятая глава посвящается исследованиям влияния растворов на формирование границ раздела, КН и НН, электрических свойств в структурах кремния и соединений A^3B^5 . В связи с тем, что при выращивании слоев из галлиевых растворов происходит образование значительных КН, а также образование нежелательных вследствие низкой температуры плавления галлиевых НН предложена частичная или полная замена галлия более тугоплавкими изовалентными одно или двухкомпонентными растворителями. Представлены результаты по получению и исследованию свойств слоев кремния n - и p -типов проводимости, выращенных ЖФЭ. Решена проблема прочности таких структур. Рассмотрены вопросы применения амфотерных примесей и редкоземельных металлов (РЗМ) при выращивании слоев $GaAs$ и GaP из различных растворов-расплавов с целью оптимизации технологии и улучшения электрофизических свойств слоев. Обсуждено влияние РЗЭ на образование КН и НН в слоях A^3B^5 .

1. Слои $GaAs$ выращивали ЖФЭ из ограниченного объема раствора-расплава индия, висмута, олова или свинца, а также из расплавов смешанных растворителей. Концентрация электронов в слоях зависела от растворителя и в случае нейтральных расплавов изменялась в интервале $10^{14} \leq n \leq 7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$. Установлено, что процесс формирования реальной структуры слоев

определяется не только дефектностью подложки и растворимостью $GaAs$ в металле-растворителе, но, и в первую очередь, непосредственно, свойствами металла-растворителя. Наблюдалось улучшение морфологии поверхности слоя при переходе к различным растворителям в последовательности $In-Ga-Pb-Sn-Bi$. Влияние растворов-расплавов на процессы дефектообразования наиболее наглядно проявляются на плотности дислокаций. Плотность дислокаций в слоях, выращенных из расплава In , была максимальной, $(2-3) \cdot 10^5 \text{ см}^{-2}$. При этом наблюдалось скопление их в отдельных областях слоя. В слоях, выращенных из расплава галлия, $N_0 = 2 \cdot 10^4 \text{ см}^{-2}$, что практически не отличалось от известных результатов. Исследование в качестве растворителей Pb и Sn позволило значительно снизить плотность дислокаций. Так в слоях $GaAs < Pb > N_0 \leq 5.4 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$, а в слоях, полученных из расплава олова $N_0 = (1-2) \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$ (для снижения электрической активности в раствор добавляли некоторое количество Ga и Al). В слоях, выращенных из расплава свинца, плотность макроступеней была меньшей, а площадь атомарно-гладкой поверхности большей, чем при росте из галлиевого раствора. При этом дефекты упаковки практически отсутствовали. Наиболее совершенные слои, бездислокационные или малодислокационные ($N_0 \leq 10^2 \text{ см}^{-2}$), получены из расплава висмута. Уникальный эффект понижения плотности дислокаций в слое (независимо от структурного совершенства подложки) объясняется с позиций различного воздействия растворов-расплавов на поверхностную энергию γ подложки в процессе ЖФЭ. На границе жидкое-твердое происходит уменьшение γ в ряду $Bi-Pb-Sn-Ga-In$. Отмечается, что в таком же порядке понижается предел текучести кристаллов $GaAs$, деформированных в соответствующих растворах-расплавах, а следовательно и критические напряжения гетерогенного зарождения дислокаций. Обращает на себя внимание тот факт, что расплавы индия и галлия обладают сильным охрупчивающим действием, а расплавы свинца, олова и висмута пластифицировали $GaAs$.

Варьирование дислокационной структурой слоев в ЖФЭ осуществляли путем использования смешанных растворителей с известным сочетанием компонентов. При введении в галлиевый расплав висмута ($x_{Bi}^I = 20\%$) величина в слое уменьшалась почти на порядок. Увеличение x_{Bi}^I в расплаве способствовало дальнейшему понижению плотности дислокаций. Результаты металлографических исследований коррелируют с характеристиками пластичности, полученными при механических испытаниях арсенида галлия в смешанных растворах-расплавах.

Уменьшение объемной доли НН происходит также в ряду расплавов *Bi-Sn-Pb-Ga-In* и связано с изменением морфологической неустойчивости фронта кристаллизации для используемого ряда расплавов из-за различного отвода тепла через жидкую фазу в процессе эпитаксиального наращивания. Аналогичные корреляции наблюдали и при измерении КН. В таблице приведены значения величин КН и НН в нелегированных гомоэпитаксиальных слоях толщиной 35-40 мкм.

Величина КН и НН в слоях *GaAs*, выращенных на одноименных подложках с ориентацией поверхности (111)A.

Таблица

Величина неоднородности	Состав растворителя					
	<i>In</i> , $x_{In}^I = 100\%$	<i>Ga-In</i> , $x_{In}^I = 20\%$	<i>Ga</i> , $x_{Ga}^I = 100\%$	<i>Pb</i> , $x_{Pb}^I = 100\%$	<i>Bi-Ga</i> , $x_{Ga}^I = 20\%$	<i>Bi</i> , $x_{Bi}^I = 100\%$
σ_c , МПа	7.8	10.5	7.2	3.6	1.2	1.0
ρ , об. %	1.1	не изм.	0.8	0.5	0.3	0.1

Применение смешанных расплавов (*Ga+In*) открыло новые возможности при выращивании варизонных слоев $Al_xGa_{1-x}As$. Доказано, что изменяя

содержание In в жидкой фазе, можно получать методом однорастворовой ЖФЭ распределение состава $AlAs$ по толщине $Al_xGa_{1-x}As$ от заданного, сколь угодно большого x (вплоть до $x=0.95$) на границе с подложкой, до $x=0$. Это позволило упростить технологическую реализацию отделяемой от подложки структуры солнечного элемента $p(n)Al_xGa_{1-x}As - n(p)GaAs$ с возрастающей к поверхности элемента шириной запрещенной зоны.

2. При создании приборов на Si часто применяются гомоструктуры p^+-n и n^+-p типов, изготовленные ГФЭ. Технология их получения не позволяет выращивать толстые сильнолегированные слои с заданным распределением и концентрацией примесей и является экологически опасной. Отмеченные недостатки устраняются при выращивании слоев методом ЖФЭ. Однако в ЖФЭ Si существовала одна принципиальная причина, которая не позволяла организовать серийное производство приборов на основе указанных структур, - их низкая механическая прочность. Нами впервые было показано, что она связана с образованием и присутствием в слоях металлических НН в виде раствора-расплава. Получены сильнолегированные толстые слои $n-Si$ из раствора в расплаве Sn и $p-Si$ из раствора в расплаве Ga и исследованы их электрические, структурные и механические свойства. Определены и объяснены условия образования террас и волнистости поверхности в таких слоях. С помощью изучения зависимостей $\sigma_c = f(T)$, $Q^{-1} = f(T)$ и $\epsilon' = f(T)$ определена объемная концентрация НН в слоях. Для слоев $p-Si$ она составляла $p \approx 1,1\%$, для слоев $n-Si$ - $p \approx 0,7\%$. В случае ЖФЭ Si существенное значение для образования НН имеет гетерогенное зародышеобразование на границе жидкость-кристалл. Поскольку компоненты раствора-расплава в химическом отношении более активны, чем в A^3B^5 , увеличивается вероятность гетерогенизации жидкость и практически исключается возможность гомогенного зарождения эпитаксиального слоя, а следовательно, практически нельзя исключить образование НН раствора-расплава. Величины КН в слоях n - и p -типов были не столь критичны и их значения находились в пределах $2.0 \leq \sigma_c \leq 6.5$ МПа.

Однако прочностные свойства структур были намного ниже прочности подложек. Прочность структур, полученных из расплава Ga , составляла $\sigma_{np} \approx 35-50$ МПа, а структур, полученных из расплава Sn $\sigma_{np} \approx 70-90$ МПа, что приблизительно соответствует прочности соединений A^3B^5 (осесимметричный изгиб при комнатной температуре). С целью улучшения прочностных свойств было предложено проводить термообработку структур в градиенте температуры для удаления НН с последующим удалением поверхностного слоя, содержащего "отогнанные" НН. После термообработки прочность структур увеличивалась в 3-8 раз.

3. Рассмотрено поведение амфотерных примесей (Si, Ge) в $GaAs$ и $Al_xGa_{1-x}As$ в связи с условиями выращивания (ЖФЭ) слоев и составами растворителей. Установлены также закономерности формирования электрических свойств слоев $GaAs$ при ЖФЭ в расплавах Bi и Pb в присутствии Gd в широком интервале его концентраций. При $C_{Gd}^I = 0,1$ ат% происходила инверсия $n-GaAs$ в p -тип. Последующее увеличение Gd в жидкой фазе приводило к увеличению концентрации дырок и повышению $\bar{\mu}_p$ до значений $420 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ ($T=300 \text{ К}$) для слоев, выращенных из расплава Bi , и до $\bar{\mu}_p = 390 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ для слоев, выращенных из расплава Pb . Сравнение спектров ФЛ слоев $n-GaAs$ указывает на очистку их от фоновой донорной примеси за счет присутствия в расплаве Gd . Оптической активности в слоях Gd не выявлено, что свидетельствует, что в процессе ЖФЭ он оттеняется в жидкую фазу, способствуя эффективной очистке материала от фоновой донорной примеси и перераспределению точечных дефектов на границе кристаллизации. На основании проведенных исследований предложен способ получения слоев $p-GaAs$ с исключительно высокой подвижностью дырок ($\mu > 400 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$) при $p = (1-2) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ путем выращивания слоев из раствора-расплава на основе Bi с добавкой 0,3-0,7 ат% Gd , а наращивание ведут при $T < T_i$ (инверсии) в $n-GaAs$ при указанном содержании Gd в растворе-расплаве. При этом в таких слоях концентрация НН была на несколько порядков меньше, чем в $n-GaAs$, а

величина КН уменьшалась на 30-40%. Установлено влияние иттербия на образование и параметры НН и величину КН в слоях GaP. В таких слоях GaP, кроме известных НН, обнаружено значительное количество примесных неоднородностей с $r_p \sim 0,1-10$ мкм и $N_p \approx 10^7 - 10^8$ см⁻³. Отмечено, что при увеличении концентрации иттербия в расплаве до ~0,5 ат.% появлялись макродефекты, связанные с крупными примесными неоднородностями, и влияющие на перераспределение КН в слоях: КН в области границ раздела слой-подложка уменьшалась в 1,5-2 раза.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ И РЕЗУЛЬТАТЫ

В работе проведены детальные исследования объемных неоднородностей в эпитаксиальных полупроводниковых структурах на основе соединений A^3B^5 и кремния и в отличие от существующих ранее представлений получены новые принципиальные знания об объектах исследований. Это позволило обнаружить новый тип неоднородностей, закономерно присутствующий в структурах, дать его детальное физическое описание, разработать теоретические модели, предложить новые методы исследований КН и НН, разработать практические рекомендации по управлению неоднородностями в процессах выращивания и обработок объемных кристаллов и эпитаксиальных структур. В результате установлено, что реальные полупроводниковые структуры содержат объемные неоднородности определяющие многие их свойства и представляют собой гетерогенные дисперсные системы с сильно разнородными поверхностями. Остальные результаты сводятся к следующим:

1. Впервые проведены комплексные исследования КН и НН в эпитаксиальных структурах кремния, выращенных ЖФЭ, монокристаллах и структурах GaAs и GaP, гетероструктурах $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$ и A^3B^5-Si . Создано соответствующее измерительное оборудование для выявления этих дефектов: экспериментальная установка для измерения поляризационно-оптическим

методом с компенсаторами Сенармона КН в эпитаксиальных структурах; ряд установок и методик для выявления и определения параметров легкоплавких металлических НН, которые основаны на чувствительности структурных свойств материала к фазовым переходам I рода, наблюдаемых на зависимостях $\sigma_c = f(T)$, $Q^{-1} = f(T)$, $\epsilon' = f(T)$.

2. Впервые установлены основные факторы, влияющие на величину и распределение КН и структурное совершенство слоев в гомоэпитаксиальных структурах *GaAs* и *GaP* (размерные параметры структуры, ориентация и обработка поверхности подложек и др.). Использование при эпитаксии буферных слоев не менее, чем в 2 раза уменьшает величину КН в активном слое. Установлены закономерности влияния примесей на образование, величину и релаксацию КН в слоях *GaAs* и *GaP*. В совершенных структурах с одинаковой концентрацией одной и той-же примеси в слое и в подложке могут существовать большие КН за счет особенностей имеющихся в структуре НН. Изучено взаимодействие КН и НН в слоях *GaP<N>*.

3. Изучены КН в резких и плавных гетероструктурах *GaAs-GaP*, *Al_xGa_{1-x}As - GaAs*, *Al_xGa_{1-x}As - GaP*, *GaP - Si*, *GaAs - Si* в связи с условиями их выращивания и проведена оптимизация КН в слоях, что позволило предложить способы получения гетероструктур с достаточно высоким структурным совершенством и минимальными КН, включая гетероструктуры *GaP-Si* и *GaAs-Si*.

4. Выявлен и изучен новый характерный тип дефектов - НН легкоплавких металлических фаз, присутствующих в виде компонента A^3 в эпитаксиальных слоях, полученных ГФЭ, и в объемных монокристаллах A^3B^5 л-типа, выращиваемых по Чохральскому, и металлов-растворителей в эпитаксиальных слоях, полученных ЖФЭ. Определены размеры, концентрация и объемная доля таких НН. Вероятность образования, размеры и объемная доля НН в монокристаллах, выращенных по Чохральскому, увеличиваются в ряду соединений $InSb \rightarrow GaSb \rightarrow InAs \rightarrow GaAs \rightarrow InP \rightarrow GaP$. Предложены способы

уменьшения объемной доли НН при выращивании $GaAs$ или устранения при обработке пластин и структур.

5. Экспериментально исследовано влияние КН на интенсивность, полупириину полос ФЛ, диффузионную длину неосновных носителей заряда, величину внешнего квантового выхода излучения в слоях гетероструктур. Обнаружено и обосновано влияние НН в нелегированных слоях $GaAs$ на коэффициент Холла и его полевые зависимости.

6. Изучение релаксационно-накопительных процессов на КН и НН в рассмотренных системах позволило предложить фотогетеротристор на основе гетероструктур $GaAs-Si$, обладающий способностью к накоплению управляющих сигналов, и выявить возможность использования НН в соединениях A^3B^5 ($GaAs$ и InP) как системы с внутренними барьерами Шоттки с долговременной релаксацией зарядового состояния.

7. С позиции физико-химической механики обосновано и доказано применение в технике ЖФЭ различных тугоплавких изовалентных растворителей для выращивания слоев $GaAs$ и твердых растворов на его основе с управляемым структурным совершенством, включая величину КН и НН. Установлены закономерности в уменьшении КН и НН в слоях $GaAs$, выращенных ЖФЭ из растворов-расплавов при переходе к различным растворителям в последовательности $In \rightarrow Ga \rightarrow Pb \rightarrow Sn \rightarrow Bi$.

8. Разработаны физико-технические основы получения ЖФЭ слоев $n-Si$ и $p-Si$, пригодных для изготовления полупроводниковых приборов, благодаря комплексному изучению в них КН и НН и многократному повышению их прочности.

9. Исследовано влияние различных добавок РЗЭ на формирование КН и НН в слоях $GaAs$ и GaP . Установлена закономерность в распределение геттерирующих способностей РЗЭ применительно к ЖФЭ $GaAs$, из которых Gd выбран как добавка, обладающая максимальной геттерирующей способностью. При введении в раствор-расплав $GaAs$ в висмуте $C_{Gd}^I = 0.3-0.7$ ат.% при

проведении ЖФЭ при температуре ниже инверсии типа проводимости получены слои $p\text{-GaAs}$ с $\mu > 400 \text{ см}^2/\text{В}\cdot\text{с}$ при $p = (1-2) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, а концентрация НН в таких слоях на несколько порядков меньше, чем в $n\text{-GaAs}$.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах

1. Василенко Н.Д., Терлецкая Л.Л. Анализ качества эпитаксиальных слоев соединений A^3B^5 для СВЧ - техники (обзор)//Оптоэлектроника и полупроводниковая техника.- 1991.- Вып. 21.-С.28-40.
2. Исследование внутренних механических напряжений в автоэпитаксиальных кремниевых структурах/ Г.В. Беренштейн, Н.Д. Василенко, А.М. Дьяченко, Л.Н. Красотова //Кристаллизация и свойства кристаллов. - Новочеркасск: Политехи.ин-т, 1978.- Вып.5. С.56-59.
3. О влиянии подложки на механические напряжения в эпитаксиальных гетероструктурах $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$ //Н.Д. Василенко, А.М. Дьяченко, И.Е. Марончук и др.//Там же.-С.25-28.
4. Василенко Н.Д., Дьяченко А.М., Масенко В.П. Механические напряжения в пленках $Al_xGa_{1-x}As$, выращенных на подложках $GaAs$, легированного различными примесями //Получение и свойства тонких пленок. - Киев: ИПМ АН УССР, 1979. - Вып.5.-С.95-98.
5. Исследование галлиевых микровключений в эпитаксиальных пленках $GaAs:Si$ /Г.В.Беренштейн, Н.Д.Василенко, О.К.Городниченко, А.М. Дьяченко // Там же. - С.99-101.
6. Особенности поведения меди и неравновесных носителей в варизонных твердых растворах $Al_xGa_{1-x}As(Cu)$ /Н.Д.Василенко, Л.И.Горшков, В.Ф.Коваленко и др.// Физика и техн.полупроводн. - 1980.-14, N2.-С331-335.
7. Микровключения раствора-расплава в эпитаксиальных слоях, выращенных из жидкой фазы /Н.Д.Василенко, О.К.Городниченко, И.Е.

Марончук, Э.Е.Марончук//Журн. техн. физики. - 1980. - 50, N 6. - С.1355-1357.

8. Василенко Н.Д. Влияние состава твердого раствора на механические напряжения в эпитаксиальных слоях гетероструктур $Al_xGa_{1-x}As - GaAs$ и $Al_xGa_{1-x}As - GaP$. //Исследование полупроводниковых соединений сложного состава и p-n переходов на их основе. - Элиста: Гос.ун-т, 1980. - Вып.2. - С.15-17.

9. Получение многослойных эпитаксиальных структур при использовании амфотерной примеси /Н.Д.Василенко, В.Д.Лисовенко, Б.П.Масенко, Б.И.Сушко // Там же. - С.37-39.

10 Механические напряжения в эпитаксиальных гетероструктурах для приборов силовой техники /Н.Д.Василенко, А.М.Дьяченко, И.Е.Марончук, В.П.Масенко //Технология полупроводниковых приборов. Таллин: Валгус, 1981. - С.160-164.

11. Solvent microinclusions in GaAs epitaxial layers /N.D.Vasilenko, E.A.Glushkov, I.E.Maronchuk, E.E.Maronchuk //J.Cryst. Growth. - 1981. - 52, N 1. - P.354-358.

12. Василенко Н.Д. Влияние условий эпитаксии и легирующих примесей на внутренние напряжения в гомоэпитаксиальных слоях GaAs //Получение и свойства тонких пленок. -Киев: ИМП АН УССР, 1982. - С.51-56.

13. Исследование гомоэпитаксиальных слоев кремния, выращенных из раствора-расплава на основе галлия /Н.Д.Василенко, А.С.Кузнецов, Б.И.Сушко, А.М.Тузовский //Цветные металлы. - 1982. --N 8. -С.60-61.

14. Gorodnichenko O.K., Presnov V.A., Vasilenko N.D. Deformation of epitaxial structures on the basis of GaAs in process of their production //Phys. Status Solidi (a). - 1983. - 78, N 1. - P.K72-K73.

15. Василенко Н.Д. Внутренние механические напряжения в эпитаксиальных структурах фосфида галлия //Изв. вузов. Физика. -1983. - 26, N1 С.122-124.

16. Strengthening of GaAs by impurity atom-vacancy complexes //N.D.Vasilenko, O.K.Gorodnichenko, E.A.Glushkov, V.F.Kovalenko //Phys. Status Solidi (a). - 1983. - 79, N 1. - P.331-335.

17. Василенко Н.Д. Влияние примесей на механические напряжения в гомоэпитаксиальных слоях GaP //Укр.физ.журнал. - 1983. -28, N 2. - С.299-301.

18. Эпитаксиальные структуры кремния, полученные из жидкой фазы //Н.Д.Василенко, Е.А.Глушков, А.С.Кузнецов и др. //Оптоэлектроника и полупроводя.техн. - 1984. - Вып.5. - С.72-75.

19. Василенко Н.Д., Городниченко О.К. Влияние растворов-расплавов на механические свойства GaAs //Изв. вузов. Физика. -1984. - 27, N 11. - С.121-123.

20. Gorodnichenko O.K., Vasilenko N.D. The strength and plasticity of GaAs in saturated melts of solvent metals at the temperature of epitaxy // Phys. Status Solidi (a)- 1985. - 88, N1. - P.223-230.

21. Василенко Н.Д., Горбатюк А.Я., Городниченко О.К. Поведение микровключений металла-растворителя в эпитаксиальных слоях и объемных монокристаллах соединений A^3B^5 //Кристаллизация и свойства кристаллов. - Новочеркасск: Политехн. ин-т, 1985. - С.44-49.

22. Василенко Н.Д., Кринкер М.С., Преснов В.А. Температурные и частотные зависимости диэлектрических свойств структур $n-p^+$ - GaAs //Арсенид галлия: Сб.трудов. - Томск: Гос.ун-т, 1987. - Т.1. - С.114-116.

23. Василенко Н.Д., Городниченко О.К., Краснов В.А. Влияние растворов-расплавов на формирование дефектов структуры нелегированных слоев арсенида галлия // Там же. - С.173-175.

24. Василенко Н.Д., Горбатюк А.Я., Марончук И.Е. Образование микровключений галлия в монокристаллах GaAs //Изв.вузов.Физика. - 1988. - 31, N 2. - С.32-36.

25. Василенко Н.Д., Кринокер М.С., Преснов В.А. Влияние структурных изменений на диэлектрические свойства арсенида галлия // Там же. - 1989. - 32, N 2. - С.18-21.

26. Василенко Н.Д., Горбатюк А.Я. Образование микровключений матричного металла 3 группы в монокристаллах соединений A^3B^5 // Укр. физ. журнал. - 1989. - 34, N 4. - С.618-624.

27. Определение структурного совершенства профилированного кремния по термодиэлектрическим характеристикам /Н.Д.Василенко, О.К.Городниченко, И.О.Грек и др. // Всесоюз. совещ. по получению профилированных кристаллов и изделий способом Степанова и их применению в народном хозяйстве: Материалы конф. - Ленинград: Наука, 1989. - С.205-208.

28. Василенко Н.Д., Глушков Е.А., Горбатюк А.Я. Влияние микро- и макродефектов на процессы старения структур на основе соединений A^3B^5 // Сб. трудов 4 Респ. конф. "Физические методы диагностирования в задачах управления качеством и надежностью". - Чернигов: ЦНТИ, 1989. - С.179-181.

29. Василенко Н.Д., Городниченко О.К., Краснов В.А. Образование дислокаций в эпитаксиальных слоях, выращенных из различных растворов-расплавов // Сб. докл. 5 Международн. конф. "Свойства и структура дислокаций в полупроводниках". - Черногоровка: ИФТТ АН СССР, 1989. - С.57-63.

30. Василенко Н.Д., Горбатюк А.Я. Роль примесей в процессах образования микровключений матричного металла при выращивании монокристаллов арсенидов галлия и индия // Укр. физ. журнал. - 1990. - 35, N 6. - С.898-901.

31. Влияние акустических колебаний на тензорезистивный эффект в пленках $p-Si$ /Н.Д.Василенко, В.В.Гордиенко, В.Л.Корчная и др. // Письма в журн. техн. физики. - 1990. - 16, N 9. - С.32-36.

32. Василенко Н.Д., Краснов В.А., Малышев В.Д. Легирование арсенида галлия гадолинием в процессе жидкофазной эпитаксии из расплавов висмута и свинца // Изв. АН СССР. Неорг. материал. - 1991. - 27, N5. - С.1084-1086.

33. Процессы дефектообразования и их влияние на механические напряжения в структурах фосфида галлия зеленого свечения /Н.Д.Василенко, В.А.Краснов, А.Н.Крыжановский, В.М.Чернер //Изв. вузов. Физика. - 1991. - 34, N 1. - С.23-27.
34. Василенко Н.Д., Чернер В.М. Применение поляризационно-оптического метода для измерения внутренних механических напряжений в структурах соединений A^3B^5 //Оптоэлектроника и полупроводн. техника. - 1991. - Вып.19. - С.1-5.
35. Василенко Н.Д., Терлецкая Л.Л. Эффекты накопления и запоминания в четырехслойной структуре $p^+(Si)-n(Si)-p(Si)-n^+(GaAs)$ //Там же. - 1992. - Вып.22. - С.17-20.
36. Vasilenko N.D., Gorodnichenko O.K., Krasnov V.A. Epitaxy of GaAs and AlGaAs in Ga-In and Bi-Ga solvents - a perspective of LPE //Cryst. Properties and Preparation. - 1991. - 32-34. - P.601-606.
37. Василенко Н.Д., Терлецкая Л.Л. Дилатометрическое исследование дефектов в подложках полужолирующего арсенида галлия //Оптоэлектроника и полупроводн. техника. - 1993. - Вып.25. - С.105-109.
38. Василенко Н.Д., Горбатько А.Я. Влияние микровключений легкоплавких металлов на остаточные механические напряжения в эпитаксиальных структурах арсенида галлия // Укр. физ. журнал. - 1993. - 38, N 10. - С.1583-1588.
39. А.с. СССР N 1107602. Способ термообработки полупроводниковых пластин / Н.Д.Василенко, О.К.Городниченко, Ю.Г.Пухов, Б.И.Сушко - заявл. 17.05.1982.
40. А.с. СССР N 1464526. Способ получения эпитаксиальных слоев /Н.Д.Василенко, А.И.Казаков, В.А.Краснов, Б.И.Сушко. - заявл. 12.01.1987.
41. А.с. СССР N1532886. Измеритель проводимости материалов /Н.Д.Василенко, М.С.Кринкер, В.И.Попов - заявл. 03.08. 1987.

42. А.с. СССР N1543333. Измеритель структурных характеристик материалов /Н.Д.Василенко, М.С.Кринкер, Б.И.Мовшиц. - заявл. 9.10.1987.

43. А.с. N1769013. Полупроводниковый датчик деформации /Н.Д.Василенко, В.М.Чернер, В.Г.Чубарь - заявл. 7.02.1990.

44. А.с. СССР N1727415. Способ выращивания монокристаллов арсенида галлия /Н.Д.Василенко, В.Д.Лисовенко, В.Н.Лагно и др. - заявл. 18.01.1990.

45. А.с. СССР N1795815. Способ получения эпитаксиальных слоев арсенида галлия р-типа проводимости / Н.Д.Василенко, В.А.Краснов, В.Д.Малышев - заявл. 6.10.1989.

46. А.с. N1783594. Способ обработки пластин арсенида галлия /Н.Д.Василенко, Ю.А.Зеленин, В.А.Краснов и др. - заявл. 8.01.1991.

47. Малонапряженные гетероструктуры для оптоэлектроники /Н.Д.Василенко, О.К.Городниченко, И.Е.Марончук, Б.П.Масенко //10 Всесоюз. конф. по микроэлектронике: Тез. докл. - Таганрог: Радиотехн. ин-т, 1982. - С.49-51.

48. Деградация свойств арсенида галлия, содержащего металлические неоднородности с переходными слоями /Н.Д.Василенко, Е.А.Глушков, А.Я.Горбатюк и др. //2 Всесоюз. конф. Физические основы надежности и деградации полупроводниковых приборов : Тез. докл. - Кишинев: Политехн. ин-т, 1986. - Т.1. - С.54-55.

49. Исследование проводящих неоднородностей в арсениде галлия и фосфиде индия /Н.Д.Василенко, А.Я.Горбатюк, М.С.Кринкер, В.Н.Лысенко // 12 Всесоюз. научн. конф. по микроэлектронике: Тез. докл. - Тбилиси: Гос. ун-т, 1987. - Т.1. - С.197-199.

50. Василенко Н.Д., Кринкер М.С., Лысенко В.Н. Исследование проводящих микровключений в соединениях как системы металл-полупроводник // Всесоюз. конф. "Физика и применение контактов металлполупроводник": Тез. докл. - Киев: Гос.ун-т, 1987. - С.45.

51. Влияние обработки подложек GaAs на ресурсные характеристики излучающих приборов /Н.Д.Василенко, И.В.Воскобойникова, В.В. Голубцов и др. //3 Всесоюз. конф. "Физические основы надежности и деградации полупроводниковых приборов" : Тез. докл. - Кишинев: Политехн. ин-т, 1991. - Т.2. - С.57-59.

52. Regularities of gettering of the layers by the rare earth elements in the LPE process /N.D.Vasilenko, Yu.A.Zelenin, V.A.Krasnov, V.D.Malishev // 3 rd European Conf. on Crystal Growth (Hungary, Budapest, 5-11 May, 1991): Abstr. - Budapest: Convention Centre, 1991. - P.126-127.

53. Гетероструктуры GaAs - Si, полученные вакуумной конденсацией кремния /Н.Д.Василенко, Э.Е.Марончук, В.А.Краснов и др. //5 Всесоюз. конф. по физическим процессам в полупроводниковых гетероструктурах: Тез. докл. - Калуга, 1990. Т.2. - С.221.

54. Crystallization of the GaAs superthin layers from the liquid phase at the impulse cooling of a wafer /N.D.Vasilenko, A.I.Maronchuk, I.E.Maronchuk et al //10 Int.Conf. Crystal Growth (USA, San Diego, 16-21 August, 1992): Abstr. - Murray Hill, 1992. - P. 188-190.

55. Vasilenko N.D., Glushkov E.A., Yurchenko V.A. The Hall sensors manufactured with the use of the III-V compounds: present-day, state and prospects // 7 European Conf. "Eurosensors" (Hungary, Budapest, 26-29 Sept., 1993): Abstr. - Budapest: Convention Centre, 1993. - GP - 26.

56. Gorodnichenko O.K., Vasilenko N.D. Influence of adsorption active solution - melts on formation of defects in the GaAs structures // Int. Conf. "High Temperature Capillarity" (Slovakia, Smolenice, 9 - 12 May, 1994): Abstr. - Bratislava: Acad. Sci, 1994. - P.87-88.

Василенко М.Д. Об'ємні неоднорідності в епітаксійних структурах на основі кремнію та сполук A^3B^5 .

Дисертація у вигляді рукопису на здобутти наукового ступеня доктора фізико-математичних наук за спеціальностями 02.00.18 - хімія, фізика і технологія поверхні та 01.04.10 - фізика напівпровідників і діелектриків. МНТК "Хімія поверхні" НАН України, Київ, 1994.

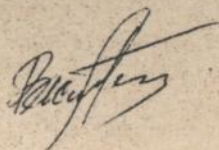
Захищається дисертація у вигляді рукопису, який включає результати 48 наукових праць та 8 авторських свідоцтв. Проведено комплексне дослідження об'ємних неоднорідностей в епітаксійних структурах на основі кремнію та сполук A^3B^5 у зв'язку з технологією їх отримання. Неоднорідності у вигляді внутрішніх механічних напружень класифіковані як когерентні неоднорідності (КН), у вигляді мікрровключень другої фази - некогерентні неоднорідності (НН). Виявлені та всебічно досліджені легкоплавкі металічні НН в епітаксійних шарах, які вирощені РФЕ, в шарах $GaAs$, які отримані ГФЕ, а також НН компонента A^3 в об'ємних монокристалах сполук A^3B^5 , які вирощені по Чохральському. Структури з НН розглянуті як багатофазні гетерогенні системи. Показано, як КН та НН впливають на електрофізичні властивості кристалів та вивчена їх динаміка. Запропоновані методи управління КН та НН. Для зниження величини КН та НН в шарах, а також для зниження щільності дислокацій запропоновано використовувати замість галію більш тугоплавкі нейтральні розчинники.

Ключові слова: неоднорідності, когерентні, некогерентні, шари, підкладки, кремній, сполуки A^3B^5 .

Vasilenko N.D. Volume heterogeneities in the epitaxial structures on the Si and III-V compounds base.

The manuscript kind of discussion, including 48 science works and 8 authorized certificates is being defended. The complex research of volume

heterogeneosities in epitaxial structures on silicon base and III-V compounds in the connection with the obtainment techniques has been carried out. The internal mechanical stresses had been classified as coherent heterogenetics heterogeneosities (CH). The heterogeneosities which were characterized by the microinclusions of the second phase had been classified as uncoherent heterogeneosities (UH). Easy-melting metallic UH in epitaxial layers, grown by LPE and in GaAs layers, obtained by VPE had been discovered and completely investigated. UH component (A^3) in volume monocrystals of III-V compounds, grown according to Chokhralsky was discovered too. UH holding structures had been considered to be multiphased heterogeneous systems. The CH's and UH's influence on electrophysical properties of crystals and their dynamics has been shown. The CH's and UH's operation methods had been offered. For the fall of CH and UH value in the layers, and also for the fall of dislocation density, better high temperature neutral disolvents had been offered instead of gallium.



AB 31.467