

B65

P-P

3181-

14

МИНИСТЕРСТВО ПРОСВЕЩЕНИЯ УССР
КИЕВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПЕДАГОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
им. А. М. ГОРЬКОГО

А. В. ВОЙЦЕХОВСКИЙ

**ПОЛУЧЕНИЕ И КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ
СВОЙСТВ ЧЕТЫРЕХКОМПОНЕНТНЫХ
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ АРСЕНИДА ИНДИЯ**

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

318 (мн)



КИЕВ — 1965

НБ НПУ
імені М.П. Драгоманова



100310866

МИНИСТЕРСТВО ПРОСВЕЩЕНИЯ УССР
КИЕВСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ПЕДАГОГИЧЕСКИЙ ИНСТИТУТ
им. А. М. ГОРЬКОГО

А. В. ВОИЦЕХОВСКИЙ

ПОЛУЧЕНИЕ И КОМПЛЕКСНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ
СВОЙСТВ ЧЕТЫРЕХКОМПОНЕНТНЫХ
ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СПЛАВОВ
НА ОСНОВЕ АРСЕНИДА ИНДИЯ

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

318 /мх/

Научные руководители:
доктор химических наук профессор
Н. А. ГОРЮНОВА,
кандидат технических наук доцент
В. К. МИТЮРЕВ



КИЕВ — 1965

76

Работа выполнена в Киевском государственном педагогическом институте им. А. М. Горького и Ленинградском физико-техническом институте им. А. Ф. Иоффе АН СССР

Бурное развитие радиоэлектроники и квантовой физики неразрывно связано с изысканием и всесторонним исследованием широкого круга новых полупроводниковых материалов, так как требования к используемым материалам с каждым годом возрастают.

Выяснив основные физические свойства соединений $A^{III}B^V$, исследователи, связанные с применением этих полупроводников, пришли к мысли об использовании в полупроводниковой технике сплавов типа твердых растворов замещения на основе $A^{III}B^V$, свойства которых должны монотонно изменяться с составом в пределах свойств исходных соединений, поскольку энергетический спектр таких сплавов, как предполагалось в основных чертах, должен совпадать с энергетическим спектром соединений.

Первые исследования показали, что физические явления в сложных фазах на основе соединений типа $A^{III}B^V$ прямо зависят как от химической природы исходных компонентов, так и от механизма образования твердых растворов, определенных Н. С. Курнаковым как «...твердые фазы, в которых соотношения между компонентами могут изменяться без нарушения однородности».

Трудности, связанные с кинетикой образования гомогенных многокомпонентных фаз переменного состава, долгое время препятствовали использованию их в технике и исследованию энергетического спектра, с которым тесно связаны основные физические свойства материалов. Однако и сейчас указанная зависимость, ввиду малости экспериментального материала еще не всегда может быть выяснена с достаточной полнотой.

Цель настоящей работы — исследование возможности существования малоизученных четырехкомпонентных фаз переменного состава, главным образом, на основе арсенида индия в системах типа $A^{III}B^V - A^{II}B^{VI}$ и $A^{III}B^V - A^{II}B^{IV}C_2^V$, получение их в гомогенном состоянии, а так же комплексное исследование физико-химических, гальваномагнитных, термомагнитных и некоторых оптических свойств.

Реферируемая работа представляет собой часть исследований по многокомпонентным полупроводниковым фазам, проводимых в ФТИ им. А. Ф. Иоффе АН СССР и состоит из введения, пяти глав и заключения.

В первой главе с позиций Периодического закона Д. И. Менделеева рассмотрены закономерности и условия образования многокомпонентных соединений с тетраэдрической координацией атомов, в частности соединения типа $A^{III}B^V$, $A^{II}B^VI$, $A^{II}B^{IV}C_2^V$. Приведена классификация известных трехкомпонентных и четырехкомпонентных фаз переменного состава, их аналитическая и геометрическая интерпретация, предложенная Н. А. Горюновой. После всестороннего рассмотрения свойств соединений типа $A^{III}B^V$ и их твердых растворов (тройных систем) представлены ограниченные литературные сведения о физических свойствах четырехкомпонентных фаз переменного состава, отмечаются технологические трудности их получения в гомогенном состоянии.

Вторая глава начинается с рассмотрения применявшихся методов получения (синтез, отжиг, зонная перекристаллизация) гомогенных четырехкомпонентных сплавов.

Синтез исследуемых сплавов осуществлялся непосредственным сплавлением стехиометрических количеств исходных простых веществ с чистотой не ниже 99,999% в эвакуированных кварцевых ампулах. При синтезе использовался метод вибрационного перемешивания расплава. Так как при указанном методе синтеза кристаллизация часто проходит неравновесно из-за отставания процессов взаимной диффузии в фазах, полученные материалы с целью гомогенизации подвергались специальной термической обработке, состоящей из интенсивной закалки расплава с последующим отжигом при температурах, несколько превышающих точку солидуса для неравновесного состояния. Это было необходимо, так как экспоненциальная зависимость коэффициента диффузии от температуры определяет сильное влияние даже небольшого увеличения температуры отжига на время установления фазового равновесия.

Кроме того, отжиг в порошке значительно сокращает время, нужное для перехода к равновесному состоянию. Однако ввиду непригодности полученных таким методом гомогенных материалов для исследования электрических свойств, указанный метод применялся лишь для принципиального выяснения возможности существования твердых растворов. Так, в систе-

ме $\text{InAs} - \text{CdTe}$ этим методом получены гомогенные твердые растворы в интервале до 20 мол % арсенида индия.

Наиболее эффективным способом получения равновесного состояния в слитках, как показали наши многочисленные опыты по гомогенизации сплавов различных составов систем $\text{InAs} - \text{CdTe}$, $\text{InAs} - \text{ZnTe}$, $2\text{InAs} - \text{ZnSnAs}_2$ и других, является метод зонной перекристаллизации в режиме зонного выравнивания.

Зонная перекристаллизация осуществлялась на специально смонтированной установке, обеспечивающей автоматический перемещение расплавленной зоны вдоль слитка в двух направлениях с плавно регулируемыми скоростями от 2 до 50 мм/час. Установка обеспечивает протекание равновесной кристаллизации твердых растворов, содержащих летучие компоненты — мышьяк, теллур, кадмий. Фазовое равновесие между газообразным, жидким и твердым состоянием достигалось путем введения паров летучих компонентов и дополнительного подогрева. Указанным методом при вариации скоростей движения зоны от 3 до 20 мм/час удалось получить в большей части слитка гомогенные кристаллы сплавов названных выше систем.

Материал получался в виде плотных слитков, состоящих из сросшихся вдоль направления роста монокристаллических блоков с сечением 15×8 мм². Состав сплавов после кристаллизации определялся с помощью кривых зависимости параметра решетки и микротвердости от состава.

В этой главе также освещена методика комплексного исследования полученных материалов. Рентгеновский анализ производился в камере Дебая с диаметром 57 мм на установке УРС-55. Микротвердость определялась с помощью прибора ПМТ-3. Соотношение фаз устанавливалось визуально по данным микроструктурного анализа на приборе МИМ-7. Для некоторых сплавов были сняты кривые нагревания с помощью пирометра ПК-55.

Удельная электропроводность, эффект Холла, эффект Нернста-Эттингсгаузена, коэффициент теплопроводности и дифференциальная термоэдс исследовались на образцах, вырезанных из центральной части слитков в виде прямоугольных параллелепипедов с размерами $1 \times 3 \times 12$ мм³.

Надежные омические контакты получены вплавлением чистого индия в предварительно сделанные отверстия на боковых гранях образцов. Образцы были электрически однородными по длине.

Указанные эффекты измерялись на полуавтоматической установке для комплексного исследования кинетических эффектов полупроводников и приборе для прецизионного измерения дифференциальной термоэдс, разработанных в ФТИ АН СССР. Измерения проводились на постоянном токе в постоянном магнитном (5—10 кэ) и тепловом полях компенсационным методом в температурном интервале 80—600°К. Результаты измерений записывались на ленте электронного потенциометра ЭПИ-09. Для повышения чувствительности измерительной схемы использовались фотокомпенсационные усилители Ф-116/2.

Измерения коэффициента теплопроводности проводились на специальной установке, работа которой основана на принципе регулярного теплового режима.

Край собственного поглощения определялся с помощью зеркального монохроматора ЗМР-2. Регистрация излучения осуществлялась фотоспротивлением из сернистого свинца, охлажденной твердой углекислотой.

В конце главы приведены теоретические и расчетные формулы, связывающие измеренные кинетические коэффициенты с основными параметрами полученных полупроводниковых материалов.

Третья глава работы посвящена исследованию возможности образования твердых растворов гетеровалентного замещения на основе практически важных полупроводниковых соединений типа $A^{III}B^V$ (InAs, GaAs, InSb, GaSb) и $A^{II}B^{VI}$ (CdTe, ZnTe), главным образом, в областях, где преобладает компонент $A^{III}B^V$.

Исходя из условий образования тетраэдрических фаз переменного состава по разрезам концентрационных тетраэдров, в которых все сплавы удовлетворяют двум условиям:

1. Средняя электронная концентрация равна четырем и
2. Атомы осуществляют нормальную валентность, мы рассчитывали получить в сплавах указанных выше соединений широкие области гомогенных твердых растворов.

Как показали рентгенографические и микроструктурные исследования, большинство синтезированных сплавов представляет собой гетерофазные образования с четко выраженным полигональным строением, несмотря на близость параметров взаимодействующих соединений и подобие их кристаллических структур.

В системе InAs—CdTe методами физико-химического анализа установлена область гомогенных твердых растворов

со структурой цинковой обманки вплоть до 30 мол % CdTe а при больших его концентрациях наблюдается две фазы. Методом отжига закаленных образцов в вакууме удалось расширить область гомогенности в противоположной части псевдобинарного разреза системы, вплоть до 20 мол % арсенида индия.

Зависимость параметра кристаллической решетки от состава для этих сплавов имеет линейный характер, т. е. выполняется закон Вегарда, а кривая зависимости микротвердости от состава обладает четко выраженным максимумом, как и в случае диаграмм твердости твердых растворов металлических систем.

Основные характеристики гомогенных сплавов системы InAs—CdTe приведены в таблице 2.

С целью изучения взаимодействия бинарных соединений и получения более достоверных выводов о характере зависимости физико-химических и физических свойств от состава сплавов проведено также исследование системы InAs—ZnTe, в которой методами физико-химического анализа установлена область существования гомогенных твердых растворов со структурой цинковой обманки примерно до 30 мол % теллурида цинка.

Метод зонной перекристаллизации в режиме зонного выравнивания позволяет получить сплавы указанных систем в виде монокристаллических блоков, из которых легко удавалось вырезать образцы для исследования электрических свойств.

Четвертая глава работы начинается с анализа результатов синтеза и поисковых физико-химических исследований, предпринятых с целью выяснения возможности существования твердых растворов между соединениями типа $A^{III}B^V$ (InAs, GaAs, InSb, GaSb) и их тройными электронными аналогами — соединениями типа $A^I B^{IV} C_2^V$, $A^I B^{III} C_2^{VI}$, $A_2^{III} B^{IV} C_3^{VI}$, $A^I B_2^{IV} C_3^V$ и $A_3^I B^V C_4^{VI}$.

На примере сплавов системы $2\text{InSb}—\text{ZnSnSb}_2$ показана возможность принудительной кристаллизации гипотетических тройных соединений в структуре цинковой обманки в сплавах с InSb.

Обнаружены структурные превращения халькопирит →

←
цинковая обманка у соединений ZnSnAs_2 и ZnGeAs_2 в зависимости от температурного режима кристаллизации.

Привлечение поляризационных представлений Фольберта и Пфистера позволяет объяснить кристаллизацию в структу-

ре цинковой обманки полученных четверных сплавов, гомогенность которых доказана методами физико-химического анализа. Области существования твердых растворов в исследованных системах указаны в таблице 1.

Таблица 1.

№ № пп	Система	Область твердых растворов в мол. %	Структура
1	InAs—CdTe	От 0 до 20	Сфалерит
2	InAs—ZnTe	От 70 до 100 } мол. % InAs	
3	2InAs—ZnSnAs ₂	Во всем интервале	Сфалерит
4	2InAs—ZnGeAs ₂	Во всем интервале	Сфалерит до 95 мол. % ZnGeAs ₂
5	2InAs—CuInTe ₂	Во всем интервале	Сфалерит
6	2CdTe—CuInTe ₂	Во всем интервале	Сфалерит
7	2InSb—ZnSnSb ₂	От 0 до 80 мол. % ZnSnSb ₂	Сфалерит

Зависимость параметра решетки от состава сплавов указанных систем носит линейный характер, а кривые зависимости микротвердости от состава имеют максимум в области концентраций A^{III}B^V 55—85 мол. %. Вероятно, это можно объяснить тем, что растворение тройных соединений со структурой халькопирита в бинарных соединениях со структурой цинковой обманки более выгодно с энергетической точки зрения и, таким образом, по положению максимума микротвердости можно судить о той концентрации, до которой растворение одного соединения в другом будет наиболее оптимальным.

Пятая глава посвящена рассмотрению температурной зависимости эффектов переноса. Исследовались удельная электропроводность, эффект Холла, дифференциальная термоэдс, эффект Нернста-Эттингсгаузена (Н.—Э.), коэффициент теплопроводности и оптическое пропускание.

Основные характеристики некоторых сплавов системы InAs—CdTe с концентрацией доноров $\sim 10^{19}$ см⁻³ при комнатной температуре приведены в таблице 2.

Таблица 2

мол %		а, Å	Н кг. мм ²	$\lambda \cdot 10^3$ вт см. град	$\varepsilon \cdot 10^{-3}$ ом ⁻¹ см ⁻¹	$\mu \cdot 10^{-3}$ см ² в сек.	Е _{опт.} эв
InAs	CdTe						
100		6,05	335	314	0,64	11,37	0,46
95	5	6,06	300		3,21	1,60	
90	10	6,09	440	87	2,77	1,33	
80	20	6,12	480	41	1,06	1,00	0,63
70	30	6,17	425	33	1,00	0,80	0,81
10	90	6,42	100				
	100	6,46	60	54		0,90	1,51

Постоянная эффекта Холла (R) практически не изменяется от состава сплавов указанной системы в температурном интервале 80—600°K.

Удельная электропроводность (ε) в области температур 80—300°K незначительно возрастает, после чего падает с повышением температуры. Максимальное изменение удельной электропроводности составляет 30%.

Слабая зависимость удельной электропроводности и постоянной эффекта Холла в исследуемых сплавах от температуры свидетельствует о сильном вырождении электронного газа, а также о полной ионизации примесных центров.

Постоянная поперечного эффекта Н—Э. (Q) для всех исследованных сплавов этой же системы имеет положительный знак и возрастает с повышением температуры. При температурах выше 250°K более сильное возрастание указанного эффекта наблюдалось у сплавов, содержащих меньшее количество CdTe.

По данным измерений эффекта Н.—Э. и холловской подвижности по формуле для простого примесного полупроводника был определен параметр рассеяния (r), связывающий длину свободного пробега (l) с энергией носителя тока (ε) соотношением $l \sim e r$. Расчеты проводились в предположении, что имеется один тип носителей тока. В сплавах системы InAs—CdTe значение r практически остается постоянным во всем температурном интервале и равно 0,5, что соответствует рассеянию носителей тока на полярных колебаниях решетки. Однако трудно предположить, что в кристаллах

с концентрацией электронов $\sim 10^{19}$ см $^{-3}$ рассеяние на ионах примесей не будет иметь решающего значения и, особенно, при низких температурах.

Используя значения параметра рассеяния, по формуле для дифференциальной термоэдс определялась величина приведенного уровня Ферми. После этого были проведены расчеты эффективной массы плотности состояний m_n^* в зоне проводимости. Величина m_n^* для кристаллов самого InAs и его сплавов с CdTe при концентрации электронов $\sim 10^{19}$ см $^{-3}$ оказалась равной $\sim 0,05$ массы свободного электрона.

С целью определения ширины запрещенной зоны и ее зависимости от состава сплавов систем InAs—CdTe и InAs—ZnTe исследовался край оптического поглощения в диапазоне волн 0,5—10 мк. При уменьшении в сплаве содержания InAs кривые пропускания закономерно смещаются в коротковолновую часть спектра, т. е. ширина запрещенной зоны, рассчитанная из оптических измерений по правилу Мосса, закономерно возрастает при возрастании концентрации CdTe и ZnTe в сплавах.

Рассматривая линейный характер изменения ширины запрещенной зоны и монотонный характер изменения подвижности носителей тока от молекулярного состава сплавов систем InAs—CdTe и InAs—ZnTe, можно сделать вывод о том, что зонные структуры твердых растворов в указанных четверных системах аналогичны зонным структурам исходных соединений. Малые значения эффективных масс плотности состояний и закономерное возрастание ширины запрещенной зоны с ростом CdTe и ZnTe в сплавах указывают на то, что при дальнейшей очистке исследуемых сплавов можно получить материалы с высокими значениями подвижностей носителей тока и с заданной величиной ширины запрещенной зоны.

Исследование коэффициента теплопроводности с учетом ее электронной, составляющей одновременно с исследованием дифференциальной термоэдс, проводились с целью определения состава сплавов с оптимальным значением коэффициента эффективности, возрастание которого ожидается в твердых растворах из-за различия в характере рассеивания электронных и фононных волн.

Из таблицы 2 видно, что решеточная теплопроводность сплавов с большим содержанием InAs очень резко падает с ростом CdTe и ZnTe, причем 1—2 мол % последних вполне достаточно для уменьшения ее величины до половины значения в InAs. Экстраполяция кривых зависимости коэффици-

ента теплопроводности от молекулярного состава сплавов указывает на положение минимума примерно в средней части псевдобинарного разреза исследованных систем.

Расчитанные значения коэффициента эффективности для сплавов системы $\text{InAs}-\text{CdTe}$ не превышает величины $0,4 \cdot 10^{-1} \text{град}^{-1}$. Предполагается, что материал с оптимальным значением коэффициента эффективности, в котором извлекалась бы вся польза от снижения теплопроводности в сплавах при сохранении высоких значений подвижности электронов будет иметь состав $8 \text{InAs} \cdot 2 \text{CdTe}$.

Далее приводятся и обсуждаются результаты экспериментальных исследований-эффектов переноса сплавов систем $2\text{InAs}-\text{ZnGeAs}_2$ и $2\text{InAs}-\text{ZnSnAs}_2$ с концентрацией дырок при $300^\circ\text{K} \sim 10^{19} \text{см}^{-3}$. Некоторые характеристики сплавов первой системы при комнатной температуре приведены в таблице 3.

Таблица 3

мол %		а, А	Н, кг/мм ²	$\lambda \cdot 10^3,$	$\sigma,$	$U,$
2InAs	ZnGeAs ₂			вт		
100		0,05	335	314		120
80	20	0,01	420	121	160	89
60	40	5,94	590	58	145	58
40	60	5,82	600	34	140	28
20	80	5,74	585	34	150	30
	100	5,67	650	138	33	20

В области низких температур ($80-300^\circ\text{K}$) первые $\sigma(T)$ и $R(T)$ для всех сплавов системы $2\text{InAs}-\text{ZnGeAs}_2$ практически не зависят от температуры как и должно быть для случая вырождения. Монотонное уменьшение удельной электропроводности при температурах выше 300°K обусловлено, видимо, возрастающей ролью тепловых колебаний решетки. Постоянная эффекта Холла выше 300°K также начинает убывать и меняет знак при более высоких температурах, после чего наблюдается ее резкое возрастание. Температура, при которой наступает инверсия знака постоянной эффекта Холла закономерно смещается в область высоких температур по мере уменьшения содержания InAs в сплавах.

В отличие от сплавов системы, σ (Т) и R (Т) для исходного соединения $ZnGeAs_2$ ($\rho = 1,15 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$ при 300°K) при температурах выше 350°K растут с повышением температуры, достигая максимумов вблизи 500°K , после чего наблюдается их спад, обусловленный переходом к собственной проводимости.

Анализ кривых $\sigma(T)$, $R(T)$ и $U_p(T)$ позволяет сделать вывод о большом отношении подвижностей электронов и дырок в сплавах исследуемой четверной системы, а также высказать предположение о решающей роли рассеяния носителей тока на тепловых колебаниях решетки.

Значения коэффициента теплопроводности сплавов исследуемой четверной системы значительно ниже, чем у исходных соединений $InAs$ и $ZnGeAs_2$ при сохранении подвижности дырок на уровне этой величины в последних. Указанное сочетание параметров полученных четверных сплавов может оказаться интересным с точки зрения применения последних как материалов для положительных ветвей термоэлементов.

ВЫВОДЫ

1. Синтезировано значительное число четверных сплавов различных составов с целью выяснения возможности растворения в практически важных полупроводниковых соединениях типа $A^{III} B^V$ соединений типа $A^{II} B^{VI}$, $A^{II} B^{IV} C_2$, $A^I B^{III} C_2^I$ и других, удовлетворяющих условиям образования тетраэдрических фаз.

2. Разработан эффективный способ гомогенизации четверных сплавов на основе арсенида индия и выращивания их слитков, состоящих из крупных кристаллов (монокристаллических блоков), методом зонной перекристаллизации в режиме зонного выравнивания под контролируемым давлением паров летучих компонент.

3. На примере сплавов системы $InAs - CdTe$ показана эффективность метода термической обработки (отжига) для гомогенизации неравновесных сплавов и расширения области существования твердых растворов.

4. Методами физико-химического анализа (рентгеновский фазовый анализ, микроструктурный анализ и измерение микротвердости) установлены широкие области существования гомогенных твердых растворов со структурой цинковой обманки в следующих четверных системах: $InAs - CdTe$, $InAs - ZnTe$, $2InAs - ZnSnAs_2$, $2InAs - ZnGeAs_2$, $2InAs - CuInTe_2$, $2CdTe - CuInTe_2$ и $2InSb - ZnSnSb_2$.

5. Проведены измерения основных электрических параметров полученных четверных сплавов при комнатной температуре.

Подвижность электронов в твердых растворах системы InAs—CdTe достигает $2500 \text{ см}^2/\text{в. сек}$, а подвижность дырок в системах InAs—ZnTe , 2InAs—ZnGeAs_2 и 2InAs—ZnSnAs_2 не превышает $100 \text{ см}^2/\text{в. сек}$ при концентрации носителей тока $3 \cdot 10^{18}—2 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$.

6. Исследована температурная зависимость ($80 \div 300^\circ\text{K}$) удельной электропроводности и постоянной эффекта Холла сплавов p -типа, системы InAs—CdTe и p -типа системы InAs—ZnTe в магнитном поле 5600 э .

Установлена слабая зависимость названных эффектов от температуры, что указывает на вырождение электронного и дырочного газа, либо на полную ионизацию примесных центров.

7. Исследована температурная зависимость ($80—600^\circ\text{K}$) постоянной поперечного эффекта Нернста-Эттингсгаузена

Q сплавов системы InAs—CdTe .

Указанная постоянная для всех сплавов данной системы имеет положительный знак и возрастает с повышением температуры. При температурах, выше 250°K более сильное воз-

растание Q наблюдается у сплавов, содержащих меньшее количество теллурида кадмия.

8. Исследована температурная зависимость ($80—600^\circ\text{K}$) удельной электропроводности и постоянной эффекта Холла сплавов системы 2InAs—ZnGeAs_2 . В указанном интервале температур все сплавы имели примесную проводимость ($p \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ при 300°K).

Обнаружена инверсия знака постоянной эффекта Холла при температурах выше 400°K .

9. Проведены измерения коэффициента теплопроводности сплавов систем InAs—CdTe , InAs—ZnTe и 2InAs—ZnGeAs_2 при 300°K , установлена его монотонная зависимость от молекулярного состава сплавов с минимумом примерно в средней части псевдобинарного разреза каждой системы.

10. По данным измерений дифференциальной термоэдс, удельной электропроводности и коэффициента теплопроводности сплавов системы InAs—CdTe при комнатной температуре рассчитан коэффициент эффективности, достигающий максимального значения $0,4 \cdot 10^{-1} \text{ град.}^{-1}$.

11. Анализ температурных зависимостей кинетических эффектов в рамках обычной теории, исходящей из квадратичного закона дисперсии, позволяет сделать вывод о том, что в полученных четверных сплавах, несмотря на их сложность, действуют такие же механизмы рассеяния носителей тока как и в известных полупроводниковых соединениях типа $A^{III} B^V$ и $A^{II} B^{IV} C_2^V$.

Значение параметра рассеяния $\tau = \tau_{H.E}$ для сплавов системы $InAs-CdTe$ при $300^\circ K$ равно 0,5.

12. На основании результатов исследования дифференциальной термоэдс, эффектов Холла и Нернста-Эттингсгаузена вычислена величина эффективной массы электронов в сплавах системы $InAs-CdTe$ ($m_n^* = 0,05 m_0$) и установлена ее слабая зависимость от молекулярного состава.

13. По положению края оптического поглощения определена ширина запрещенной зоны сплавов систем $InAs-CdTe$ и $InAs-ZnTe$.

Линейный характер изменения ширины запрещенной зоны от состава сплавов в названных системах и монотонный характер изменения подвижности электронов и дырок могут служить указанием на то, что зонные структуры исходных соединений и их сплавов аналогичны.

14. Малая величина эффективной массы электронов при их концентрации $\sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ в сплавах системы $InAs-CdTe$ и закономерное изменение ширины запрещенной зоны от состава дают основание считать, что в сплавах с меньшей концентрацией примесей можно получить близкое значение подвижности носителей тока как и в арсениде индия при большей величине ширины запрещенной зоны.

Основные результаты работы доложены на Всесоюзном совещании по полупроводниковым соединениям (Ленинград 1961 г.), XX научной конференции ЛИСИ (Ленинград, 1962 г.), научном семинаре лаборатории физико-химических свойств полупроводников ФТИ им. А. Ф. Иоффе АН СССР (Ленинград, 1963 г.), научных конференциях КГПИ им. А. М. Горького (Киев 1961—1965 гг.), Всесоюзной конференции по физическим свойствам полупроводников $A^{III} B^V$ и $A^{III} B^{VI}$ (Баку, 1965 г.), а также опубликованы в работах:

1. Н. А. Горюнова, А. В. Войцеховский, В. Д. Прочухан, Вестник Ленинградского университета, 2, 10, 156 (1961).

2. Н. А. Горюнова, А. В. Войцеховский, Вопросы радиоэлектроники, II, № 1, 39 (1962).

3. А. В. Войцеховский, Н. А. Горюнова, Доклады XX научной конференции ЛИСИ, Ленинград, стр. 12, 1962 г.

4. А. В. Войцеховский, Всесоюзное совещание по полупроводниковым соединениям, тезисы докладов, стр. 13, Ленинград, 1961 г.

5. А. В. Войцеховский, Український фізичний журнал, VIII, 9, 1027 (1963).

6. А. В. Войцеховский, Український фізичний журнал, IX, 7, 796 (1964).

7. А. В. Войцеховский, В. К. Митюрєв, Звітно-наукові конференції кафедр КДПІ ім. О. М. Горького, Тези доповідей, Киев, 1961 г. стр. 79, 1962 г. стр. 105, 1963 г. стр. 102, 1964 г. стр. 133, 1965 г. стр. 35.

8. А. В. Войцеховский, Ф. П. Кесаманлы, В. К. Митюрєв, Ю. В. Рудь, Український фізичний журнал, X, № 12 (1965).

9. А. В. Войцеховский, Ф. П. Кесаманлы, В. К. Митюрєв, Ю. В. Рудь, Всесоюзная конференция по физическим свойствам полупроводников $A^{III}B^V$ и $A^{III}B^VI$, Тезисы докладов, стр. 22, Баку, 1965 г.

БФ 35457. Подписано к печати 22/10-1965 г. Бумага $60 \times 84^{1/16}$
Физических листов 1. Условных листов 1.

Заказ 6421.

Тираж 250

Киевская типография 3, цех 3. Брест-Литовский проспект, 82.