

## МАТЕРІАЛИ ДЛЯ СЕНСОРІВ

## SENSOR MATERIALS

PACS: 61.72.uj  
УДК. 621.793.184.06

### СВОЙСТВА ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР CdHgTe/ CdZnTe ПОСЛЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ БОРА

*А.Б. \* Смирнов, Р.К. Савкина, Р.С. Удовицкая, А.З. Евменова, Ф.Ф. Сизов*  
Институт физики полупроводников им. В. Е. Лашкаре́ва НАН Украины  
пр. Науки, 41, г. Киев 03028, Украина, т. (044) 525-18-13  
alex\_tenet@isp.kiev.ua

### СВОЙСТВА ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СТРУКТУР CdHgTe/CdZnTe ПОСЛЕ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ БОРА

*А.Б. \* Смирнов, Р.К. Савкина, Р.С. Удовицкая, А.З. Евменова, Ф.Ф. Сизов*

**Аннотация.** Приведены результаты исследования состояния поверхности, оптических и электрических свойств полупроводниковых гетероструктур  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdZnTe}$  ( $x \sim 0,223$ ), подвергнутых неориентированному облучению ионами  $B^+$  (100 кэВ, доза имплантации  $Q = 3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ). Показано, что вводимый в приповерхностную область CdHgTe имплантат является причиной сжатия кристаллической решетки и образования слоя с отличными от матрицы оптическими характеристиками. Рассчитан профиль распределения бора в проимплантированной структуре, определена величина коэффициента сжатия ( $\beta \sim 3 \cdot 10^{-31} \text{ м}^3$ ) кристаллической решетки твердого раствора CdHgTe, а также максимальное значение величины механических напряжений  $\sigma_{\text{макс}} \sim 4 \cdot 10^4 \text{ Па}$  в области радиационного разупорядочения, обусловленные низкоэнергетическим облучением ионами бора.

**Ключевые слова:** имплантация, деформации, разупорядочение, фоточувствительность

### ВЛАСТИВОСТІ ГЕТЕРОЕПІТАКСІЙНИХ СТРУКТУР CdHgTe/CdZnTe ПІСЛЯ НИЗЬКОЕНЕРГЕТИЧНОГО ОПРОМІНЕННЯ ІОНАМИ БОРУ

*О.Б. Смірнов\*, Р.К. Савкіна, Р.С. Удовицька, Г.З. Євменова, Ф.Ф. Сизов*

**Анотація.** Наведено результати дослідження стану поверхні, оптичних та електричних властивостей напівпровідникових гетероструктур  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdZnTe}$  ( $x = 0,223$ ), підданих опроміненню іонами  $B^+$  (100 кеВ, доза імплантації  $Q = 3 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ). Показано, що введення в приповерхневу область CdHgTe імплантату призводить до стискання кристалічної ґратки та утворення шару з оптичними властивостями, що відрізняються від властивостей матриці. Розраховано профіль розподілу бору в проімплантованій структурі, визначена величина коефіцієнта стискання ( $\beta \sim 3 \cdot 10^{-31} \text{ м}^3$ ) кристалічної ґратки твердого розчину CdHgTe, а також максимальне значення величини механічної напруги  $\sigma_{\text{макс}} \sim 4 \cdot 10^4 \text{ Па}$  в області радіаційного разупорядкування, обумовленого низкоенергетичним опроміненням іонами бору.

**Ключові слова:** імплантація, деформації, разупорядкування, фоточутливість

## CHARACTERISTICS OF BORON ION IMPLANTED CdHgTe/CdZnTe HETEROSTRUCTURES

*A.B.Smirnov, R.K.Savkina, R.S.Udovytska, A.Z.Evmenova, F.F.Sizov*

**Abstract.** This work presents characterization of implanted and annealed heterostructure Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te/CdZnTe ( $x \sim 0,223$ ). Boron was implanted into CdHgTe film with an ion energy of 100 keV and dose of  $3 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ . The photoresponse, infrared transmittance spectra, surface morphology as well as optical and electrical properties of heterostructures were investigated. It was shown that the implantation of elements with a small ionic radius, such as boron, leads to compressive stress in the crystal lattice and to formation of a layer with optical properties which distinct from the matrix ones. Distribution profile of the implant as well as the solute lattice contraction coefficient ( $\beta \sim 3 \cdot 10^{-31} \text{м}^3$ ) and the maximum value of mechanical stresses ( $\sigma_{\text{макс}} \sim 4 \cdot 10^4 \text{ Pa}$ ) were calculated for ion implanted CdHgTe film.

**Keywords:** implantation, deformation, disorder, photosensitivity

### Вступление

Имплантация полупроводниковых гетеро- и гомоэпитаксиальных систем ионами высокой энергии сопровождается введением большого количества дефектов [1], которые во многом определяют процессы формирования и свойства полученных структур. Например, ионная имплантация высоких доз кислорода и азота ( $\sim 10^{18} \text{ см}^{-2}$ ), с последующим отжигом, лежит в основе создания кремниевых структур со скрытыми диэлектрическими слоями оксинитридов (SIMOX и SIMON) [2]. Кинетика таких процессов в основном определяется диффузионной подвижностью дефектов и зависит как от

наличия барьеров миграции, так и от характера взаимодействий легирующих элементов, примесей и собственных точечных дефектов полупроводника. Результаты экспериментальных работ [3-6] показывают, что при ионном облучении полупроводниковых материалов в диапазоне энергий (100 ÷ 150 кэВ) имеет место перераспределение радиационных дефектов. С другой стороны, внутренние механические напряжения в областях радиационного разупорядочения кристалла нарушают однородность физических характеристик полупроводникового материала, что позволяет формировать в мишени области с особыми свойствами, например, - геттерные [3-6]. Следует отметить, что ответственными за

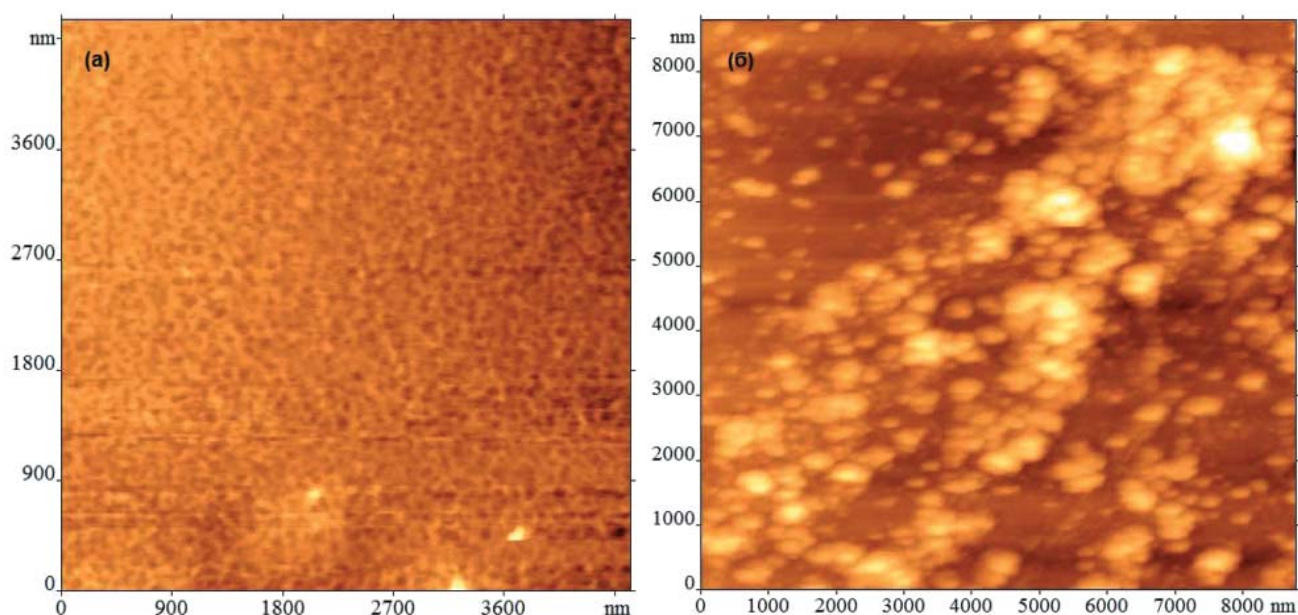


Рис. 1. – АСМ изображения пленки Cd<sub>x</sub>Hg<sub>1-x</sub>Te ( $x \sim 0,223$ ): (а) - исходная поверхность; б) - после имплантации и отжига.

изменения физических свойств материала могут быть также такие эффекты, как дальное действие [7] и планарное геттерирование [8,9].

Ионная имплантация широко применяется для изготовления ИК-фотодиодов на основе твердых растворов CdHgTe (КРТ) [10]. Причем, приборные структуры на основе слоев n-типа в приповерхностной области р-КРТ получают как правило имплантацией мишени ионами  $B^+$ , тогда как для получения р-n переходов применяют имплантацию КРТ n-типа проводимости ионами  $As^+$  [11].

Целью работы было изучение влияния неориентированного низкоэнергетического облучения ионами бора  $B^+$  на свойства гетероэпитаксиальных структур CdHgTe/CdZnTe. Освещение этого вопроса представляется своевременным и важным для развития систем ИК видения на базе гетероструктур КРТ диапазонов (3 ÷ 5) и (8 ÷ 12) мкм [12].

### Экспериментальные результаты

В данной работе рассматривается состояние поверхности, оптические и электрические свойства полупроводниковых гетероструктур  $n-Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ), которые были получены методом жидкофазной эпитаксии и подвергались неориентированному облучению ионами  $B^+$  со стороны КРТ на имплантаторе «Везувий-5». Энергия и доза имплантации составляли 100 кэВ и  $Q = 3 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$  соответственно. После имплантации образцы подвергались

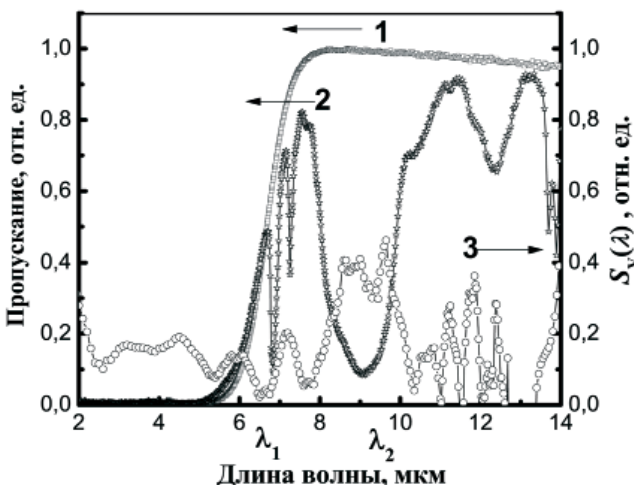


Рис 2. Спектры пропускания образца  $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ): 1 – исходный; 2 – после имплантации и отжига. Кривая 3 – спектр фоточувствительности  $S_v(\lambda)$  образца после имплантации и отжига.

низкотемпературным отжигам (5 часов,  $75^\circ\text{C}$ ) в атмосфере  $Ar^+$  при избыточном давлении 4 Бар. Значение температуры термообработки было выбрано исходя из стабильности параметров КРТ.

Состояние поверхности образцов до и после имплантации, а также после отжигов контролировалось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) и эллипсометрии. Было обнаружено, что имплантация бором и последующие термообработки сопровождаются изменением морфологии поверхности образцов CdHgTe/CdZnTe. На Рис. 1(а) представлена исходная поверхность типичной гетероструктуры со стороны узкозонного слоя. На Рис. 1(б) хорошо видно образование рельефа в виде „пузырьков”, который появился на поверхности пленки КРТ после имплантации бором. Изучение профиля поверхности образца до и после ионной имплантации выявило, что после операции ионной имплантации на фоне основного рельефа (до 3 нм) формируются объекты субнаноразмерной высоты (от 60 нм до 120 нм).

Величины оптических параметров образцов (коэффициенты преломления –  $n$  и экстинкции –  $k$ ) определялись экспериментально со стороны эпитаксиального слоя на лазерном эллипсометре ЛЭФ-1М на длине волны  $\lambda = 628,3$  нм. Для интерпретации полученных данных была использована двухслойная модель преломляющей системы – нарушенный слой/слой CdHgTe на подложке CdZnTe. Причем, оптические свойства нарушенного слоя оказались близкими к оптическим свойствам внешней среды – воздуха. Значения коэффициентов  $n_n$  и  $k_n$ , а также толщина нарушенного слоя  $d_n$  для типичного исследованного образца приведены в Таблице 1. Обнаружено, что вводимый в приповерхностную область CdHgTe имплантат приводит к образованию слоя толщиной (0,35 ÷ 0,38) мкм. Низкотемпературный отжиг образцов практически не влияет на оптические характеристики проимплантированных бором пленок КРТ (см. Таблицу).

Состав  $x$  твердого раствора  $Cd_xHg_{1-x}Te$  определялся из спектров оптического пропускания [13], которые были получены при комнатной температуре на Фурье – спектрометре Infracum FT-801 с разрешающей способностью 2  $\text{см}^{-1}$  в спектральном диапазоне (3 ÷ 14) мкм. Относительная величина пропускания  $T$  образцов  $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ) до обработки в среднем составляет около 50 %, тогда как после проведенной имплантации и отжига пропускание структур во всем изучаемом спектральном диа-

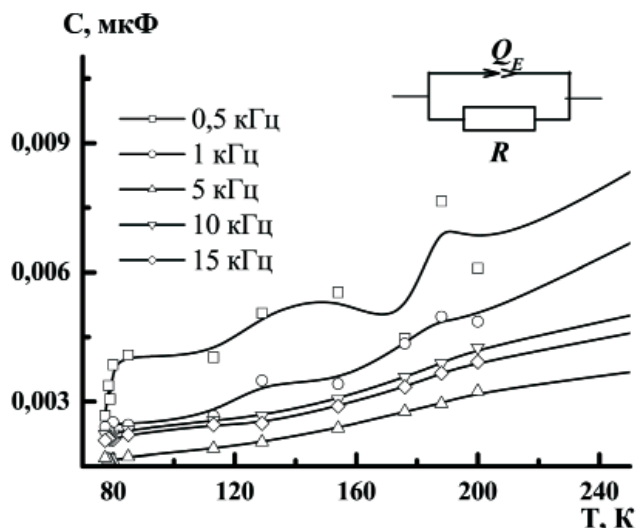


Рис. 3(а). Температурная зависимость емкости образца гетероэпитаксиальной структуры  $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ).

пазоне уменьшилось до 10%. Изменился также характер спектрального распределения  $T(\lambda)$ . Для наглядности, спектры пропускания типичного образца  $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ) до и после имплантации (Рис. 2, кривая 1 и 2 соответственно) приведены к единице. Спектр пропускания проимплантированной структуры характеризуется, во-первых, сложной формой и, во-вторых, появлением характерных полос. Например, появлением дополнительной области поглощения с краем  $\lambda_1 = 9,94$  мкм. Обоим кривым характерен край поглощения ( $\lambda_2 = 6,60$  мкм) твердого раствора  $Cd_xHg_{1-x}Te$   $x \sim 0,223$ , который практически не претерпевает сдвига (кривая 1 и кривая 2).

После имплантации и отжига образцы оказались фоточувствительными при комнатной температуре. Спектральная зависимость чувствительности  $S_v(\lambda)$  образцов в фотовольтаическом режиме на излучение стержня Глобара регистрировалась на опорной частоте модуляции светового потока  $f_{\text{мод}} = 40$  Гц по методике синхронного детектирования сигнала. Применялся ИК спектрометр SPM-2 с NaCl призмой и нановольтметр УНИПАН – 232 В. Контакты на поверхности образца при этом специально закрывались. Омическое темновое сопротивление было в пределах  $R_{\text{вн}} = (10 \div 20)$  Ом. Спектральное распределение относительной фоточувствительности  $SV(\lambda)$  типичного образца показано на Рис. 2, кривая 3. Следует отметить, что спектральный диапазон максимальной фоточувствительности совпадает с областью спектра пропускания, в которой изуча-

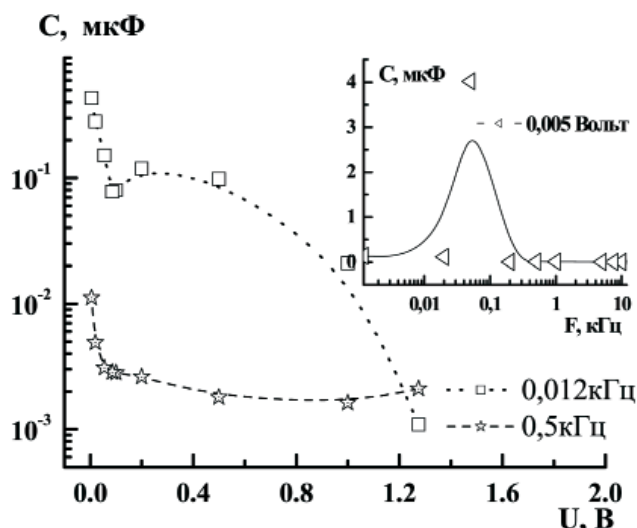


Рис. 3(б). CV-характеристики типичной гетероэпитаксиальной структуры  $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ).

На вставке: Зависимость емкости гетероэпитаксиальной структуры  $Cd_xHg_{1-x}Te / CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ) от частоты возмущающего сигнала.

емая гетероструктура имеет полосы поглощения.

Значения концентрации и подвижности основных носителей заряда определялись по методу Ван-дер Пау при  $T = (78 \div 300)$  К в области магнитных полей  $(0,05 \div 0,7)$  Тл. Обработка экспериментальных магнитопольевых зависимостей коэффициента Холла  $R_H$  и проводимости  $\sigma$  показала, что в исходном состоянии пленка КРТ имеет n-тип проводимости. Причем, обнаружено присутствие двух типов носителей - «тяжелых» ( $n_1 = 4,0 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-3}$ ,  $\mu_{n1} = 0,322 \text{ м}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$ ) и «легких» ( $n_2 = 5,0 \cdot 10^{18} \text{ м}^{-3}$ ,  $\mu_{n2} = 8,0 \text{ м}^2\text{В}^{-1}\text{с}^{-1}$ ) электронов. Имплантация и отжиг образца привели к росту концентрации «тяжелых» электронов (до  $n \sim 5 \cdot 10^{22} \text{ м}^{-3}$ ) и незначительному уменьшению их подвижности. Вклад «легких» электронов не обнаружен.

Мы исследовали также импеданс образцов гетероструктур  $CdHgTe/CdZnTe$ . Металлические полосковые контакты располагались непосредственно на образце гетероструктуры, таким образом, чтобы между ними находилась имплантированная область КРТ. Измерения выполнялись в диапазоне частот  $(10 \div 10^5)$  Гц прецизионным измерителем импеданса LCR-819 в температурном интервале  $(78 \div 300)$  К. На Рис.3(а) приведена эквивалентная электрическая схема исследуемой гетероструктуры. Принимая во

внимание неидеальное поведение границы раздела для описания резистивно-емкостных свойств изучаемой гетеросистемы, емкостной элемент представлен элементом с постоянной фазой (CPE – constant phase element) [14], обозначенный на рисунке символом  $Q_E$ . Импеданс этого элемента описывается соотношением:  $Z_{QE} = (A_0 (j\omega)^n)^{-1}$ , где  $A_0$  – частотно-независимый множитель;  $\omega$  – круговая частота;  $n$  – показатель степени, определяющей характер частотной зависимости ( $-1 \leq n \leq 1$ ) и неидеальности такого конденсатора.

Было обнаружено, что исследуемые структуры после имплантации и отжига обладают емкостью, которая зависит как от температуры (Рис. 3(а)), так и от частоты (см. вставку на Рис. 3(б)). Причем, на низких частотах (до  $10^2$  Гц) температурные и частотные зависимости имеют особенности. Из частотной зависимости емкости гетероэпитаксиальной структуры  $Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ), в соответствии с выражением  $f_{max} \times \tau_M = 1$  [14], может быть оценено время релаксации проводимости  $\tau_M$ . Для графика, изображенного на вставке к Рис. 3(б), пик емкости приходится на  $f_{max} = 0,05$  кГц, что соответствует времени релаксации проводимости около  $\tau_M = 3$  мсек при комнатной температуре. Следует отметить, что СВ-зависимости исследуемых гетероэпитаксиальных структур (Рис. 3(б)) удалось получить только на низких частотах, тогда как при повышении частоты  $>10^3$  Гц емкость структуры переставала зависеть от амплитуды напряжения.

### Обсуждение

Важным фактором, определяющим структурные, оптические и электрические свойства полупроводниковых гетероэпитаксиальных структур, являются т.н. «ростовые» деформационные поля, которые возникают вследствие различия постоянных кристаллической решетки (а) и температурных коэффициентов линейного расширения ( $\alpha_T$ ) слоя и подложки [15-19]. Ярким примером практического использования ростовых деформаций является применение напряженных слоев Si и SiGe для увеличения подвижности носителей или создания инверсной заселенности в лазерных структурах. Использование напряженных слоев позволило также создать новый класс трехмерных наноструктур со строго контролируемыми размерами и формой – нанотрубки и гофрированные пленки [20].

Другой вид деформаций, которые возникают в гетероструктурах, является следствием каких-либо внешних воздействий или процессов. Например, деформационные поля, образующиеся в результате влияния высокоэнергетических потоков – радиационного или лазерного облучения, ионной имплантации, пр. Они обуславливают процесс преобразования системы примесей и дефектов в гетероструктурах и определяют их конечные свойства, что делает задачу изучения закономерностей радиационных технологий с учетом сильных и пространственно неоднородных внешних и внутренних деформаций актуальной как с фундаментальной, так и с практической точки зрения.

Как известно, твердые растворы КРТ чувствительны к технологическим процессам, которые могут стать причиной нарушения кристаллической структуры рассматриваемого материала. Особенно это касается подрешетки Hg-Te, так как энтальпия образования связи Hg-Te ( $\Delta H_f = 7,69$  ккал/моль) низка в сравнении с энтальпией связи Cd-Te ( $\Delta H_f = 24$  ккал/моль) [21]. Математическое моделирование процесса ионной имплантации, проведенное с применением программного пакета TRIM\_2008, позволило определить, что при имплантации ионов  $B^+$  с энергией 100 кэВ величина потерь (посредством отдачи энергии имплантатом в ядерную подсистему мишени через упругие взаимодействия) составляет 79,2 эВ/Å. Для такой энергии среднее значение проективного пробега иона бора соответствует  $R_p \sim 0,17$  мкм. Таким образом, в проимплантированной мишени КРТ трек одиночного иона  $B^+$  образует вокруг себя область значительного нарушения кристаллической структуры материала. В результате, приповерхностная область КРТ, максимально разупорядоченная ионами  $B^+$ , становится насыщенной междоузельной ртутью Hg<sub>i</sub> вследствие образования пар Френкеля, а также проникновение атомов бора в катионную подрешетку матрицы. Причем, область максимального разупорядочения по глубине, обычно, не превышает пол микрона [22]. Последующий отжиг в атмосфере Ar с противодействием способствует диффузии ртути Hg<sub>i</sub> вглубь образца [23], т.к. избыточное давление в камере препятствует движению ртути к поверхности.

Появления точечных дефектов и сложных комплексов, в результате смещения окружающих ионов, приводит к искажению кристаллической решетки матрицы и, как следствие, деформирует эпитаксиальную пленку изучаемой структуры. Ме-

ханические напряжения в пленке КРТ, создаваемые при имплантации бором, могут быть определены из соотношения [8]:

$$\sigma(z) = \frac{C(z)\beta E}{(1-\nu)}, \quad (1)$$

где  $\nu$  - коэффициент Пуассона,  $E$  - модуль Юнга,  $z$  - координата,  $C(z)$  - профиль распределения введенной примеси,  $\beta$  - коэффициент сжатия кристаллической решетки, обусловленный размерным несоответствием атомов введенной примеси и кристаллической решетки матрицы. Значение, определенное нами на основании работы [24], составляет  $\beta \sim 3 \cdot 10^{-31} \text{ м}^3$ . Профиль распределения введенной примеси для типичной проимплантированной структуры CdHgTe/CdZnTe был определен из выражения [25]:

$$C(z) = C_{\max} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{z - R_p}{\Delta R_p}\right)^2\right] + C_B, \quad (2)$$

$$C_{\max} = \frac{D}{\sqrt{2\pi en\Delta R_p}},$$

где  $D = enQ = 4,8 \times 10^{-6} \text{ Кл/см}^2$ ,  $e$  - заряд электрона,  $R_p$  - проективный пробег имплантированных атомов,  $\Delta R_p = 0,125 \text{ мкм}$  - стрегглинг,  $n$  - кратность заряда иона,  $C_B$  - исходная концентрация,  $C_{\max}$  - максимальная концентрация примеси, соответствующая проекции пробега.

На Рис.4 приведен профиль распределения бора в КРТ  $C(z)$ , рассчитанный из соотношения (2). Из рисунка видно, что примесь располагается преимущественно в приповерхностном слое толщиной 0,4 мкм. Причем, максимального значения  $\sim 10^{24} \text{ м}^{-3}$  концентрация бора достигает на глубине  $\sim 0,2 \text{ мкм}$ . При  $z > 0,4 \text{ мкм}$ , концентрация введенной примеси  $C(z)$  убывает на порядки величины. Следует отметить, что толщина нарушенного слоя, определенная методом эллипсометрии ( $\sim 0,38 \text{ мкм}$ , см. Таблицу), близка по величине к толщине слоя, в котором наблюдается максимальная концентрация имплантата.

Максимальное значение величины механических напряжений от введенной примеси при низкоэнергетическом облучении КРТ ионами бора наблюдается, как и следовало ожидать, в приповерхностном слое, соответствующем области максимального разупорядочения, и, по нашим оценкам, составило  $\sigma_{\max} \sim 4 \cdot 10^4 \text{ Па}$  (см. вставку на Рис.4).

Поля механических напряжений, создаваемые радиационно -разупорядоченными слоями, эффективно геттерируют точечные дефекты и быстро диффундирующие примеси, например, в кремниевых пластинах [9]. В нашем случае можно говорить о влиянии механических напряжений нарушенного слоя на диффузию междуузельной ртути. Известно, что имплантация КРТ ионами малого радиуса (такими как  $B^+$ ) приводит к сжатию нарушенного слоя, тогда как имплантация ионами с радиусом, сравнимым с Hg (например, Са или Cd), вызывает растяжение нарушенного слоя [26]. Таким образом, сжатие приповерхностных слоев КРТ и, соответственно, растяжение более глубоких слоев способствует перераспределению дефектов при отжиге структуры. Причем, поток дефектов ( $Hg_i$ ) нормально направлен по отношению к поверхности образца из области сжатия в область растяжения. Очевидно, что диффузия междуузельной ртути вглубь образца, обусловленная градиентом концентрации  $Hg_i$  и усиленная градиентом механических напряжений, сопровождается залечиванием вакансий ртути  $V_{Hg}$ , что приводит к усилению электронного вклада в проводимость для КРТ, что в нашем случае подтверждается результатами исследования электрофизических параметров образцов до и после имплантации.

Следует также отметить особенности отклика изучаемой структуры на возмущающий

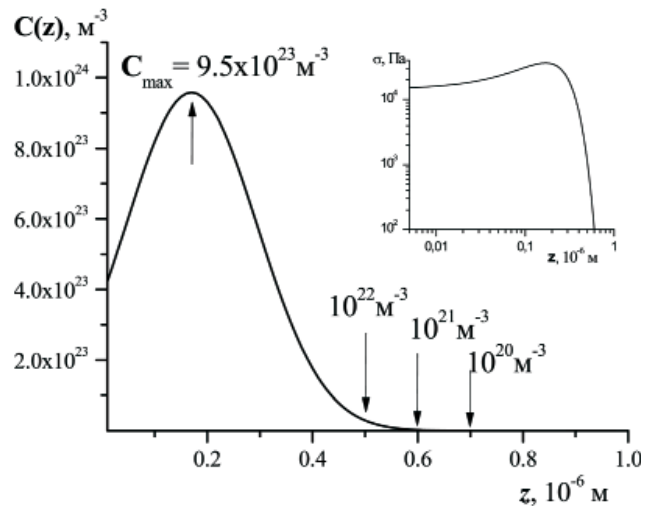


Рис. 4. Профиль распределения примеси  $B^+$  в пленке  $Cd_xHg_{1-x}Te$  на подложке  $CdZnTe$  ( $x \sim 0,223$ ). На вставке: распределение механических напряжений от введенной примеси при низкоэнергетическом облучении КРТ ионами бором по толщине разупорядоченного слоя.

Операции	Нарушенный слой/ $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ( $x \sim 0,223$ )		
	$d_n$ , мкм	Оптические параметры	
		$n_n / n$	$k_n / k$
Исходный	-	- / 3,87	- / 1,17
Имплантация $B^+$	0,38	1,029 / 3,56	0,098 / 0,67
1 – ый отжиг	0,38	1,024 / 3,85	0,097 / 1,138
2 - ой отжиг	0,35	1,04 / 3,5	0,096 / 1,21

Таблица №1. Оптические параметры структуры «нарушенный слой / $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  ( $x \sim 0,223$ )».

синусоидальный электрический сигнал. Очевидно, что характер температурных и частотных зависимостей емкости зависит от того, успевает ли процесс переноса заряда следовать за изменениями приложенного к структуре переменного напряжения, с помощью которого осуществляется измерение. Наблюдение низкочастотных особенностей (при  $10 \div 10^2$  Гц) указывает на то, что процесс переноса заряда связан с миграцией ионов. Некоторую аналогию можно провести с ионно-миграционной поляризацией в диэлектриках, которая обусловлена наличием в материале слоев с различной проводимостью, образованием объемных зарядов, особенно при высоких градиентах напряжения, и является поляризацией замедленного действия [27].

Для успешной трактовки полученных результатов необходимо уточнить аналоговую и физическую модели, что позволит прояснить механизм переноса заряда в разупорядоченной системе, такой как твердый раствор КРТ, подвергнутый действию низкоэнергетического облучения ионами бора.

### Выводы

Таким образом, установлено, что неориентированное низкоэнергетическое облучение образцов гетероструктуры  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  ( $x \sim 0,223$ )/ $\text{CdZnTe}$  ионами бора с энергией имплантации 100 кэВ и дозой имплантации  $3 \times 10^{13} \text{ см}^{-2}$  приводит к существенному изменению состояния поверхности, а также оптических и электрофизических характеристик пленки  $\text{CdHgTe}$ . Показано, что вводимый в приповерхностную область  $\text{CdHgTe}$  имплантат является причиной образования слоя с отличными от матрицы оптическими характеристиками, толщина которого ( $\sim 0,38$  мкм), определенная методом эллипсометрии, находится в удовлетворительном согласии с аналогичной величиной ( $\sim 0,4$  мкм), полученной при расчете

профиля распределения бора в проимплантированной структуре.

Установлено, что при неориентированном облучении образцов гетероструктуры  $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$  ( $x \sim 0,223$ )/ $\text{CdZnTe}$  ионами бора возникают радиационные точечные дефекты, которые искажают кристаллическую решетку в приповерхностной области пленки  $\text{CdHgTe}$  подобно сжатию. Произведена оценка величины коэффициента сжатия ( $\beta \sim 3 \cdot 10^{-31} \text{ м}^3$ ) кристаллической решетки твердого раствора  $\text{CdHgTe}$ , а также максимальное значение величины механических напряжений  $\sigma_{\text{макс}} \sim 4 \cdot 10^4 \text{ Па}$  в области радиационного разупорядочения, обусловленные низкоэнергетическим облучением ионами бора.

Авторы выражают благодарность Калистому Г.В. и Федулову В.В. за проведение процесса имплантации.

### Литература:

- Смирнов Л.С., Вопросы радиационной технологии полупроводников. -Новосибирск.: Наука, 1980. – 292 с.
- Li W.B., Zhang E.X., Chen M., Li N., Zhang G.Q., Liu Z.L., Formation of total-dose-radiation hardened materials by sequential oxygen and nitrogen implantation and multistep annealing // *Semicond. Sci. Technol.* – 2004. - V.19. - P. 571 - 576.
- Мынбаев К.Д., Иванов-Омский В.И., Легирование эпитаксиальных слоев и гетероструктур на основе КРТ // *ФТП.* - 2006. -Т. 40. -вып 1. - С. 3-22.
- Усков В.А., Краснов А.А., Иванов В.А., Образование дислокационных скоплений в арсениде галлия при облучении ионами аргона // *Сб. трудов VI Всесоюз. совещ. по исслед. арсенида галлия:* -Т. 2. - Томск. - 1987.- С.134.

5. Крылов П.Н., Лебедева А.А., Павлов П.В. и др., Изменение дислокационной структуры кремния при облучении ионами средних энергий // ФТТ. - 1973.-Т. 15. - № 9.- С. 2857-2859.
6. Крылов П.Н., Рац Ю.В., Стерхов А.Л., Влияние локального облучения ионами аргона на распределение дефектов и состава поверхностных слоев арсенида галлия // Вестник ННГУ им. Н.И. Лобачевского, серия «Физика твердого тела». – 1998. - Вып. 2. - С. 79 - 85.
7. Остафійчук Б.К., Федорів В.Д., Яблонь Л.С., Яремій І.П., Яворський Б.І., Залежність ступеня деформації LaGa – заміщених ферит – гранатових плівок від дози іонної імплантації // ФХТТ.- 2002 .- Т. 3. - №4.- С. 687-693.
8. Cerutti A. and Ghezzi C., X-ray observations of induced dislocations at simple planar structures in silicon // Phys. Stat. Sol.(a) - 1973. - V 17. - №1.- P. 237 245.
9. Литовченко В.Г., Романюк Б.Н., Эффект анизотропного геттерирования в планарных структурах // ФТП.- 1983. - В. 1. - Т. 17. - С.150-152.
10. Синица С.П., Матричные фотоприемные устройства инфракрасного диапазона, Новосибирск.: Наука,- 2001. - 375 с.
11. Бовина Л.А., Стафеев В.Н., Фролов А.В., Рубцов А.Г. // Матер. Всес. Сем. «Физика и химия полупроводников» Павлодар. - 1987. - С. 218.
12. Сизов Ф.Ф., Фотоэлектроника для систем видения в невидимых участках спектра, Академперіодика.: Киев, 2008.- 459 с.
13. Тетьоркін В.В., Івасів З.Ф., Сизов Ф.Ф., Край поглинання варізонних плівок  $Hg_{1-x}Cd_xTe$  вирощених методом рідкофазної епітаксії // УФЖ. – 1999. Т. - 44. - №9. С. 1128-1132.
14. Стойнов З.Б., Графов Б.М., Савова-Стойнова Б., Елкин В.В., Электрохимический импеданс, М.: Наука, 1991. - 336 с.
15. Prepost R., Maruyama T., Advances in Polarized Electron Sources // Annu. Rev. Nucl. Part Sci. - 1995. - V.45. - P.41-88.
16. Бондарев А.Д., Винокуров Д.А., Капитонов В.А и др., Исследование напряженных квантовых ям  $In_xGa_{1-x}As/InP$ , полученных методом МОС-гидридной эпитаксии // Письма в ЖТФ. - 1998. - Т.24. - №22. - С.46-52.
17. Orouji A.A., Kumar M.J., Nanoscale SOI MOS-FETS with Electrically Induced Source/Drain Extension: Novel Attributes and Design Considerations for Suppressed Short-Channel Effects // Superlattice and Microstructures. - 2006. - V.39. - N5.- P.395-405.
18. Paul D., Si/SiGe Heterostructures: from Material and Physics to Device and Circuits // Semicond. Sci. Technol. - 2004.- V.19. - P. R75-R108 .
19. Kagan M.S., Altukhov I.V., Chirkova E.G., Sinis V.P., Troeger R.T., Ray S.K., Kolodzey J., THz lasing of SiGe/Si quantum-well structures due to shallow acceptors // Phys. Stat. Sol. (b).- 2003.- V. 235. - P.135-140.
20. Prinz V.Ya., Precise semiconductor nanotubes and nanocorrugated quantum systems // Physica E, - 2004. - V. 24. - P.54-62.
21. Лазарев В.Б., Физико-химические свойства полупроводниковых веществ, Справочник, М.: Наука, 1979. – 330 с.
22. Holander-Gleixner S., Williams B.L., Robinson H.G., and Helms C.R., Modeling of junction formation and drive-in in ion implanted HgCdTe // J. Electron. Mater.- 1997. - V. 26. - N. 6. - P.629-634.
23. Helms C.R., Properties of CdHgTe native oxide interface // J.Vac. Sci. Technol.-1990. - A8 (2).- P.1178.
24. Якунин С.Н., Дремова Н.Н., О структурных особенностях гетерокомпозиций теллурида кадмия-ртути, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией // Письма в ЖЭТФ. - 2008. - Т.87. - В.9. - С.580-583.
25. Курносоев А.И., Юдин В.В., Технология производства полупроводниковых приборов и интегральных микросхем, Высшая школа, 1986. – 368 с.
26. Ebe H., Tanaka M. and Miyamoto Y., Dependency of p-n Junction Depth on Ion Species Implanted in HgCdTe // Journal of Electronic Materials. - 1999. - V. 28, - N. 6. - P.854-857.
27. Стукова Е.В., Милинский А. Ю., Маслов В. В., Диэлектрические свойства твердых растворов  $Na_{1-x}K_xNO_2$  // Известия РГПУ им. А.И. Герцена. - 2009. - №95. - С. 133-138.