

03,13

Эффект структурирования гетероэпитаксиальных систем CdHgTe/CdZnTe при облучении ионами серебра

© Ф.Ф. Сизов, Р.К. Савкина, А.Б. Смирнов, Р.С. Удовицкая, В.П. Кладько, А.И. Гудименко, Н.В. Сафрук, О.С. Литвин

Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарёва НАН Украины, Киев, Украина

E-mail: alex_tenet@isp.kiev.ua

(Поступила в Редакцию 5 марта 2014 г.
В окончательной редакции 2 июня 2014 г.)

Методом рентгеновской дифрактометрии, а также атомной силовой и электронной микроскопии получены характеристики нарушенного слоя гетероструктур p -Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe ($x \sim 0.223$) после имплантации ионами серебра с энергией 100 keV и дозой имплантации $Q = 3.0 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$. Обнаружено, что в результате ионной имплантации и последующего отжига (75°C) на поверхности образцов Hg(Cd)Te/Zn(Cd)Te формируется однородный массив наноструктур. Рентгеновские исследования спектров структурированного образца Hg(Cd)Te/Zn(Cd)Te указывают на образование в приповерхностной (< 100 nm) области базового материала фаз поликристаллического Hg(Cd)Te кубической структуры с составом $x \sim 0.20$, а также оксида Ag₂O. Для объяснения наблюдаемых эффектов трансформации дефектно-примесной системы и структурирования поверхности гетероэпитаксиальной пленки узкозонного полупроводника привлекается деформационная модель.

1. Введение

Современные полупроводниковые технологии являются по сути искусством „инженерии дефектов“, позволяющим прецизионно изменять свойства полупроводникового материала, оперируя наименьшими энергетическими затратами [1]. Так, широкий спектр топологических особенностей поверхности полупроводника можно развить путем ионной имплантации [2]. Например, при имплантации ионов магнитных (или немагнитных) металлов этот метод позволяет синтезировать в тонком приповерхностном слое облучаемой матрицы наноструктурированные слои, проявляющие как диамагнитные, так и суперпарамагнитные или даже ферромагнитные свойства [3]. Актуальной задачей ионной имплантации является формирование композитных структур типа нанокристаллическое включение–матрица [4].

Для узкозонных ртутьсодержащих полупроводников, к которым относятся твердые растворы кадмий–ртуть–теллур (КРТ), энергия, передаваемая при радиационной обработке и затрачиваемая на управление его примесно-дефектной структурой, зачастую является избыточной [5]. Существенная чувствительность данного полупроводникового материала к внешнему воздействию связана с низким порогом дефектообразования (энтальпия образования связи Hg–Te $\Delta H_f = 0.33 \text{ eV}$ [6]) и значительным количеством собственных электрически активных дефектов в исходном состоянии [7]. Даже в результате такого низкоэнергетического воздействия, как ультразвуковая обработка, в твердом растворе КРТ происходит изменение электрофизических и фотоэлектрических характеристик (вплоть до изменения типа проводимости) [8]. В процессе ионной имплантации область радиационного нарушения кристаллической струк-

туры КРТ насыщается вакансиями V_{Hg} , междоузлиями ртути и антиструктурным теллуром Te_{Me} . При этом трансформация системы дефектов может быть столь значительной, что даже при низкоэнергетическом режиме воздействия физическая ценность ионного легирования нивелируется [5].

Цель настоящей работы состоит в том, чтобы, используя существенно неравновесный способ введения атомов серебра, изучить особенности генерации и сброса механических напряжений в легируемом слое, а также провести характеризацию дефектов в приповерхностных областях гетероэпитаксиальной системы Hg(Cd)Te/Zn(Cd)Te.

2. Методика

В работе рассматриваются полупроводниковые структуры p -типа проводимости Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe ($x \sim 0.223$), выращенные методом жидкофазной эпитаксии. Образцы подвергались облучению ионами Ag⁺ со стороны гетерослоя КРТ на имплантаторе „Везувий-5“. Энергия и доза имплантации составляли 100 keV и $Q = 3.0 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ соответственно. После имплантации образцы выдерживались в камере с избыточным давлением аргона 4 bar в течение 5 h при температуре 75°C. Температурный режим и методика термообработки образцов позволили избежать процесса оксидации нарушенного слоя („зафиксировать“ поверхностный заряд) и активировать в нем миграцию ионов [9,10].

Состояние поверхности образцов до и после имплантации, а также после проводимых отжигов контролировалось методами атомной силовой микроскопии (AFM, NanoScope IIIa Digital Instruments) и электронной микроскопии (Tescan Mira3 LMU).

Информативным методом изучения ионно-имплантированных многослойных систем является рентгеновская дифрактометрия [11]. Анализ кривых дифракционного отражения позволяет характеризовать резкость гетерограницы, деформации, композиционный состав и структурные характеристики эпитаксиальных слоев [12,13]. Количественную структурную диагностику гетеросистем Hg(Cd)Te усложняет наличие искажений разнообразной природы, что придает рентгеновским дифракционным методикам актуальность и способствует их совершенствованию.

Для изучения структурных изменений поверхности твердого раствора Hg(Cd)Te использовались методы двух- и трехкристальной рентгеновской дифрактометрии [12]. Рентгеноструктурные исследования проводились на дифрактометре Panalytical X-Pert PRO MRD (Almelo, The Netherlands) с использованием характеристического $\text{CuK}\alpha_1$ -излучения. Монохроматизация рентгеновских лучей осуществлялась с помощью $4 \times \text{Ge}(220)$ -монохроматора и $2 \times \text{Ge}(220)$ -анализатора, что существенно увеличивает разрешающую способность прибора и позволяет фиксировать относительное изменение параметра кристаллической решетки с точностью до $\Delta a/a = 10^{-5}$. Исследуемый эпитаксиальный слой КРТ толщиной $17 \mu\text{m}$ рассматривался как объемный кристалл с нарушенным приповерхностным слоем.

3. Результаты и обсуждение

АФМ-изображение участка поверхности типичного имплантированного образца КРТ приведено на рис. 1, из которого видно образование массива наноразмерных объектов. АСМ-топometрия исходных образцов показала присутствие сетки квазипор глубиной $3.5\text{--}10 \text{ nm}$ и диаметром $50\text{--}160 \text{ nm}$ с плотноупакованными в плоскости поверхности зернами размером от 40 до 80 nm . После имплантации ионами серебра на фоне незначительного размытия границ зерен, но при сохранении исходной пористости на поверхности исследуемых образцов формируется однородный массив конусоподобных структур высотой от 5 до 25 nm с диаметром основания от 13 до 35 nm .

Моделирование процесса имплантации, проведенное нами в предыдущей работе с применением программного пакета TRIM_2008, позволило установить, что вводимая примесь локализуется преимущественно в приповерхностной области КРТ $\sim 100 \text{ nm}$ [14]. Результаты эллипсометрии также указывали на формирование в образцах CdHgTe/CdZnTe , имплантированных серебром, нарушенного слоя толщиной $\sim 100 \text{ nm}$ с аномальными значениями коэффициентов экстинкции и преломления [14].

В связи с этим изучение структурных свойств приповерхностного слоя имплантированных образцов КРТ методом рентгеновской дифрактометрии проводилось в скользкой геометрии (GI XRD). Угол падения рентгеновского пучка был подобран так, чтобы получить

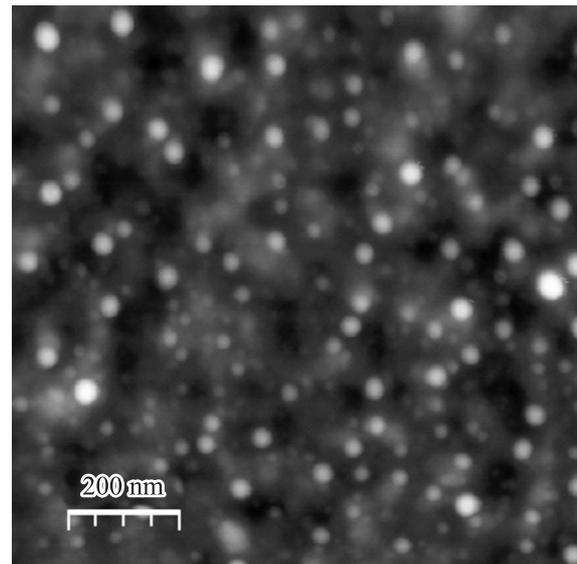


Рис. 1. АФМ-изображение поверхности имплантированного ионами Ag^+ и отожженного образца $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te/CdZnTe}$ ($x \sim 0.223$).

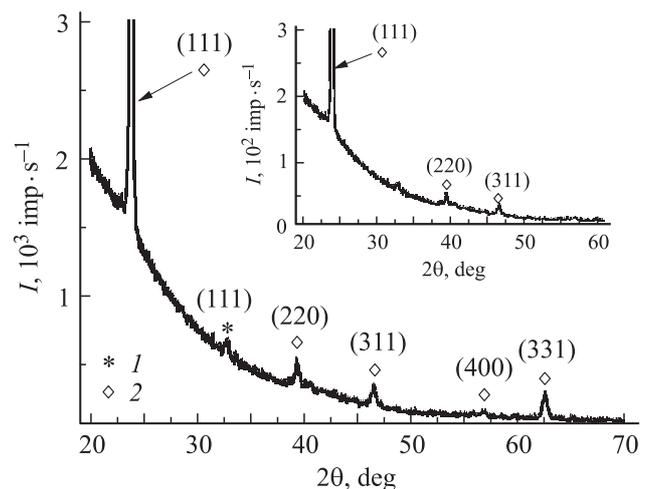


Рис. 2. GI XRD-спектр образца гетероструктуры $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te/CdZnTe}$ ($x \sim 0.223$) после имплантации ионами Ag^+ . Глубина проникновения рентгеновского излучения $< 200 \text{ nm}$ при $\theta_{\text{inc}} = 1^\circ$. 1 — $\text{Cd}_{0.20}\text{Hg}_{0.80}\text{Te}$, 2 — Ag_2O . На вставке — спектр рентгеновской дифракции образца в брэгговской конфигурации.

информацию с глубины $\sim 100 \text{ nm}$. Глубина проникновения рентгеновского излучения оценивалась с помощью выражения $2\theta_{\text{inc}}/\mu$, где μ — линейный коэффициент ослабления рентгеновского излучения. Для CdTe (а также для CdZnTe) он составляет величину $\sim 1.5 \cdot 10^3 \text{ cm}^{-1}$ для используемой в работе энергии рентгеновского пучка [15]. Значения θ_{inc} и глубины проникновения приведены в подписи к рис. 2.

Полученный GI XRD-спектр (рис. 2) указывает на образование в приповерхностной области базового мате-

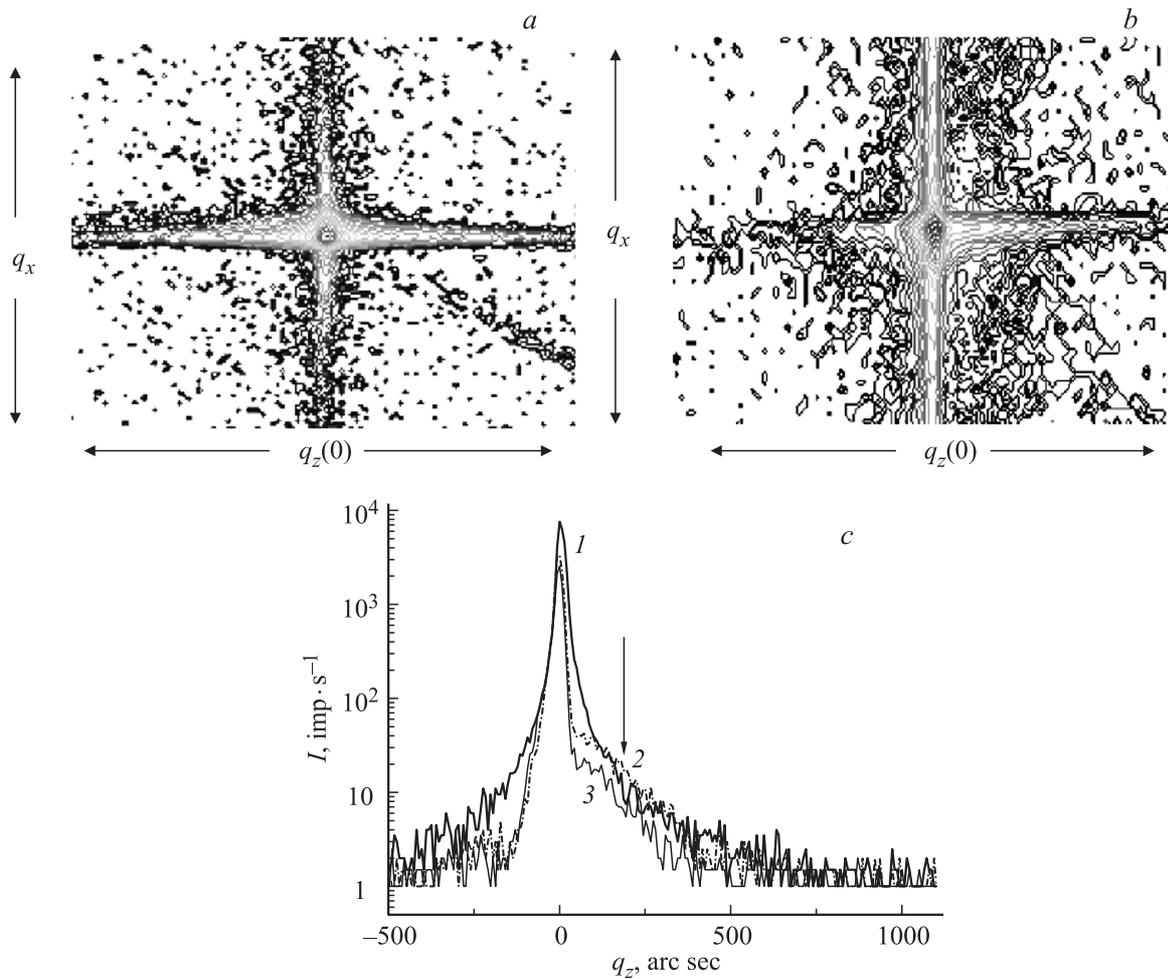


Рис. 3. Карты обратного пространства образца гетероструктуры Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe ($x \sim 0.223$) до (a) и после (b) имплантации ионами Ag⁺, полученные из совместного ω - и $\omega-2\theta$ -сканирования с использованием высокоразрешающих модулей. c — распределение интенсивности диффузного рассеяния от образца вдоль вектора дифракции — направление q_z . 1 — исходное состояние образца, 2 — после имплантации Ag⁺, 3 — после отжига.

риала поликристаллической фазы кубической структуры с составом $x \sin 0.20$ (ICDD PDF 00-051-1122),¹ параметр решетки $a = 6.4654 \text{ \AA}$. Также в спектре присутствует пик в районе угла 32.7° , который сопоставим с рефлексом (111) от Ag₂O (ICDD PDF 00-041-1104), параметр решетки $a = 4.7263 \text{ \AA}$. Наличие высокого уровня фона и размытых малоинтенсивных полос может указывать на то, что изучаемая область обладает разупорядоченной структурой, которая находится в состоянии фазового перехода [16–18]. Размер зон когерентного рассеяния по соотношению Шеррера [19,20] составил для пика (111) Ag₂O величину 70 nm, для пика (111) КРТ — 200 nm. На вставке к рис. 2 изображен спектр рентгеновской дифракции образца в брегговской конфигурации.

Результаты рентгенодифрактометрии типичного образца Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe ($x \sim 0.223$), полученные в симметричной конфигурации, приведены в таблице. Был

¹ Согласно картотеке Международного центра дифракционных данных (ICDD). PDF — файлы порошковой дифракции.

определен параметр решетки, который для исходного образца имеет значение 6.4631 \AA и указывает на anomalно низкое содержание кадмия в твердом растворе ($x = 0.156$), не соответствующее заявленному. Определение концентрации Cd проводилось по закону Вегарда [21]. В то же время энергодисперсионный рент-

Результаты рентгенодифрактометрии типичного образца Cd_xHg_{1-x}Te/CdZnTe ($x \sim 0.223$)

Образец	Параметр решетки, $a, \text{ \AA}$	FWHM, arcsec		
		$\omega-2\theta$ -скан	ω -скан	ω -скан, DCD*
Исходный	6.4631	22.4	26.8	64.4
После имплантации Ag ⁺	6.4659	20.5	48.4	68.0
После отжига Ag ⁺	6.4637	26.8	51.3	73.0

* Двухкристальный дифрактометр.

геновский микроанализ поверхности исходного образца (сетка с шагом $80\ \mu\text{m}$), а также данные ИК-Фурье-спектрометрии указывают на соответствие состава полупроводникового материала гетерослоя технологическому паспорту — $x \sim 0.223$. Отличие композиционных и структурных характеристик для исходного материала составляет $\Delta x = -0.067$ ($x_0 = 0.223$) и $\Delta a = -0.0029\ \text{\AA}$ ($a_0 = 6.4660\ \text{\AA}$) соответственно.

Для систем Hg(Cd)Te причиной наблюдаемого несоответствия может быть сжатие кристаллической решетки, обусловленное высокой концентрацией вакансий ртути в исходном образце ($p \sim 10^{17}\ \text{cm}^{-3}$). Так в работе [22] было установлено, что содержание Cd в твердом растворе КРТ, определенное методом рентгеновской дифрактометрии и энергодисперсионного микроанализа, различается более чем на 10%. Наблюдаемое различие объясняется эффектом сжатия кристаллической решетки вследствие высокой концентрации вакансий ртути ($\sim 10^{17} - 10^{18}\ \text{cm}^{-3}$). Авторы работы [22] также отметили аналогичное воздействие точечных дефектов на параметр решетки в твердых растворах SiGe.

Таким образом, в исходном материале КРТ присутствуют статические искажения с деформациями сжатия $\varepsilon_1 = a_{\text{CdHgTe}} - a_0/a_{\text{CdHgTe}} = -4.485 \cdot 10^{-4}$. Имплантация образцов серебром сдвигает дифракционный максимум $\omega - 2\theta$ -кривых в сторону меньших углов. Параметр кристаллической решетки КРТ возрастает относительно исходного значения (a_{CdHgTe}) на величину $\Delta a = 0.0028\ \text{\AA}$ (см. таблицу). Происходит растяжение исходно сжатого гетерослоя КРТ. Фактически деформация полупроводникового материала в результате имплантации, восстановив дефицит параметра a , восстанавливает его стехиометричность. Последующий отжиг приводит к частичной релаксации в нарушенном слое КРТ. Твердый раствор возвращается в область нестехиометричности и в напряженно-сжатое состояние (см. таблицу).

На рис. 3, *a, b* представлены карты распределения диффузного рассеяния вокруг узла 111 в обратном пространстве для образца гетероэпитаксиальной структуры $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdZnTe}$ ($x \sim 0.223$) до и после имплантации ионами серебра. Карты являются связанным набором сканирований перпендикулярно (q_x) и параллельно (q_z) вектору дифракции. Наблюдаемое распределение интенсивности параллельно оси q_z указывает на присутствие в исходном материале значительной структурной неоднородности, вызванной наличием микродефектов как вакансионного ($q_z < 0$), так и межузельного ($q_z > 0$) типа (рис. 3, *a*). Появление значительного диффузного гало в центральной части карты имплантированного образца (рис. 3, *b*) указывает на увеличение дефектности пленки КРТ после проведенной имплантации.

Также обнаружено значительное увеличение интенсивности диффузного рассеяния перпендикулярно вектору дифракции (q_x -направление). На изодиффузных кривых наблюдается увеличение полуширины ω -сканирования (см. последний столбец таблицы). Формально это может означать появление в материале дефектных

областей с локальными разворотами кристаллической решетки (дефекты разориентационного типа [23]). Однако обнаруженный факт выделения поликристаллической фазы КРТ (рис. 2), которая отличается от матрицы составом ($x = 0.2$), не дает нам права все списать на образование дефектов. Согласно выводам работы [23], выделение фазы происходит при когерентном изоморфном распаде твердых растворов, причем структурированный таким образом материал должен обладать пластинчатой формой с преимущественной ориентацией в направлении, перпендикулярном кристаллографическим эквивалентным направлениям [17]. Поликристаллический слой также дает увеличение области диффузного рассеяния в направлении, перпендикулярном вектору дифракции (q_x -направление) [24]. Последующий отжиг образца приводит к увеличению полуширины ω -сканирования (см. таблицу), т. е. степень дефектности/разупорядочения приповерхностного слоя возрастает.

Еще одной отличительной чертой для имплантированного образца является уменьшение фона и появление асимметрии в q_z -направлении (рис. 3, *b*), что отражается в таблице уменьшением параметра FWHM для $\omega - 2\theta$ -сканирования. Анализ q_z -сечения на рис. 3, *b* показывает, что кривая для образца после имплантации асимметрична.

По нашему мнению, структурная трансформация области, подвергнутой имплантационному воздействию, происходит за счет создания в тонком слое вещества состояния с избыточной энергией и может найти объяснение в рамках теории физикохимии активированного состояния поверхности твердого тела [25]. Анализ исходной поверхности образцов указывает на субструктурную ростовую неравновесность изучаемой системы Hg(Cd)Te. Поток заряженных частиц (ионов) дополнительно искажает кристаллическую решетку мишени, при этом происходит увеличение ее удельной поверхности и степени разупорядочения вплоть до образования нарушенного слоя с отличными от наблюдаемых для матрицы оптическими и электрическими характеристиками, концентрация серебра в нарушенном слое достигает величины $\sim 10^{19}\ \text{cm}^{-3}$ [14]. Иными словами, энтальпия системы Hg(Cd)Te увеличивается. Последующая релаксация неравновесного состояния полупроводникового материала может проходить через выделение тепла, возникновение дефектов кристаллического строения, образование новой поверхности вплоть до возбуждения твердофазных химических реакций [25].

Мы полагаем, что деформационные поля, возникающие при имплантации изучаемой гетероструктуры, являются определяющим фактором наблюдаемого преобразования ее поверхности. Как известно, накопление деформаций приводит к топологической нестабильности облучаемой поверхности [26,27]. Знак деформаций зависит от соотношения ионных радиусов атомов матрицы и вводимой примеси [28]. В результате имплантации твердого раствора КРТ ионами серебра ($r_{\text{Ag}}^+ = 1.71\ \text{\AA}$ сравним с $r_{\text{Hg}}^+ = 1.76\ \text{\AA}$ и $r_{\text{Cd}}^+ = 1.71\ \text{\AA}$) происходит

увеличение локального объема и растяжение кристаллической решетки, что подтверждается данными рентгеноструктурного анализа. Рассчитанное значение механических напряжений составляет $\sigma_{\max} = 2 \cdot 10^5$ Па [14]. В результате на каждый локальный объем кристалла (блок) будет действовать сила со стороны соседних блоков, причем из-за флуктуаций результирующая сила и ее момент не будут равны нулю. При превышении предела прочности КРТ это может привести к повороту небольших кристаллических блоков и структурированию материала.

В соответствии с существующими представлениями о Hg(Cd)Te доминирующим процессом преобразования системы дефектов в этом материале является диффузия, взаимодействие и рекомбинация вакансий и междоузлий ртути: $Hg_i + V_{Hg} = Hg_{Hg}$. Области растяжения, возникающие при внедрении серебра в КРТ, смещают эту реакцию влево [28], а сжатие более глубоких слоев разрыхленной эпитаксиальной пленки препятствует процессу диффузии ртути в глубь мишени.

Вакансионный материал, полученный с помощью технологии жидкофазной эпитаксии, из-за деформационного искажения демонстрирует асимметрию формы (рис. 3, с), указывающую на преимущественное увеличение параметра кристаллической решетки КРТ. Наличие плеча на кривой дифракционного отражения со стороны больших углов (рис. 3, с) подтверждает факт накопления в приповерхностной области мишени нерекombинировавших собственных дефектов, о чем также свидетельствует сохранение исходной пористости в образцах КРТ как после имплантации, так и после термической обработки.

Отметим, что серебро демонстрирует высокую проникающую способность и имеет склонность к образованию твердых растворов в КРТ, обладающих высокой лабильностью [29]. Мы не смогли четко определить химический состав образовавшихся на поверхности имплантированных образцов наноструктур. В то же время результаты рентгеновской дифрактометрии однозначно указывают на появление новой фазы в приповерхностном слое КРТ. По нашему мнению, причиной наблюдаемой самоорганизации наногетероэпитаксиальных структур металл–оксид–полупроводник на поверхности имплантированной пленки является процесс структурной стабилизации неравновесности активированного состояния системы Hg(Cd)Te, которая управляется процессами упругого взаимодействия в ансамблях простейших дефектов [25].

4. Заключение

В работе рассмотрено структурирование приповерхностных областей гетероэпитаксиальной системы Hg(Cd)Te/Zn(Cd)Te в процессе низкоэнергетического облучения ионами серебра. Обнаружено, что в результате ионной имплантации и последующего отжига на поверхности образцов $p\text{-Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te/CdZnTe}$ ($x \sim 0.223$)

образуется однородный массив наноструктур высотой от 5 до 25 nm с диаметром основания от 13 до 35 nm. Рентгеновские исследования спектров структурированного образца Hg(Cd)Te/Zn(Cd)Te указывают на образование в приповерхностной (< 100 nm) области базового материала поликристаллической фазы Hg(Cd)Te кубической структуры с составом $x \sim 0.20$, а также фазы металл–оксид (Ag_2O).

Методом рентгеновской дифрактометрии обнаружено отличие композиционных и структурных характеристик ($\Delta x = -0.067$ и $\Delta a = -0.0029$ Å) для исходного „вакансионного“ материала $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ ($x \sim 0.223$), которое вызвано деформационным искажением кристаллической решетки КРТ собственными точечными дефектами — вакансиями ртути.

Полученные результаты могут быть использованы для повышения эффективности полупроводниковых фотопреобразователей, увеличения адгезии специальных покрытий [30], осаждаемых на поверхность системы Hg(Cd)Te. Остается открытым вопрос о процессе окисления серебра и фотоактивности наногетероэпитаксиальных структур металл–оксид–полупроводник, необходимы также исследования стабильности такой системы во времени.

Список литературы

- [1] Н.А. Соболев. ФТП **44**, 1, 3 (2010).
- [2] J.B. Malherbe. In: Ion beam analysis of surfaces and interfaces of condensed matter systems / Ed. P. Chakraborty. Nova Science Publ., NY (2003). P. 357.
- [3] X. Battle, A. Labarta. J. Phys. D **35**, R15 (2002); M. Holdenried, H. Micklitz. Eur. Phys. J. **13**, 205 (2000).
- [4] A. Meldrum, R. Lopez, R.H. Magruder, L.A. Boatner, C.W. White. In: Materials science with ion beams. Springer, Berlin–Heidelberg (2010). P. 255–285.
- [5] К.Д. Мынбаев, В.И. Иванов-Омский. ФТП **40**, 3, 3 (2006).
- [6] В.Б. Лазарев. Физико-химические свойства полупроводниковых веществ. Наука, М. (1979). 339 с.
- [7] Mercury cadmium telluride growth, properties and applications / Eds P. Capper, J. Garland. John Wiley & Sons Ltd. (2011). 563 p.
- [8] R.K. Savkina, A.B. Smirnov, F.F. Sizov. Semicond. Sci. Technol. **22**, 97 (2007).
- [9] A.M. White. J. Phys. D **14**, 1, L1 (1981).
- [10] Y. Nemirovsky, E.J. Finkman. Electrochem. Soc. **126**, 768 (1979).
- [11] V.P. Kladko, L.I. Datsenko, J. Bak-Misiuk, S.I. Olikhovskii, V.F. Machulin, I.V. Prokopenko, V.B. Molodkin, Z.V. Maksimenko. J. Phys. D **34**, A87 (2001).
- [12] А.Н. Ефанов, В.П. Кладько. Металлофизика и новейшие технологии **28**, 2, 227 (2006).
- [13] V.B. Molodkin, S.I. Olikhovskii, E.G. Len, E.N. Kislovskii, V.P. Kladko, O.V. Reshetnyk, T.P. Vladimirova, B.V. Sheludchenko. Phys. Status Solidi A **206**, 1761 (2009).
- [14] A.B. Smirnov, O.S. Litvin, V.O. Morozhenko, R.K. Savkina, M.I. Smolii, R.S. Udovytka, F.F. Sizov. Ukr. J. Phys. **58**, 9, 872 (2013).

- [15] A. Rogalski. *Progr. Quant. Electron.* **36**, 342 (2012).
- [16] H.P. Klug, L.E. Alexander. *X-ray diffraction procedures for polycrystalline amorphous materials*. 2nd ed. John Wiley, N.Y. (1974). P. 791.
- [17] М.А. Кривоглаз. Диффузное рассеяние рентгеновских лучей и нейтронов на флуктуационных неоднородностях в неидеальных кристаллах. *Наук. думка, Киев* (1984). 287 с.
- [18] Ж.М. Лен. *Супрамолекулярная химия*. Наука, Новосибирск (1998). 334 с.
- [19] B.D. Cullity. *Elements of X-ray diffraction*. Addison–Wesley (1978). 828 p.
- [20] Landolt-Börnstein. *Numerical data and functional relationships in science and technology* / Ed. K.H. Hellwege. Springer-Verlag, Berlin (1982). V. 17. P. 227.
- [21] I. Utke, L. Parthier, M. Shenk. *J. Cryst. Growth* **123**, 269 (1992).
- [22] С.Н. Якунин, Н.Н. Дремова. *Письма в ЖЭТФ*. **87**, 9, 580 (2008).
- [23] А.И. Гусев. *Нанокристаллические материалы: методы получения и свойства*. УрО РАН, Екатеринбург (1998). 200 с.
- [24] V.P. Kladko, A.V. Kuchuk, P.M. Lytvyn, O.M. Yefanov, N.V. Safriuk, A.E. Belyaev, Yu.I. Mazur, E.A. DeCuir, Jr, M.E. Ware, G.J. Salamo. *Nanoscale Res. Lett.* **7**, 289 (2012).
- [25] К. Майер. *Физико-химическая кристаллография*. Металлургия, М. (1972). 478 с.
- [26] T. Egami, Y. Waseda. *J. Non-Cryst. Solids*. **64**, 113 (1984).
- [27] Л.С. Палатник, П.Г. Черемской, М.Я. Фукс. *Поры в пленках*. Энергоиздат, М. (1982). 216 с.
- [28] H. Ebe, M. Tanaka, Y. Miyamoto. *J. Electron. Mater.* **28**, 6, 854 (1999).
- [29] М.И. Ибрагимова, В.Ю. Петухов, И.Б. Хайбуллин. *ФТП* **27**, 4, 560 (1993).
- [30] Ф.Ф. Сизов, Н.И. Ключ, А.Н. Лукьянов, Р.К. Савкина, В.Б. Лозинский, В.А. Мороженко, В.А. Дериглазов. *ЖТФ* **82**, 8, 83 (2012).