

УДК 621.315.592:621.793.162

Выращивание эпитаксиальных слоев $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ на подложках GaAs большого диаметра химическим осаждением из паров МОС и ртути

А.В. Чилиясов, А.Н. Моисеев, Б.С. Степанов, К.Е. Савлинов,
А.П. Котков, Н.Д. Гришинова

Разработана отечественная МOCVD технология получения эпитаксиальных слоев $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ составов $x = 0,22-0,45$ с неоднородностью по площади $\Delta x = \pm 0,002-0,003$ на подложках из GaAs(310) диаметром 2 дюйма. Эпитаксиальные слои $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ имели p -тип проводимости с концентрацией носителей заряда $p_{77} = (0,6-2,0) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$, подвижностью $\mu_{77} = 450-185 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ ($x = 0,22-0,45$) и временем жизни неравновесных носителей заряда $\tau_{77} = 100-200 \text{ нс}$. Поверхностная плотность ростовых дефектов не превышала 100 см^{-2} .

PACS: 81.05.Dz; 81.15.Gh

Ключевые слова: кадмий-ртуть-теллур, эпитаксия, МOCVD, подложки GaAs, диэтилтеллур, диизопропилтеллур, диметилкадмий

Введение

Твердые растворы теллуридов кадмия-ртути $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ (КРТ) устойчиво занимают лидирующее положение среди материалов, используемых при создании приборов для регистрации инфракрасного излучения. Максимум фоточувствительности материала $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ определяется его составом x и лежит в коротковолновом (1–3 мкм для $x \approx 0,4$), средневолновом (3–5 мкм для $x \approx 0,3$) и длинноволновом (8–12 мкм для $x \approx 0,2$) ИК-диапазонах области прозрачности атмосферы.

Основным элементом современной системы, работающей в ИК диапазоне, является матричное фотоприемное устройство (МФПУ). Для изготовления МФПУ смотрящего типа необходим фоточувствительный материал большой площади и однородным распределением свойств. Этим требованиям отвечают эпитаксиальные слои (ЭС) $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$, полученные на различных гетероподложках. К наиболее развитым методам эпитаксиального выращивания КРТ относят методы жидкофазной эпитаксии (ЖФЭ), молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) и химического оса-

ждения из паров металлоорганических соединений (МОС) – МOCVD. Каждый из способов имеет ряд преимуществ и недостатков.

К настоящему моменту эпитаксиальные структуры на основе КРТ, полученные МOCVD-методом, по своим характеристикам не уступают слоям, полученным по другим технологиям [1–3]. К достоинствам МOCVD-метода получения эпитаксиальных слоев КРТ относят его гибкость и производительность, что позволяет получать сложные структуры большой площади на самых разных подложках и, следовательно, снизить их стоимость.

Лучшими для выращивания ЭС КРТ являются подложки из согласованного с ним по параметру кристаллической решетки твердого раствора $\text{Cd}_y\text{Zn}_y\text{Te}$ ($y=0,03-0,04$). Однако вследствие сложности изготовления высококачественные подложки из CdZnTe ограничены по размерам и до сих пор слишком дороги. Наибольшее распространение среди альтернативных подложек получили подложки из Si и GaAs с нанесенным на них буферным слоем из CdTe [4–6]. Рассогласование параметров решеток между GaAs и CdTe (14,6 %) меньше, чем между Si и CdTe (19 %), и поэтому успешных примеров получения монокристаллических буферных слоев CdTe на подложках из арсенида галлия и последующего выращивания на них высококачественных ЭС КРТ МOCVD-методом достаточно много [7, 8].

Целью настоящей работы являлась разработка отечественной МOCVD-технологии получения нелегированных ЭС КРТ p -типа проводимости на подложках из GaAs большого диаметра.

Чилиясов Алексей Викторович, ст. научн. сотр.

Моисеев Александр Николаевич, зам. директора.

Степанов Борис Сергеевич, мл. научн. сотр.

Савлинов Кирилл Евгеньевич, инженер.

Котков Анатолий Павлович, ст. научн. сотр.

Гришинова Наталья Дмитриевна, ст. научн. сотр.

Институт химии высокочистых веществ РАН.

Россия, 603950, Нижний Новгород, ул. Тропинина, 49.

Тел.: (831)-462-76-02. E-mail: tchilyasov@ihps.nnov.ru

Статья поступила в редакцию 20 января 2013 г.

© Чилиясов А.В., Моисеев А.Н., Степанов Б.С., Савлинов К.Е., Котков А.П., Гришинова Н.Д., 2013

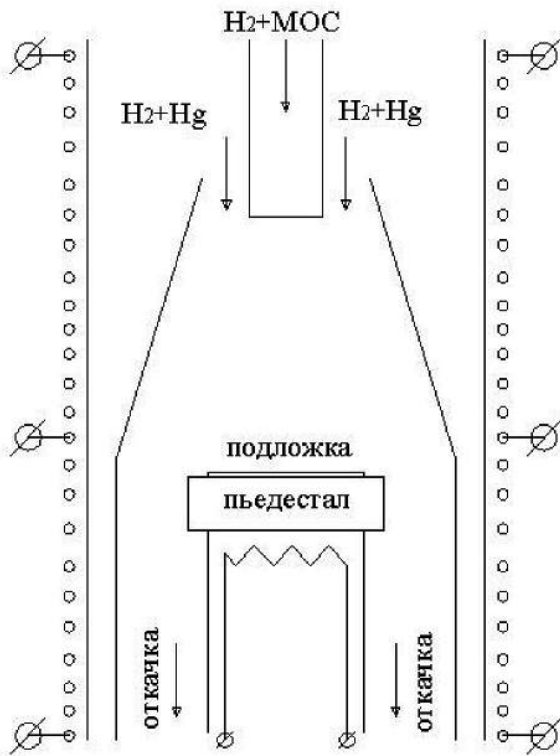


Рис. 1. Схема эпитаксиального реактора для осаждения слоев КРТ из паров ртути и МОС кадмия и теллура

Экспериментальная часть

Осаждение эпитаксиальных слоев КРТ проводилось из паров элементарной ртути и металлоорганических соединений теллура и кадмия в кварцевом вертикальном реакторе с нагретыми стенками при давлении 0,2 атм (рис. 1). Конструкция ранее использовавшегося реактора [9] была усовершенствована, а именно, увеличены размеры, позволяющие использовать подложки до 3 дюймов, введены внутренний источник ртути и нагреваемый изнутри неподвижный пьедестал. Газодинамические, тепло- и массообменные процессы в новом реакторе исследованы методами вычислительного эксперимента [10].

В работе использовались высокочистые МОС кадмия и теллура – диметилкадмий (ДМК), диэтилтеллур (ДЭТ) и диизопропилтеллур (ДиИПТ), производства ЗАО «Элма-хим» (Зеленоград, г. Москва) с содержанием примесей металлов < (0,05 - 1,0) ppm и ртуть марки Р-10-6 Никитовского ртутного комбината. Газом-носителем служил водород, очищенный диффузией через палладиевую мембрану.

В реакторе реализован отдельный ввод МОС и паров ртути. Такая конструкция обусловлена необходимостью уменьшения времени взаимодействия паров ДМК и ртути с вероятным образованием гетерофазных частиц в газовой фазе [11, 12].

В качестве подложек использовали «epi-ready» пластины полуизолирующего GaAs ориентации (310), (100) и (111)В диаметром 2 дюйма.

Процесс получения гетероэпитаксиальных слоев КРТ включал в себя стадии предростового отжига подложки в потоке водорода при 560–580 °С, выращивания буферного слоя из CdTe толщиной не менее 3 мкм и осаждения $Cd_xHg_{1-x}Te$ послойным нанесением тонких чередующихся слоев CdTe и HgTe (суммарной толщиной 0,1–0,15 мкм) (IMP-метод [13]). Осаждение буферного слоя и подслоев CdTe вели из паров ДМК и ДЭТ, а подслоев HgTe из паров ртути и ДиИПТ при температуре графитового пьедестала в диапазоне 350–380 °С.

Состав $Cd_xHg_{1-x}Te$ задавался соотношением толщин чередующихся слоев d_{CdTe} и d_{HgTe} и определялся скоростями роста и временем их осаждения:

$$x \text{ (мольная доля CdTe)} = \frac{d_{CdTe}}{d_{CdTe} + d_{HgTe}} = \left[\frac{t_{HgTe} / t_{CdTe}}{V_{CdTe} / V_{HgTe}} + 1 \right]^{-1},$$

где t_{CdTe} , t_{HgTe} – время и V_{CdTe} , V_{HgTe} – средняя скорость осаждения подслоев CdTe и HgTe.

Условия проведения осаждения CdTe и HgTe выбирались с учетом ранее проведенных исследований [14]. Различная термическая устойчивость ДМК, ДЭТ и ДиИПТ требовала различных условий, необходимых для осаждения качественных слоев CdTe и HgTe в едином ростовом процессе. Сближения оптимальных условий осаждения подслоев достигали за счет изменения линейной скорости потоков в реакторе. Суммарный поток водорода на стадии роста CdTe составлял 3,3 л (н.у.)/мин, а на стадии HgTe – 2,1 л (н.у.) /мин. Между стадиями осаждения CdTe и HgTe реактор продували водородом для выноса продуктов взаимодействия из зоны осаждения.

Скорость роста для CdTe зависела от направления кристаллографической ориентации подложки, а для HgTe практически не зависела. При парциальном давлении МОС кадмия и теллура на входе в реактор $P_{ДМК} = 5,5$ Па, $P_{ДЭТ} = 24,2$ Па, $P_{ДиИПТ} = 22,0$ Па и $P_{Hg} = 2$ кПа скорость осаждения V_{CdTe} для разных ориентаций составляла 2,3 – 3,2 мкм/час ($V_{CdTe(100)} < V_{CdTe(310)} < V_{CdTe(111)В}$), а $V_{HgTe} = 6,0 – 6,5$ мкм/час.

Завершающим этапом получения гетероструктуры было нанесение пассивирующего защитного покрытия из CdTe толщиной ~ 1 мкм на эпитаксиальный слой $Cd_xHg_{1-x}Te$ в едином ростовом процессе, отжиг полученной структуры в парах ртути при температуре осаждения для гомогенизации состава слоя КРТ и низкотемпературный отжиг структуры для получения требуемых электрофизических параметров. Общая структура эпитаксиальной гетерокомпозиции представлена на рис. 2.

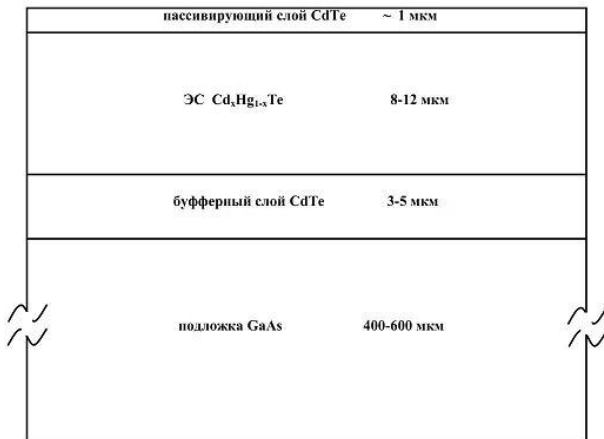


Рис. 2. Структура гетероструктуры ЭС КРТ

Толщину эпитаксиального слоя $Cd_xHg_{1-x}Te$ (относительная погрешность 1–2 %), состав (x , абсолютная погрешность 0,002) и неоднородность состава ЭС по площади подложки (Δx) определяли из спектров ИК-пропускания, полученных на спектрометре «Nicolett 6700» фирмы Thermo Fisher Scientific Inc. Структурное совершенство эпитаксиальных слоёв оценивали по полуширине кривой качания рентгеновской дифракции (FWHM) на двухкристальном дифрактометре ДРОН-4М (относительная погрешность определения 5 %). Морфологию поверхности ЭС КРТ, характер и поверхностную плотность ростовых дефектов исследовали при помощи оптического микроскопа Carl Zeiss AxioPlan 2. Электрофизические параметры ЭС КРТ, а именно, концентрацию и подвижность носителей заряда определяли из измерений эффекта Холла в магнитном поле напряженностью от 0,1 до 1,0 Тл методом Вандер-Пау (относительная погрешность 35 и 25 %, соответственно). Время жизни неравновесных носителей заряда определяли по времени релаксации фотопроводимости структуры бесконтактным методом во ФГУП «НПО «Орион» (относительная погрешность 15 %).

Результаты и обсуждение

Спектры ИК-пропускания полученных образцов разного состава представлены на рис. 3. В полосе прозрачности спектров пропускания ЭС КРТ наблюдается сложная интерференционная картина, обусловленная отражением света от границ раздела гетерокомпозиции. Расстояние между экстремумами позволяет определить толщину ЭС КРТ. Наличие дополнительной модуляции (хорошо заметной на образцах с $x > 0,3$) обусловлено наличием тонкого покрывного слоя CdTe и свидетельствует о достаточно резкой границе $Cd_xHg_{1-x}Te/CdTe$.

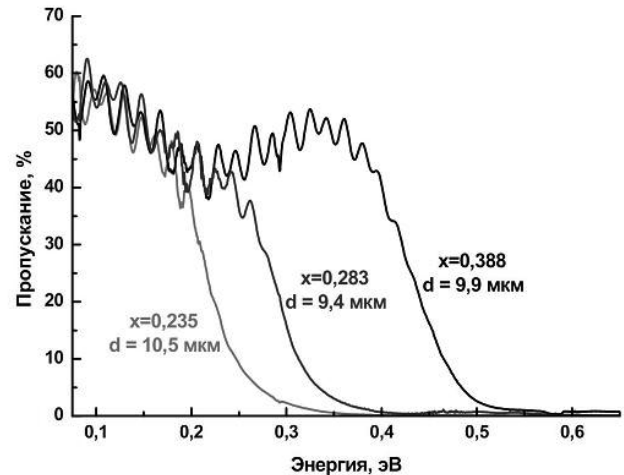


Рис. 3. Спектры пропускания эпитаксиальных гетероструктур GaAs(310)/CdTe/Cd_xHg_{1-x}Te/CdTe разного состава

Состав ЭС $Cd_xHg_{1-x}Te$ (x) определялся по положению края пропускания в ИК-спектре структуры (на половине высоты), соответствующему ширине запрещенной зоны E_g материала, которая в свою очередь определяется составом и температурой [15].

Распределение состава ЭС КРТ и его толщины по площади (диаметр 50,8 мм) приведено на рис. 4. Неоднородность по толщине не превышает 5 %, по составу Δx не превышает $\pm 0,003$ для состава $x \approx 0,4$ и $\pm 0,002$ для составов $x \approx 0,2 - 0,3$.

Морфология поверхности и кристаллическое совершенство ЭС КРТ, полученных на подложках GaAs разной кристаллографической ориентации, представлены в табл. 1. В одинаковых условиях нами были испытаны подложки с кристаллографическим направлением [310] и [111]В с отклонением не более 0,5° и [100] с отклонением 4° к

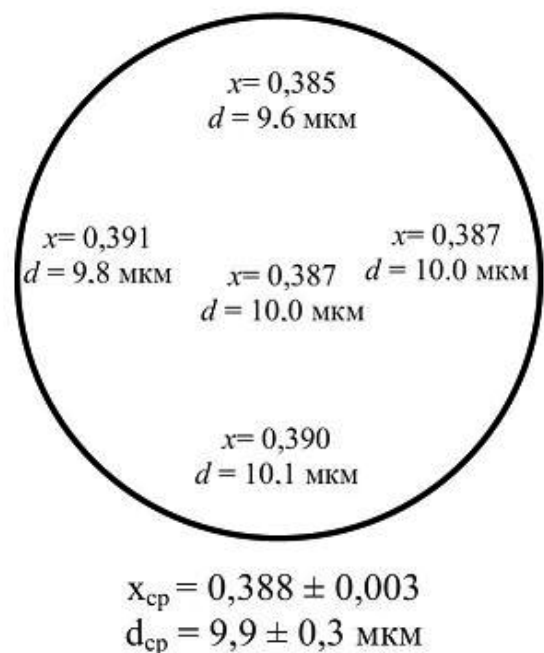


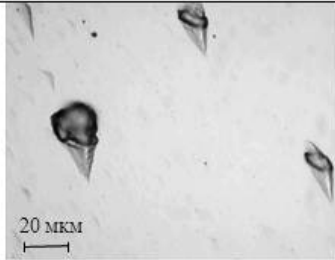
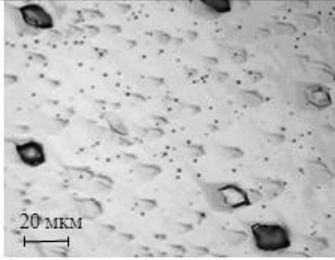
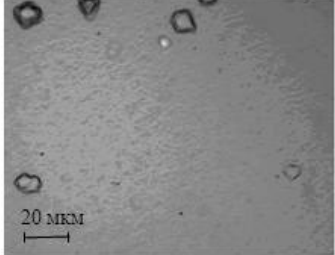
Рис. 4. Однородность распределения толщины и состава образца ЭС $Cd_xHg_{1-x}Te$ на подложке диаметром 2 дюйма

$$x_{cp} = 0,388 \pm 0,003$$

$$d_{cp} = 9,9 \pm 0,3 \text{ мкм}$$

Таблица 1

Зависимость кристаллического совершенства и морфологии поверхности ЭС $Cd_xHg_{1-x}Te$ от ориентации роста

Образец	Кристалл. ориентация	x	d , мкм	FWHM, угл. мин	Морфология поверхности
mct- 0741	(310)	0,407	8,5	5,4	
mct- 0742	(100)	0,375	7,6	14,3	
mct- 0743	(111)В	0,464	8,5	2,9	

направлению $\langle 110 \rangle$. Кристаллографическое направление роста всех эпитаксиальных слоев совпадало с направлением подложки.

Наилучшее кристаллическое совершенство слоя КРТ наблюдалось на подложках GaAs(111) В (FWHM рентгеновской дифракции составляла около 3 угл. мин). Однако в случае слоев КРТ(111) В отмечалось наличие в них до 50 % двойников. Склонность ЭС КРТ ориентации (111)В к двойникованию подробно описана в литературе [16]. Показано, что этот тип дефекта обладает акцепторной активностью [17], что может быть одним из ограничений использования в дальнейшем таких слоев для изготовления фотодиодных матриц. Ухудшение величины FWHM ЭС КРТ, выращенных на GaAs(100), могло быть связано с неоптимальным для этой ориентации режимом предростового отжига подложки [18].

Электрофизические параметры ЭС КРТ, выращенных в одних и тех же условиях на подложках разной кристаллографической ориентации, были различны, что говорит о заметном влиянии кинетических факторов роста и неравновесных условиях осаждения.

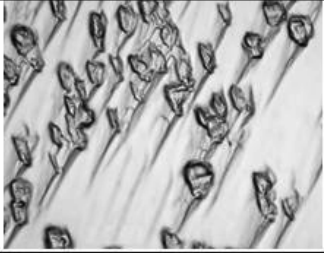
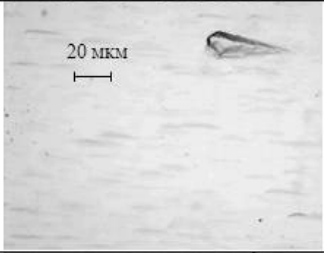

Преимуществом ориентации (310) перед другими, предопределившим ее выбор и дальнейшее

изучение, стали близкие к требуемым электрофизические характеристики слоев, полученные непосредственно в ростовом процессе. Слои КРТ(310) с $x \approx 0,3-0,45$ обладали дырочным типом проводимости с $p_{77} = (0,3-1) \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ и подвижностью $\mu_{77} = 100 - 250 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ (при $B = 1 \text{ Тл}$). Слои КРТ, полученные на подложках GaAs(100) и GaAs(111)В обладали либо n - , либо смешанным типом проводимости с $n_{77} \sim 1 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ и $\mu_{77} \sim 10^3-10^4 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ и для дальнейшего использования требовали дополнительного низкотемпературного отжига.

Для исследованных ориентаций роста характерным является наличие большого числа ростовых дефектов типа «бугорок» (т.н. «hillock»), форма и размер которых зависит от кристаллографического направления роста ЭС КРТ с поверхностной плотностью $(1-5) \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$. Для ориентации (310) дефект представляет собой ограниченную вытянутую пирамиду с поликристаллическим центральным ядром со средним латеральным размером $20 \times 30 \text{ мкм}$ и высотой 3-5 мкм (рис. в табл. 1). Обсуждаются различные причины образования дефектов типа «хиллок» в МOCVD-методе роста ЭС КРТ, однако к единому мнению исследователи до сих пор не пришли [19].

Таблица 2

Зависимость морфологии поверхности и количества ростовых дефектов от температуры осаждения ЭС КРТ (310)

Темп-ра осаждения CdHgTe, °C	Состав, толщина	FWHM, угл.мин	Морфология поверхности	Средняя плотность дефектов, см ⁻²
365 °C	x=0,254 d=11,0 мкм	4,4		$N_d > 1000 \text{ см}^{-2}$
356 °C	x=0,388 d=9,9 мкм	4,4		$N_d = 400 \text{ см}^{-2}$
352 °C	x=0,342 d=8,5 мкм	3,8		$N_d = 200 \text{ см}^{-2}$

Минимизация плотности дефектов роста является первоочередной задачей МOCVD эпитаксии КРТ, поскольку большое число дефектов заметно снижает число годных элементов МФПУ. Поэтому одной из основных задач нашего исследования было уменьшение концентрации поверхностных дефектов.

Зависимость кристаллического совершенства, морфологии поверхности и количества ростовых дефектов ЭС $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ (с $x \approx 0,25-0,4$) от температуры осаждения приведена в табл. 2. Было показано, что понижение температуры осаждения с ~ 370 до ~ 350 °C уменьшает поверхностную плотность ростовых дефектов более чем в десять раз. Наилучшим структурным совершенством (FWHM – 3–4 угл.мин) и морфологией поверхности обладали слои, полученные при 352 °C, при этом число ростовых дефектов снижалось до 150–200 см⁻². Дальнейшее понижение температуры пьедестала не приводило к уменьшению плотности ростовых дефектов, а морфологию поверхности и структурное совершенство слоев ухудшало.

Путем оптимизации температуры предростового отжига подложек и температуры выращивания буферного слоя CdTe удалось снизить количество «хиллоков» еще в 2-3 раза, хотя при этом

20 мкм

←

происходило небольшое ухудшение кристаллического совершенства (FWHM - 5-7 угл.мин) и морфологии поверхности эпитаксиального слоя. Это позволило получать ЭС КРТ диаметром 2 дюйма со средней плотностью дефектов 50–100 см⁻².

Коэффициент Холла в образцах практически не зависел от величины напряженности магнитного поля: $1,0 \leq R_{h(0,1)}/R_{h(1,0)} \leq 1,2$, где $R_{h(0,1)}$ и $R_{h(1,0)}$ – коэффициенты Холла при $B = 0,1$ и $1,0$ Тл, соответственно.

Данные по зависимости холловской подвижности и концентрации носителей заряда в образцах ЭС $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ от состава (x) при $T = 77$ К и $B = 1$ Тл представлены на рис. 5. Образцы имели p -тип проводимости с концентрацией носителей заряда $p_{77} = (0,6-2,0) \cdot 10^{16}$ см⁻³ и подвижностью μ_{77} от 450 см²/В·с при $x = 0,23$ до 185 см²/В·с при $x = 0,42$.

Значения времени жизни неравновесных носителей заряда в образцах с составом x от 0,28 до 0,45 находилось в диапазоне 100 - 200 нс при $T=77$ К и не коррелировало с составом. Время жизни неравновесных носителей заряда заметно увеличивалось (до 500–1500 нс) при увеличении температуры до $T = 295$ К. Такое поведение характерно для собственного материала ($x \sim 0,22$), электрофизические параметры которого опреде-

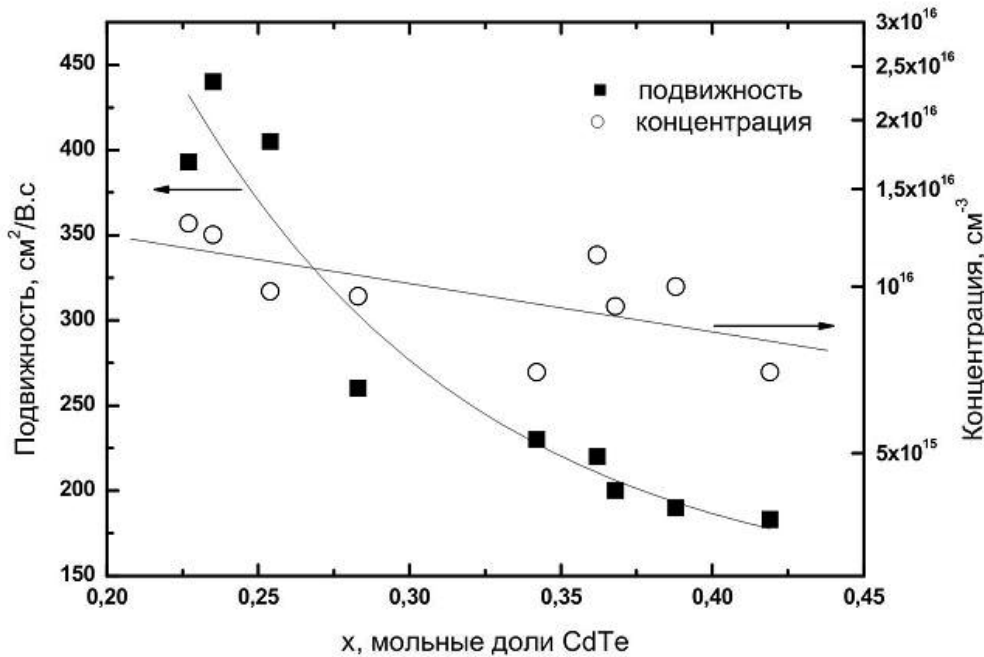


Рис. 5. Зависимость электрофизических параметров эпитаксиальных структур GaAs(310)/CdTe/Cd_xHg_{1-x}Te/CdTe при 77 К ($V=1$ Тл) от состава x

ляются вакансиями ртути и время жизни при 77 К определяется, в основном, механизмом рекомбинации Шокли-Рида [20]. Схожие значения времени жизни τ_{77} неравновесных носителей заряда продемонстрированы для нелегированных ЭС КРТ ($x = 0,22$) с концентрацией $p_{77} \approx (2-10) \cdot 10^{15}$ см⁻³, полученных методом ЖФЭ [21]. Достаточно высокие значения времени жизни для наших образцов, по-видимому, обусловлены наличием пассивирующего покрытия из теллурида кадмия.

Заключение

Сравнены эпитаксиальные слои КРТ, выращенные на подложках из полуизолирующего GaAs кристаллографических ориентаций (100), (111)В и (310) методом химического осаждения из паров МОС и элементарной ртути. Методика выращивания заключалась в последовательном осаждении буферного слоя из CdTe толщиной 3–5 мкм, послойном осаждении теллуридов кадмия и ртути для получения ЭС КРТ толщиной 8–12 мкм и нанесении защитного пассивирующего слоя из CdTe толщиной ~1 мкм. По совокупности свойств выбрана ориентация ЭС КРТ (310). Определены условия осаждения гетерокомпозиции GaAs(310)/CdTe/КРТ/CdTe, позволяющие снизить поверхностную плотность ростовых дефектов с $(1-5) \cdot 10^3$ см⁻² до менее чем 100 см⁻².

Получены образцы диаметром 50,8 мм ЭС Cd_xHg_{1-x}Te с $x \approx 0,2-0,4$ и неоднородностью состава, не превышающей $\pm (0,002 - 0,003)$. Эпитаксиальные слои КРТ имели p -тип проводимости с концентрацией носителей заряда $p_{77} = (0,6-2,0) \cdot 10^{16}$ см⁻³, подвижностью $\mu_{77} = 450-185$ см²/В·с

для составов с $x = 0,22-0,45$ и временем жизни неравновесных носителей заряда $\tau_{77} = 100-200$ нс. Достигнутые параметры позволяют использовать полученные структуры для получения МФПУ большого формата в различных спектральных диапазонах ИК области.

Авторы выражают благодарность А.В. Голубеву (ИХВВ РАН) за исследование кристаллического совершенства эпитаксиальных структур, Ю.П. Шаронову (ФГУП «НПО «Орион») за измерение времени жизни неравновесных носителей заряда в пленках.

Работа выполнена по государственному контракту № 10208.1007900.16.002 от 29.04.2010 г.

Литература

1. Maxey C.D., Fitzmaurice J.C., Lau H.W. et al.//J. Electron. Mater. 2006. V. 35. № 6. P. 1275
2. Hipwood L.G., Jones C.L., Price J. et al.//Infrared Technology and Applications XXXV. Proc. of SPIE. 2009. V. 7298, 729820
3. Abbot P., Thorne P.M., Arthurs C.P.//Infrared technology and applications XXXVII. Proc. of SPIE. 2011. V. 8012, 801236
4. Triboulet R., Tromson-Carli A., Lorans D., Nguyen Duy T.//J. Electron. Mater. 1993. V. 22. No. 8. P. 827
5. Bubulac L.O., Edwall D.D., McConnell D. et al.//Semicond. Sci. Technol. 1990. V. 5. No. 3S. P. S45
6. Hall D.J., Buckle L., Gordon N.T. et al.//Appl. Phys. Lett. 2004. V. 85. No. 11. P. 2113
7. Edwall D.D., Chen J.S., Bajaj J., Gertner E.R.//Semicond. Sci. Technol. 1990. V. 5. No. 3S. P. S221
8. Maxey C.D., Camplin J.P., Guilfooy I.T. et al.//J. Electron. Mater. 2003. V. 32. No. 7. P. 656
9. Мусеев А.Н., Котков А.П., Голубев А.В. и др.//Неор-

ганические материалы. 1996. Т. 32. № 3. С. 309

10. Шабарова Л.В., Моисеев А.Н., Чилисов А.В., Степанов Б.С. // Современная наука: Исследования, идеи, результаты, технологии. Сб. научн. статей. вып. 2(10)-Киев: «НПВК-Триакон», 2012. С. 16

11. Hails J.E. // Adv. Mater. for Optics and Electron. 1994. V. 3. No. 1-6. P. 151

12. Suh, S., Kim S., Kim H., Song J. // J. Crystal Growth. 2002. V. 236. No. 1-3. P. 119

13. Tunncliffe J., Irvine S.J.C., Dosser O.D., Mullin J.B. // J. Cryst. Growth. 1984. V. 68. P. 245

14. Моисеев А.Н., Котков А.П., Дорофеев В.В., Гришнова Н.Д. // Неорганические материалы. 2004. Т. 40. № 1. С. 15

15. Chu J., Xu S., Tang D. // Appl. Phys. Lett. 1983. V. 43. No. 11. P. 1064

16. Capper P., Maxey C.D., Whiffin P.A.C., Easton B.C. // J. Crystal Growth. 1989. V. 96. № 3. P. 519-532

17. Faurie J.P., Sporken R., Sivananthan S., Lange M.D. // J. Cryst. Growth. 1991. V. 111. No. 1-4. P. 698

18. Котков А.П., Моисеев А.Н., Гришнова Н.Д., Чилисов А.В. // Прикладная физика. 2010. № 1. С. 81

19. Maxey C.D. Metal-Organic Vapor Phase Epitaxy (MOVPE) Growth // in book Capper P., Garland J. Mercury cadmium telluride: growth, properties, and applications. Wiley. 2011. ISBN 978-0-470-69706-1

20. Nishino H., Ozakia K., Tanakab M. et al. // J. Cryst. Growth. 2000. V. 214-215. P. 275

21. Chen M.C., Colombo L., Dodge J.A., Tregilgas J.H. // J. Electron. Mater. 1995. V. 24. No. 5. P. 539

Epitaxial growth of $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ layers on the large diameter GaAs substrates by MOCVD method

*A.V. Chilyasov, A.N. Moiseev, B.S. Stepanov, K.E. Savlinov,
A.P. Kotkov, and N.D. Grishnova*

G.G. Devyatykh Institute of Chemistry of High-Purity Substances
of the Russian Academy of Sciences
49 Troponin str., Nizhny Novgorod, 603950, Russia
E-mail: tchilyasov@ihps.nnov.ru

The MOCVD growth technology was developed to obtain $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ epilayers with compositions having $x=0.22-0.45$ (lateral nonuniformity $\Delta x = \pm 0.002-0.003$) on the 2 inch GaAs(310) substrates. $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ epilayers exhibit p-type conductivity with charge carrier concentration $p_{77}=(0.6-2.0)\cdot 10^{16}\text{ cm}^{-3}$, mobility $\mu_{77}=185-450\text{ cm}^2/\text{V}\cdot\text{s}$ and lifetime of nonequilibrium charge carriers $\tau_{77}=100-200\text{ ns}$. The hillock surface density of $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ epilayers did not exceed 100 cm^{-2}

PACS: 81.05.Dz; 81.15.Gh

Keywords: mercury-cadmium-telluride, epitaxy, MOCVD, GaAs substrate, diethyltellurium, diisopropyltellurium, dimethylcadmium

Bibliography — 21 references.

Received January 20, 2013