

УДК 548.25 : 621.383.5

ГЕТЕРОСТРУКТУРЫ CdHgTe НА ПОДЛОЖКАХ Si(310) ДЛЯ ИНФРАКРАСНЫХ ФОТОПРИЕМНИКОВ

М. В. Якушев, Д. В. Брунев, В. С. Варавин,
С. А. Дворецкий, А. В. Предеин, И. В. Сабина,
Ю. Г. Сидоров, А. В. Сорочкин, А. О. Сусяков

*Институт физики полупроводников СО РАН им. А. В. Ржанова,
630090, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13
E-mail: yakushev@isp.nsc.ru*

Представлены результаты исследований процессов роста твердых растворов CdHgTe на подложках из кремния диаметром 76,2 мм методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Определены условия получения гетероструктур CdHgTe/Si(310) для спектрального диапазона 3–5 мкм, на основе которых возможно производство приборов высокого качества. Изготовлен фотоприемник формата 4 × 288 методом гибридной сборки матричного фоточувствительного элемента с мультиплексором. Приведены результаты исследования чувствительности и устойчивости к термоциклированию данного фотоприемника.

Ключевые слова: кадмий—ртуть—теллур, КРТ, кремний, гетероструктуры, молекулярно-лучевая эпитаксия, МЛЭ, детектор инфракрасного диапазона, дефекты, фотодиод.

Введение. В настоящее время твердый раствор CdHgTe (КРТ) является наиболее широко используемым полупроводником с изменяемой шириной запрещенной зоны для создания фотодетекторов, работающих в инфракрасной (ИК) области спектра. Развитие ИК-техники идет по пути увеличения формата матричных фотоприемных устройств (ФПУ), что ведет к увеличению геометрических размеров матричных фоточувствительных элементов (ФЧЭ). Следовательно, для реализации ФЧЭ возникает потребность в материале КРТ большой площади с высокой латеральной однородностью состава. Решить эту задачу позволяют гетероэпитаксиальные структуры (ГЭС) КРТ на подложках из GaAs и Si большого диаметра.

Основным направлением в производстве ИК-матриц фокальной плоскости (МФП) на данный момент является гибридная технология, когда матрица ФЧЭ на основе КРТ и кремниевая большая интегральная схема (БИС) соединяются поэлементно с помощью индиевых столбов. Для охлаждаемых ФПУ может возникнуть проблема быстрого разрушения гибридной сборки из-за различия коэффициентов термического расширения (КТР) ФЧЭ (например, для подложки из GaAs) и БИС. Следовательно, чем больше формат ФПУ, тем больше геометрический размер прибора и тем сильнее проявляются эффекты, связанные с рассогласованием КТР. Снять ограничение на формат ФПУ позволяют ФЧЭ на основе ГЭС КРТ, выращенных на кремниевых подложках.

Для успешной реализации вышеперечисленных преимуществ кремниевых подложек необходимо решать проблемы, связанные с большим рассогласованием параметров решеток КРТ и кремния, неизовалентностью и состоянием поверхности кремния, которые приводят к появлению большого количества дефектов, что, в свою очередь, ведет к деградации электрофизических свойств гетероструктур и параметров приборов, изготовленных на основе выращиваемых пленок.

Проведенные исследования процессов роста методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) слоев КРТ на подложках из GaAs позволили определить основные факторы, влияющие на качество получаемых образцов [1]. Было установлено, что на подложках из GaAs

с ориентацией вблизи плоскости (310) минимальная плотность V-дефектов и высокие значения электрофизических параметров достигаются в более широком интервале условий роста, чем для ориентации (112).

Цель данной работы — с учетом особенностей системы CdHgTe/Si определить основные факторы, влияющие на дефектность структур и их электрофизические параметры при выращивании ГЭС КРТ МЛЭ на подложке из кремния с ориентацией (310).

Выращивание гетероструктур CdHgTe/Si(310) осуществлялось в многокамерной сверхвысоковакуумной установке молекулярно-лучевой эпитаксии «Обь» [1]. Установка включала камеры загрузки—выгрузки, камеру предэпитаксиального отжига, камеру роста буферных слоев и камеру роста КРТ. Для *in situ* контроля процессов предэпитаксиальной подготовки и роста использовались дифракция быстрых электронов (ДБЭ) и одноволновая эллипсометрия (длина волны $\lambda = 632,8$ нм). В качестве подложек использовались заводские кремниевые пластины КДБ 10 (ТУ 240) диаметром 76 мм, ориентированные по плоскости (310).

Перед загрузкой в вакуумную систему подложки обрабатывались по стандартной методике [2], в результате которой поверхность пассивировалась тонким окислом. На последнем этапе химической обработки подложки погружались в 1 %-ный водный раствор HF для удаления тонкого окисла и гидрогенизации поверхности [3]. Закрепление подложек в держателе и загрузка в вакуумную систему проводились в герметичном боксе в атмосфере сухого азота.

Предэпитаксиальный отжиг в вакууме осуществлялся в два этапа. На первом этапе образец выдерживался при температуре 150–180 °С в течение 2 ч для удаления физически адсорбированных загрязнений, которые могли попасть на образец и носитель при операциях загрузки. На втором этапе образец нагревался до температуры 550–600 °С со скоростью около 30 град/мин в потоке мышьяка (As_4) с эквивалентным давлением порядка 10^{-6} мм рт. ст. После экспозиции в течение 15 мин в потоке мышьяка при заданной температуре образец охлаждался до 100 °С и передавался в камеру роста буферных слоев.

Рост буферного слоя проводился также в два этапа. На первом этапе со скоростью 0,1–0,3 мкм/ч выращивался слой ZnTe(310) толщиной 0,01 мкм. Температура роста теллурида цинка составляла 200–240 °С, плотность потока атомов Zn была в 20–40 раз больше плотности потока атомов Te_2 . На втором этапе со скоростью 2,0–2,5 мкм/ч выращивался слой CdTe(310) толщиной 6–8 мкм. Температура роста теллурида кадмия составляла 280–320 °С, плотность потока атомов Cd в 3–5 раз превышала плотность потока атомов Te_2 .

На полученных таким образом буферных слоях выращивались слои CdHgTe по стандартной технологии, разработанной для роста гетероэпитаксиальных структур CdHgTe/GaAs(310) [1].

Плотность поверхностных макродефектов измерялась с помощью оптического микроскопа со встроенной CCD-камерой, совмещенного с персональным компьютером. Данный программно-аппаратный комплекс позволяет в автоматическом режиме сканировать всю поверхность гетероструктуры и определять латеральное распределение плотности дефектов и их размеров по поверхности образца. В выращенных структурах методом Холла измерялись концентрация и подвижность носителей. Распределение состава по площади образца определялось по спектрам пропускания. Время жизни неосновных носителей заряда измерялось по спаду фотопроводимости. Для выявления структурных дефектов проводилось травление в селективном травителе: CrO_3 (5 г) + HCl (3 мл) + H_2O (15 мл) [4]. В результате на поверхности КРТ появлялись ямки травления, имеющие характерную форму, различную для разных типов дефектов.

В методе МЛЭ рост слоев КРТ проходит при низкой температуре. Низкая температура подложки приводит к тому, что рост КРТ осуществляется в условиях, когда могут

существовать две кристаллические фазы — HgTe и Te [5] — и вероятность формирования той или другой фазы будет задаваться исключительно кинетикой образования соответствующих фаз. При этом существует вероятность необратимого ухудшения структуры пленки КРТ в процессе выращивания за счет образования включений теллура. Основная проблема формирования бездефектной структуры КРТ связана с тем, что теллур попадает на поверхность растущей пленки КРТ в виде двухатомных молекул и энергия активации процесса встраивания в кристаллическую решетку КРТ должна быть близка к нулю, поскольку температура процесса низкая. При этом теллур, не успевший прореагировать с ртутью и кадмием, не может испариться с поверхности. В результате в пленках КРТ, выращенных методом МЛЭ, наблюдаются специфические прорастающие дефекты (V-дефекты) [6], плотность которых может достигать величины выше 10^4 см^{-2} . Оптимизация условий выращивания КРТ позволяет снизить плотность таких дефектов до 10^2 см^{-2} , однако полностью избавиться от них не удастся. В работе [7] было установлено, что зарождение V-дефектов происходит на возмущениях рельефа.

В слоях КРТ, выращенных на подложках из кремния, могут присутствовать антифазные домены. Сопоставление результатов селективного травления с плотностью макроскопических V-дефектов позволило установить корреляцию между плотностью V-дефектов и плотностью антифазных доменов в гетероструктурах CdHgTe/Si(310). По данным просвечивающей электронной микроскопии границы между антифазными доменами представляют собой области нарушенной кристаллической структуры, вблизи которых возможно зарождение V-дефектов [8]. Кроме того, во всех образцах с наличием антифазных границ наблюдаются низкие значения подвижности носителей заряда. Таким образом, можно утверждать, что наличие антифазных доменов в пленке отрицательно сказывается на электрофизических свойствах КРТ.

Возникновение антифазных доменов в слоях КРТ, выращенных на подложках из Si, обусловлено моноатомными ступенями на поверхности кремния. Если поверхность кремния содержит ступени моноатомной высоты и осаждение на всех террасах начинается, например, с теллура, то при образовании второго монослоя слой цинка на нижележащих террасах окажется продолжением слоя теллура на вышележащих террасах. Такая ситуация соответствует образованию антифазных границ, наличие которых при дальнейшем росте приведет к появлению антифазных доменов. Следовательно, чтобы этого не произошло, поверхность образца должна иметь ступени двухатомной высоты.

Проведенные в работе [9] исследования показали, что поверхность Si(310) не является атомно-гладкой, при любой подготовке не образует плоских граней и на поверхности присутствует выраженный рельеф. Однако анализ дифракционных картин от этой поверхности показывает наличие ступеней двухатомной высоты. Таким образом, поверхность Si(310) имеет выраженный неперриодический рельеф, который в основном образован ступенями двухатомной высоты. Такая структура поверхности предъявляет очень высокие требования к качеству подготовки поверхности и условиям формирования гетероперехода.

В данной работе были определены факторы, влияющие на образование антифазных границ в гетероструктуре CdHgTe/Si(310). Во-первых, для повышения доли поверхности, образованной ступенями двухатомной высоты, и соответственно для снижения вероятности образования антифазных доменов необходимо добиться низкой концентрации остаточных загрязнений на поверхности. Так, при концентрации кислорода и углерода более 5 % от монослоя на поверхности Si(310) присутствуют в основном только ступени одноатомной высоты. В исследуемом случае ситуация осложняется тем, что в качестве предэпитаксиальной подготовки использовалась процедура гидрогенизации поверхности, описанная в работе [3]. При этом предэпитаксиальный отжиг проводится при температурах не выше $550 \text{ }^\circ\text{C}$, что делает невозможной десорбцию углерода и кислорода с поверхности. Данное обстоятельство накладывает очень высокие требования на процедуру предэпитаксиальной

подготовки и загрузки подложки в вакуумную систему. Во-вторых, сопоставление результатов селективного травления с условиями роста первого буферного слоя ZnTe позволило сделать следующий вывод: для предотвращения образования антифазных доменов в начальный момент роста необходимо создавать условия, облегчающие адсорбцию цинка, т. е. понижать температуру подложки и повышать давление паров цинка.

Оптимизировав условия преэпитаксиальной обработки подложки и режимы роста буферных слоев теллурида цинка и теллурида кадмия, удалось получить гетероструктуры CdHgTe/Si(310), на поверхности которых методом селективного травления не выявляются антифазные границы. Оптимизация процессов роста и отсутствие антифазных границ позволили снизить плотность морфологических V-дефектов до величины $\sim 1000 \text{ см}^{-2}$ и получить их однородное распределение по поверхности (рис. 1, а).

Полученные ГЭС КРТ МЛЭ имеют высокую однородность распределения состава по площади. Для слоев $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te/Si}(310)$ с $x = 0,3-0,35$ максимальное различие x по площади образца диаметром 76,2 мм не превышает 0,002. Такое различие соответствует отклонению длинноволновой границы фоточувствительности при 77 К на величину менее 0,1 мкм, что может обеспечить высокую однородность параметров большеформатных матриц. Распределение состава по площади пластины CdHgTe представлено на рис. 1, б.

Выращенные структуры имеют электронный тип проводимости со следующими параметрами: концентрация электронов $(5-10) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, подвижность $(1,5-2,5) \cdot 10^4 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ и времена жизни неосновных носителей заряда $\tau = 1-3 \text{ мкс}$ ($T = 300 \text{ К}$), $\tau = 5-15 \text{ мкс}$ ($T = 77 \text{ К}$).

Структуры дырочного типа проводимости получены изотермическим отжигом в атмосфере гелия. Концентрация и подвижность дырок при 77 К составили $(5-15) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ и $200-400 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ соответственно. Время жизни неосновных носителей достигает $\tau = 30-50 \text{ нс}$ ($T = 77 \text{ К}$) при низких концентрациях дырок.

Свойства фоточувствительных элементов на основе гетероструктур CdHgTe/Si(310). Из структуры p -типа проводимости с составом $x = 0,328$ имплантацией бора были изготовлены фотодиодные линейки формата 4×288 . Спектральная чувствительность единичного элемента такой линейки представлена на рис. 2. Были измерены

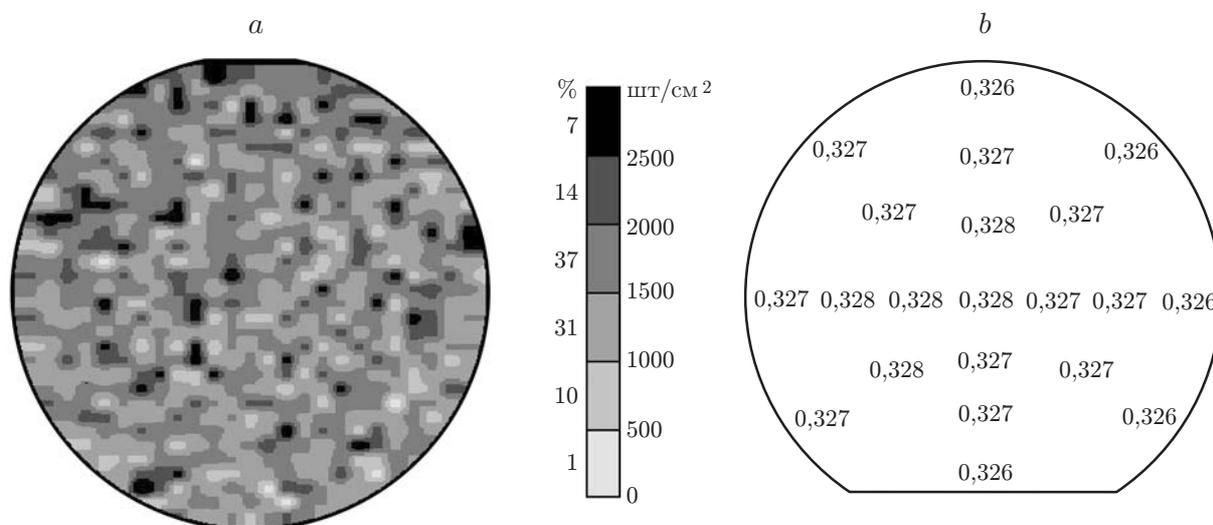


Рис. 1. Однородность распределения морфологических дефектов и состава x по площади гетероструктуры $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te/Si}(310)$: распределение плотности V-дефектов (а), распределение состава (б)

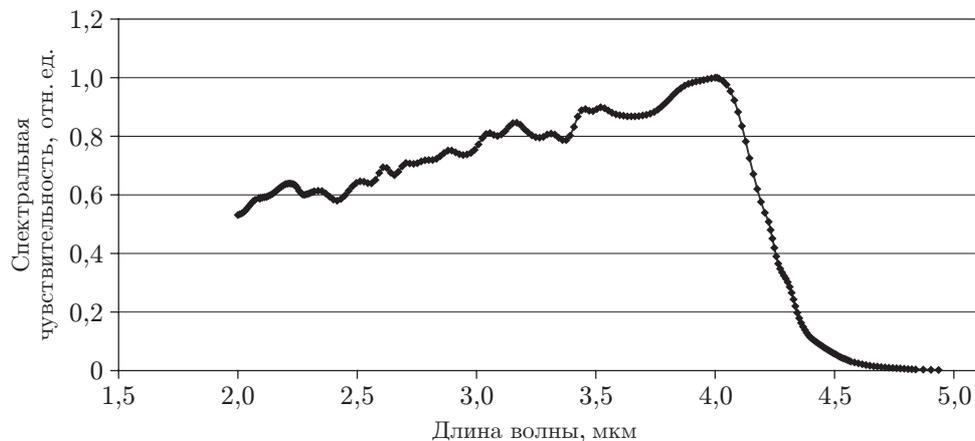


Рис. 2. Спектральная характеристика чувствительности фотодиода, изготовленного из гетероструктуры CdHgTe/Si(310) с мольной долей CdTe $x = 0,328$ (угол зрения $2\theta = 72^\circ$, $T = 295$ К)

зависимости темнового тока и фототока отдельных диодов от температуры.

Измерения производились в криогенном азотном термостате. Зависимость темнового тока при смещении -100 мВ от обратной температуры приведена на рис. 3. Известно [10], что при преобладании диффузионного механизма $I \sim n_i^2 \sim \exp\left(-\frac{E_g}{kT}\right)$, а при преобладании генерационно-рекомбинационного $I \sim n_i \sim \exp\left(-\frac{E_g}{2kT}\right)$. Из рисунка видно, что в области температур $160\text{--}300$ К темновой ток меняется пропорционально n_i^2 (преобладает диффузионный механизм), а в области температур $140\text{--}160$ К — пропорционально n_i (преобладает генерационно-рекомбинационный механизм).

Фототок измерялся при засветке фоном с температурой 20°C через окно термостата, изготовленное из ZnSe. Как видно из рис. 4, фототок имеет максимум в диапазоне температур $160\text{--}180$ К. При температурах до 160 К фототок увеличивается с ростом температуры, что соответствует данным из [10]. Согласно этой работе длина диффузии неосновных

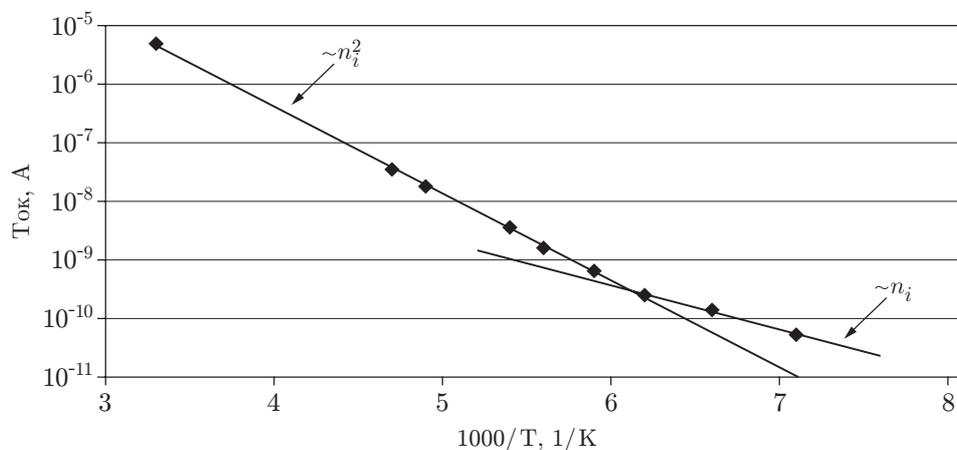


Рис. 3. Зависимость темнового тока от обратной температуры для фотодиодов, изготовленных из гетероструктуры CdHgTe/Si(310) с мольной долей CdTe $x = 0,328$ (точки — экспериментальные результаты, линии — расчетные зависимости)

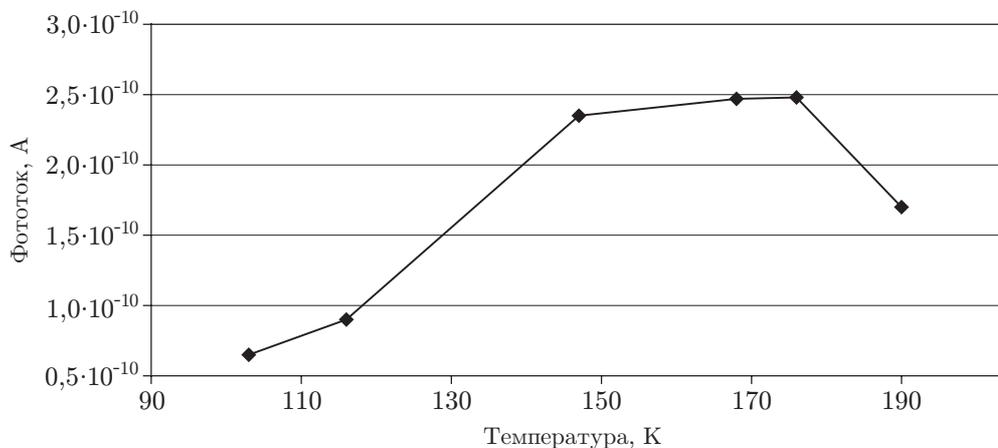


Рис. 4. Зависимость фототока от температуры для фотодиодов, изготовленных из гетероструктуры CdHgTe/Si(310) с мольной долей CdTe $x = 0,328$ (угол зрения $2\theta = 72^\circ$)

носителей заряда в фотодиодах на основе КРТ с составом $x = 0,31$ непрерывно увеличивалась в диапазоне температур от 50 до 210 К за счет роста времени жизни, а фототок был пропорционален длине диффузии. Объяснить наличие максимума фототока при температуре 150–180 К можно эффектом изменения ширины запрещенной зоны при изменении температуры, что приводит к сдвигу края поглощения в более коротковолновую область. При увеличении температуры от 77 до 200 К длинноволновая граница фоточувствительности уменьшается от 4,3 до 4,0 мкм. При этом фототок от фоновой засветки должен уменьшиться в 2 раза. Увеличения длины диффузии оказывается недостаточно для компенсации уменьшения фототока, что и ведет к появлению максимума при 160–180 К на зависимости фототока от температуры.

Оценим диффузионную длину, исходя из измеренной величины фототока при апертурном угле измерительного термостата $\theta = 36^\circ$ и считая, что фоновый поток поступает от абсолютно черного тела (АЧТ). Оценку будем проводить для температурного диапазона 160–180 К, на который приходится максимум фототока. Также примем, что фото-

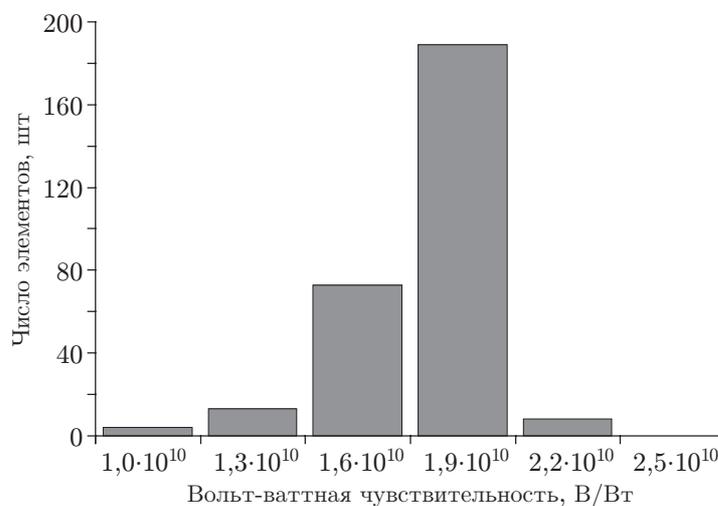


Рис. 5. Гистограмма распределения фоточувствительности элементов линейки на основе CdHgTe/Si(310) формата 4×288

генерируемые носители будут собираться с расстояния диффузионной длины от границы p — n -перехода. Плотность потока фотонов в апертурном угле $\theta = 36^\circ$ от АЧТ с температурой $T = 293$ К в диапазоне длин волн от 0 до 4,3 мкм равна $Q(\theta) = Q(2\pi) \sin^2(\theta/2) = 2,37 \cdot 10^{14}$ фотон/(см² · с). Фототок $I_\phi = \eta q Q A$. Квантовую эффективность возьмем $\eta = 0,7$. Тогда для фототока $I_\phi = 0,25$ нА при $T = 160$ – 180 К получим площадь сбора фотогенерированных носителей заряда $A = 925$ мкм². Так как физически данная площадь представляет собой полосу (кольцо) вокруг индиевого контакта (сам контакт считаем непрозрачным), внешний радиус этой полосы получается ~ 20 мкм (индиевый контакт считаем круглым с радиусом 10 мкм). Тогда при радиусе p — n -перехода 7 мкм получаем длину диффузии 20 мкм $-$ 7 мкм $=$ 13 мкм. Размер p — n -перехода превышает размер окна для легирования (10×10 мкм) за счет диффузии ртути на 2–3 мкм [11]. Если предположить, что окно из ZnSe может отражать до 30 % падающего потока, то это дает увеличение площади сбора фотогенерированных носителей до $A = 1320$ мкм². Длина диффузии при этом составит 16 мкм. Аппроксимация в область низких температур показывает, что при температуре жидкого азота $T = 77$ К длина диффузии имеет величину несколько микрон. Полученные оценки величин длин диффузии при различных температурах примерно в 2 раза меньше по сравнению с результатами работы [10]. Причина может быть в том, что в [10] КРТ выращивался на согласованных подложках CdZnTe и плотность структурных дефектов была значительно ниже, чем в предлагаемой работе. Уменьшение плотности дефектов может приводить к увеличению времени жизни и подвижности фотогенерированных носителей заряда и, как следствие, к увеличению диффузионной длины.

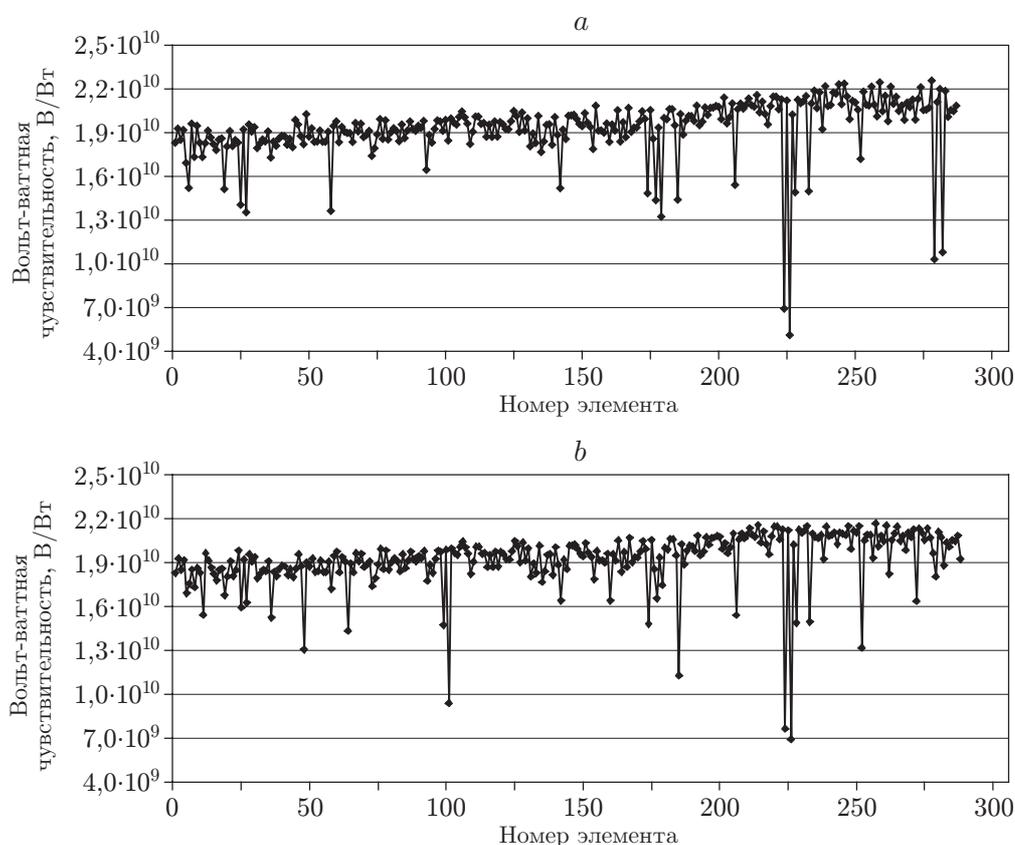


Рис. 6. Фоточувствительность элементов линейки на основе CdHgTe/Si(310) формата 4×288 : до (а) и после (б) 1250 циклов охлаждение—нагрев

Свойства фотоприемного модуля на основе CdHgTe/Si(310). Методом гибридной сборки из линеек фотодиодов с мультиплексором были изготовлены фотоприемники. Линейка фотодиодов представляет собой матрицу, состоящую из 4 строк по 288 элементов. Пиксель изображения формируется суммированием сигналов четырех фоточувствительных элементов, составляющих столбец такой матрицы. Каждый столбец называется каналом. Тестирование данных ФП показало, что количество дефектных каналов не превышает 1 %, а количество дефектных элементов не превышает 2 %. Среднее значение вольт-ваттной чувствительности в максимуме составило $1,93 \cdot 10^{10}$ В/Вт, а среднеквадратичное отклонение вольт-ваттной чувствительности от среднего значения не превышает 10 % (рис. 5).

Фотоприемный модуль имеет размер большей стороны 9 мм. Различие в изменении длин ФЧЭ и мультиплексора при охлаждении ФП от комнатной температуры до температуры жидкого азота будет составлять 5–10 мкм, если ФЧЭ изготавливать из объемного КРТ или из КРТ, выращенного на подложках из CdZnTe или GaAs. Этой разницы достаточно, чтобы многократное повторение циклов охлаждения—нагрев привело к разрушению индиевых столбиков в сборке ФП. Если изготавливать ФЧЭ из КРТ, выращенного на подложках из Si, то термоциклирование не должно приводить к разрушению индиевых столбиков. Было проведено исследование влияния циклических температурных воздействий в интервале температур от 77 до 300 К на фоточувствительность элементов ФП на основе CdHgTe/Si(310) формата 4×288 . На рис. 6, *a*, *b* приведена вольт-ваттная чувствительность для всех 288 каналов ФП сразу после его изготовления и после 1250 циклов охлаждения—нагрев соответственно. Сравнение результатов между собой показывает высокую стабильность ФП к термоциклированию.

Заключение. В представленной работе проведено изучение процессов роста ГЭС КРТ МЛЭ на подложках из Si(310) и определены факторы, влияющие на структурное совершенство и электрофизические параметры материала.

Установлена корреляция плотности морфологических V-дефектов и антифазных доменов. Термический отжиг подложки в парах мышьяка при температуре 550 °С и рост буферного слоя ZnTe при низких температурах в условиях избыточного потока цинка устраняют образование антифазных доменов. Получены структуры с плотностью V-дефектов менее 1000 см^{-2} .

Термический отжиг ГЭС КРТ МЛЭ в инертной атмосфере приводит к конверсии типа проводимости от *n*- к *p*-типу. Концентрация, подвижность дырок и время жизни неосновных носителей при 77 К составили $(5\text{--}15) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, $200\text{--}400 \text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ и 30–50 нс соответственно.

Изготовлены линейки фотодиодов на основе *p*—*n*-переходов, полученных при ионной имплантации атомов бора в структуры *p*-типа. Показано, что при температурах выше 160 К темновой ток определяется диффузионным механизмом, а при более низких температурах — генерационно-рекомбинационным механизмом. По величине фототока оценена диффузионная длина носителей заряда, которая составила 13–16 мкм при температуре 160–180 К и несколько микрон при температуре жидкого азота.

Проведенные исследования позволили добиться значительного прогресса в области производства матричных фотоприемников ИК-диапазона методом гибридной сборки. Изготовлен ИК-фотоприемник формата 4×288 . Средняя вольт-ваттная чувствительность в максимуме составила $1,93 \cdot 10^{10}$ В/Вт. Количество дефектных каналов не превышает 1 %. ИК ФП показали высокую стабильность при термоциклировании и не изменили свои фотоэлектрические параметры после 1250 циклов охлаждения—нагрев от температуры жидкого азота до комнатной.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Сидоров Ю. Г., Дворецкий С. А., Варавин В. С. и др.** Молекулярно-лучевая эпитаксия твердых растворов кадмий—ртуть—теллур на «альтернативных» подложках // ФТП. 2001. **35**, вып. 9. С. 1092–1101.
2. **Kern W., Puotinen D. A.** Cleaning solutions based on hydrogen peroxide for use in silicon semiconductor technology // RCA Rev. 1970. **31**. P. 187–206.
3. **Fenner D. B., Biegelsen D. K., Bringans R. D.** Silicon surface passivation by hydrogen termination: A comparative study of preparation methods // Journ. Appl. Phys. 1989. **66**. P. 419.
4. **Mackett P.** Properties of narrow gap cadmium-based compounds // EMIS Datareview Series. N 10 /Ed. P. Capper. London: INSPEC, 1994. P. 188.
5. **Sabinina I. V., Gutakovsky A. K., Sidorov Yu. G. et al.** Defect formation during growth of CdTe(111) and HgCdTe films by molecular beam epitaxy // Journ. Cryst. Growth. 1992. **117**, N 1–4. P. 238–243.
6. **Aoki T., Chang Y., Badano G. et al.** Electron microscopy of surface-crater defects on HgCdTe/CdZnTe(211B) epilayers grown by molecular-beam epitaxy // Journ. Electron. Mater. 2003. **32**. P. 703.
7. **Sabinina I. V., Gutakovsky A. K., Sidorov Yu. G., Latyshev A. V.** Nature of V-shaped defects in HgCdTe epilayers grown by molecular beam epitaxy // Journ. Crystal Growth. 2005. **274**, N 3–4. P. 339–346.
8. **Сабинина И. В., Гутаковский А. К., Сидоров Ю. Г. и др.** Наблюдение антифазных доменов в пленках CdHgTe на кремнии методом фазового контраста в атомно-силовой микроскопии // Письма в ЖЭТФ. 2005. **82**, вып. 5–6. С. 326.
9. **Якушев М. В., Брунев Д. В., Романюк К. Н. и др.** Морфология поверхности подложки Si(310), используемой для молекулярно-лучевой эпитаксии CdHgTe: I. Чистая поверхность Si // Поверхность. 2008. № 2. С. 41–47.
10. **van Rheenen A. D., Syversen H., Haakenaasen R. et al.** Temperature dependence of the spectral response of lateral, MBE-grown, ion-milled, planar, HgCdTe photodiodes // Phys. Scr. 2006. **T126**. P. 101–104.
11. **Haakenaasen R., Moen T., Colin T. et al.** Depth and lateral extension of ion milled *pn* junctions in CdHgTe from electron beam induced current measurements // Journ. Appl. Phys. 2002. **91**. P. 427–432.

Поступила в редакцию 19 мая 2009 г.
