

# Гетероструктуры HgCdTe на подложках Si(310) для инфракрасных фотоприемников средневолнового спектрального диапазона

© М.В. Якушев<sup>¶</sup>, Д.В. Брунев, В.С. Варавин, В.В. Васильев, С.А. Дворецкий,  
И.В. Марчишин, А.В. Предеин, И.В. Сабина, Ю.Г. Сидоров, А.В. Сорочкин

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук,  
630090 Новосибирск, Россия

(Получена 5 августа 2010 г. Принята к печати 26 августа 2010 г.)

Представлены результаты исследований процессов роста твердых растворов HgCdTe на подложках из кремния диаметром до 100 мм методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Определены оптимальные условия получения гетероструктур HgCdTe/Si(310) приборного качества для спектрального диапазона 3–5 мкм. Представлены результаты измерений и обсуждение фотоэлектрических параметров инфракрасного фотоприемника форматом 320 × 256 элементов с шагом 30 мкм на основе гибридной сборки матричного фоточувствительного элемента с кремниевым мультиплексором. Показана высокая стабильность параметров фотоприемника к термоциклированию от комнатной температуры до температуры жидкого азота.

## 1. Введение

Высокое пространственное разрешение инфракрасных (ИК) тепловизионных систем определяется количеством пикселей ИК фотоприемника (ФП), увеличение которых ведет к увеличению геометрических размеров ФП. Для реализации таких ИК ФП на основе твердых растворов теллурида кадмия и ртути (КРТ) требуется фоточувствительный материал с высокой латеральной однородностью состава. В последнее время значительные усилия направлены на разработку процессов выращивания гетероэпитаксиальных структур (ГЭС) КРТ методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на подложках из Si большого диаметра [1].

Матричные ИК ФП производятся методом поэлементной гибридной сборки матрицы фоточувствительных элементов (ФЧЭ) на основе КРТ и кремниевого мультиплексора с помощью индиевых столбов. Для охлаждаемых ИК ФП может возникнуть проблема разрушения гибридной сборки из-за различия коэффициентов термического расширения (КТР) ФЧЭ и кремниевого мультиплексора. Соответственно чем больше формат ИК ФП, тем больше геометрический размер прибора и тем сильнее проявляются эффекты, связанные с различием в КТР. Применение ГЭС КРТ МЛЭ на подложках из Si позволяет решать проблему долговечности гибридного ИК ФП при его охлаждении от комнатной до криогенных температур.

Выбор ориентации подложки при росте КРТ методом МЛЭ определяется низким коэффициентом встраивания атомов ртути в кристаллическую решетку и, как следствие, высоким давлением паров ртути при росте. Было установлено, что на поверхности (111)В эпитаксиальный рост КРТ возможен при наиболее низких давлениях паров ртути [2]. Однако плоскость (111) в КРТ является плоскостью двойникования, что приводит к низкому структурному совершенству слоев HgCdTe(111) вследствие образования большого количества двойников и

дефектов упаковки. В 1988 г. Костнер и Шааки показали [3], что на поверхности (112)В рост КРТ возможен при низких давлениях паров ртути без интенсивного образования двойников, что и определило эту ориентацию как базовую для развития процессов роста различных структур КРТ на различных подложках для ИК ФП. Однако ориентация (112) чувствительна к незначительным изменениям условий роста, что определяет узкий интервал оптимальных условий для выращивания КРТ с минимальной плотностью дефектов [4]. Тем не менее проводятся интенсивные исследования и разработка оборудования для выращивания ГЭС КРТ МЛЭ на подложках из Si с ориентацией (112) большого диаметра. Показана возможность применения таких структур для высококачественных ИК ФП в спектральном диапазоне до 10 мкм [5].

Нами проведены исследования процессов роста ГЭС КРТ МЛЭ на подложках из GaAs [6], которые показали, что эмпирически определенная ориентация подложки (310) обеспечивает рост высококачественных пленок КРТ, не имеющих дефектов упаковки и двойниковых ламелей также при низких давлениях ртути, но значительно расширяет диапазон оптимальных условий роста.

В данной работе проведено исследование процессов роста гетероэпитаксиальных структур теллурида кадмия и ртути на подложках из Si с ориентацией (310) диаметром до 100 мм для ИК ФП спектрального диапазона 3–5 мкм, формирования и характеристик  $p-n$ -переходов и фотоэлектрических параметров инфракрасных фотоприемников формата 320 × 256 элементов.

## 2. Результаты и обсуждение

### 2.1. Выращивание гетероструктур HgCdTe/Si(310)

Рост гетероэпитаксиальных структур HgCdTe/Si(310) осуществлялся на многокамерной сверхвысоковакуумной установке молекулярно-лучевой эпитаксии

<sup>¶</sup> E-mail: yakushev@isp.nsc.ru

„Объ“ [7]. 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 TU 240 диаметром 76 и 100 мм, ориентированные по плоскости (310).

Перед загрузкой в вакуумную систему кремниевые подложки обрабатывались по стандартной RCA-методике [8], в результате которой поверхность пассивировалась тонким диоксидом кремния. На последнем этапе химической обработки подложки погружались в 1% водный раствор HF для удаления диоксида кремния и гидrogenизации поверхности [9]. Загрузка подложек в установку проводилась из герметичного бокса в атмосферу сухого азота.

Предэпитаксиальный отжиг в вакууме проводился в два этапа. Предварительный прогрев проводился для удаления физически адсорбированных загрязнений. Затем образец нагревался до температуры 550–600°C в потоке мышьяка. После экспозиции в парах As<sub>4</sub> в течение 15 мин и охлаждения кремниевая подложка передавалась в камеру роста буферных слоев.

Рассогласование кремниевой подложки с КРТ составляет ~19%, которое снимается введением буферных слоев ZnTe и CdTe. Слой ZnTe толщиной 0.01 мкм выращивался на кремнии при 200–240°C, плотность потока атомов Zn была в 20–40 раз больше плотности потока молекул Te<sub>2</sub>. Слой CdTe толщиной 6–8 мкм выращивался на ZnTe/Si при температуре 280–320°C, плотность потока атомов Cd в 3–5 раз превышала плотность потока молекул Te<sub>2</sub>.

На полученной „альтернативной“ подложке (310)CdTe/ZnTe/Si выращивались слои КРТ по разработанному процессу, детали которого приведены в [7].

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 основных носителей заряда. Распределение состава по площади образца определялось по спектрам пропускания, измеренным при комнатной температуре. Время жизни неосновных носителей заряда определялось по спаду СВЧ фотопроводимости. Для выявления дефектов кристаллической структуры использовался селективный травитель состава 5 г CrO<sub>3</sub> + 3 мл HCl + 15 мл H<sub>2</sub>O [10]. В результате травления на поверхности КРТ появились ямки, имеющие характерную форму, различную для разных типов дефектов. Дислокации выявлялись в виде точек, антифазные границы выявлялись в виде линий

произвольной формы, а дефекты упаковки в виде прямых параллельных линий.

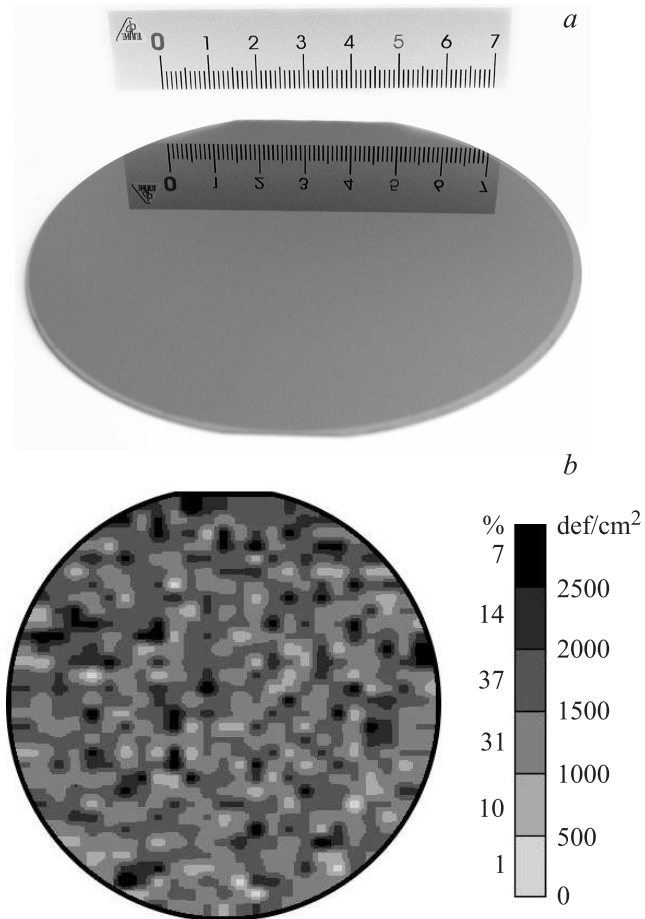
## 2.2. Дефекты структуры

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 — HgCdTe и Te [11]. Вероятность формирования каждой фазы будет определяться кинетикой ее кристаллизации. В таких условиях существует вероятность необратимого ухудшения структуры пленки КРТ в процессе выращивания за счет образования включений теллура. Включения элементарного теллура служат центрами зарождения специфических прорастающих дефектов, так называемых V-дефектов (или voids) [12], лавинно разрастающихся к поверхности. Такие дефекты являются „визитной карточкой“ структур КРТ, выращенных методом МЛЭ. В настоящее время ведутся работы по снижению плотности V-дефектов. Для современного практического приборного применения используют ГЭС КРТ МЛЭ с плотностью V-дефектов  $\sim 10^3$  см<sup>-2</sup>. Оптимизация условий выращивания КРТ позволяет снизить плотность таких дефектов до 10<sup>2</sup> см<sup>-2</sup>. Одной из причин образования V-дефектов являются возмущения рельефа [13].

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 HgCdTe/Si(310). По данным ПЭМ, границы между антифазными доменами представляют собой области нарушенной кристаллической структуры, вблизи которых возможно зарождение V-дефектов [14].

Возникновение антифазных доменов в слоях КРТ на подложках из Si обусловлено присутствием монокристаллических ступеней на поверхности кремния, что приводит к ошибкам в периодическом ряду упорядоченных плоскостей атомов при осаждении двухкомпонентного соединения. Следовательно, для отсутствия антифазных доменов необходимо создавать поверхность со ступенями двухатомной высоты.

Проведенные нами исследования [15] показали, что поверхность Si(310) не является атомно-гладкой и имеет выраженный непериодический рельеф, который в основном образован ступенями двухатомной высоты, доля которых зависит от концентрации остаточных загрязнений на поверхности. Так, при концентрации кислорода и углерода на поверхности более 0.05 монослоя, на поверхности Si(310) присутствуют в основном только ступени одноатомной высоты. В нашем случае предэпитаксиальный отжиг проводится при температурах не выше 600°C, что делает невозможной десорбцию углерода и кислорода с поверхности. Данное обстоятельство



**Рис. 1.** Внешний вид (*a*) и распределение *V*-дефектов по поверхности (*b*) гетероструктуры HgCdTe/Si(310).

накладывает очень высокие требования на процедуру предэпитаксиальной подготовки и загрузки подложки в вакуумную систему.

Сопоставление результатов селективного травления с условиями роста первого буферного слоя ZnTe позволило сделать вывод о том, что 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.

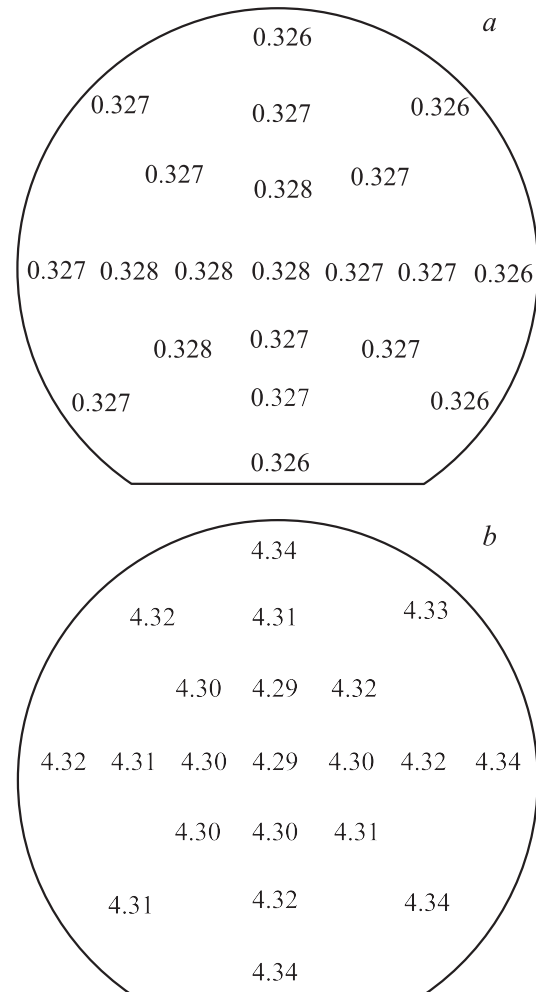
На рис. 1, *a* представлен внешний вид ГЭС КРТ МЛЭ диаметром 100 мм. Поверхность структуры зеркально-гладкая и позволяет формировать ФЧЭ по планарной технологии.

Таким образом, при оптимальных условиях предэпитаксиальной подготовки поверхности подложки и проведения процессов роста в ГЭС КРТ МЛЭ на кремнии методом селективного травления не выявляются антифазные границы, что позволило одновременно снизить плотность морфологических *V*-дефектов до величины  $\sim 1000 \text{ см}^{-2}$  и получить их однородное распределение по поверхности (рис. 1, *b*).

Полученные ГЭС КРТ МЛЭ имеют высокую однородность распределения состава по площади. Для слоев с  $x = 0.3-0.35$  максимальное различие состава  $x$  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 (рис. 2), что обеспечивает высокую однородность параметров крупноформатных матриц.

Выращенные структуры имеют электронный тип проводимости. Концентрация электронов, подвижность основных носителей заряда и время жизни неосновных носителей заряда составляют  $(5-10) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$ ,  $(1.5-2.5) \cdot 10^4 \text{ см}^2 \text{ В}^{-1} \text{ с}^{-1}$  и 5–15 мкс при температуре 77 К.

Дырочный тип проводимости ГЭС КРТ МЛЭ, обусловленный вакансиями ртути, получен при изотермическом отжиге в атмосфере высокочистого гелия [7]. Концентрация электронов, подвижность основных носителей заряда и время жизни неосновных носителей заряда составляют  $(5-15) \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ,  $200-400 \text{ см}^2 \text{ В}^{-1} \text{ с}^{-1}$  и 30–50 нс при температуре 77 К.



**Рис. 2.** Распределение состава (*a*) и соответствующего ему края поглощения (в мкм) при 77 К (*b*) по площади гетероструктуры HgCdTe/Si(310).

### 2.3. Свойства фотодиодов на основе гетероструктур HgCdTe/Si(310)

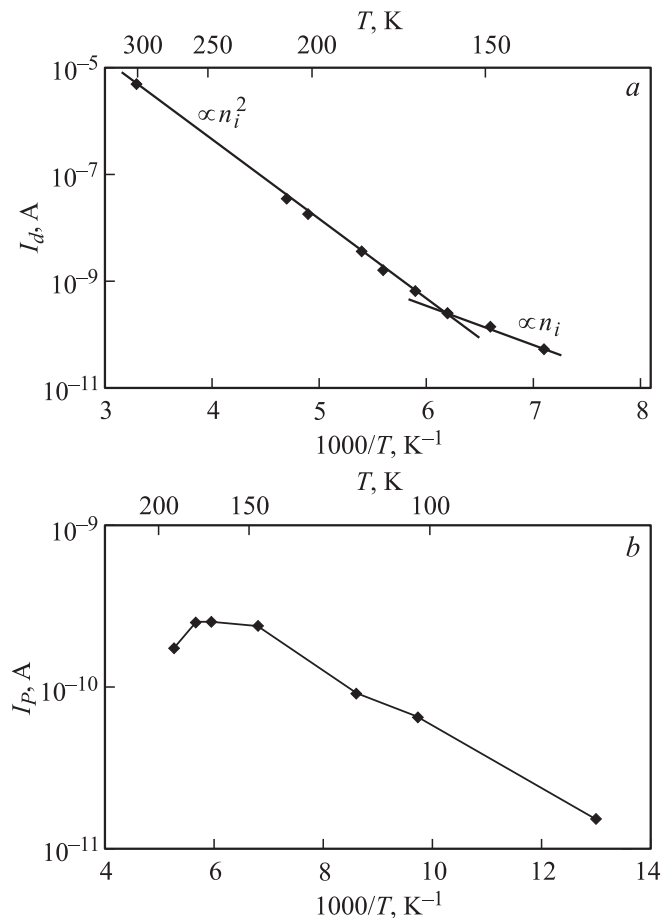
Из структур КРТ  $p$ -типа с составом  $x = 0.29–0.33$  с помощью ионной имплантации бора были изготовлены матричные фоточувствительные элементы формата  $320 \times 256$  с шагом  $30 \mu\text{м}$  для спектрального диапазона  $3–5 \mu\text{м}$  и измерены их характеристики.

Измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ), дифференциального сопротивления и ампер-ваттной чувствительности фотодиодов производились в криогенном азотном термостате. Измерения проводились на образце матричного ФЧЭ с индиевыми столбами. Один электрический контакт был постоянно подсоединен к базовому слою матрицы ФЧЭ, второй контакт создавался путем опускания подвижного зонда на выбранный фотодиод. Фототок измерялся при засветке фоном с температурой  $293 \text{ К}$  со стороны индиевых столбов через окно термостата, изготовленное из ZnSe (апертурный угол  $\theta$  составлял  $36^\circ$ ).

На рис. 3, *a* приведена зависимость темнового тока ( $I_d$ ) при смещении  $-100 \text{ мВ}$  от обратной температуры для диода, изготовленного из структуры с составом  $x = 0.328$ . Видно, что в области температур  $160–300 \text{ К}$  изменение темнового тока меняется пропорционально  $n_i^2$  и определяется диффузионным механизмом протекания тока [16]. В области температур  $140–160 \text{ К}$   $I_d$  пропорционален  $n_i$  и обусловлен процессами генерации — рекомбинации в области обеднения.

Фототок  $I_p$  (рис. 3, *b*) имеет максимум в диапазоне температур  $160–180 \text{ К}$ . При температурах до  $160 \text{ К}$  фототок увеличивается с ростом температуры, что согласуется с данными других работ. Согласно работе [16], длина диффузии неосновных носителей заряда в фотодиодах на основе КРТ с составом  $x = 0.31$  непрерывно увеличивалась в диапазоне температур от  $50$  до  $210 \text{ К}$  за счет роста времени жизни, а фототок пропорционален длине диффузии. Объяснить наличие максимума фототока при температуре  $150–180 \text{ К}$  можно эффектом изменения ширины запрещенной зоны при изменении температуры, что приводит к сдвигу края поглощения в коротковолновую область. При увеличении температуры от  $77$  до  $200 \text{ К}$  длинноволновая граница фоточувствительности уменьшается от  $4.3$  до  $4 \mu\text{м}$ . При этом фототок от фоновой засветки уменьшается в 2 раза. Увеличения длины диффузии оказываются недостаточно для компенсации уменьшения фототока, что и ведет к появлению максимума при  $160–180 \text{ К}$  на кривой зависимости фототока от температуры.

Сравнивая графики темнового тока и фототока и предполагая, что при засветке без затенения индиевым столбом (с обратной стороны) фототок увеличится в 2 раза и составит  $0.5 \text{ нА}$ , можно найти температуру равенства темнового и фототока, которая составляет  $T \approx 170 \text{ К}$ . Таким образом, при температурах выше  $170 \text{ К}$  режим ограничения фоном не будет выполняться.



**Рис. 3.** Зависимость темнового тока (*a*) и фототока (*b*) при смещении  $-100 \text{ мВ}$  от обратной температуры для фотодиодов, изготовленных из ГЭС КРТ МЛЭ с мольной долей CdTe  $x = 0.328$ . Точки — экспериментальные результаты, линии — расчетные зависимости.

Для характеристики фотодиодов часто используют произведение дифференциального сопротивления при нулевом смещении ( $R_0$ ) на его оптическую площадь ( $A$ ) —  $R_0A$ . Значение  $R_0$  определяется непосредственно из измеренных ВАХ. Для оценки  $A$  воспользуемся зависимостью фототока от плотности потока фотонов и площади сбора фотогенерированных носителей заряда [17]:

$$I_p = \eta q Q(\theta) A, \quad (1)$$

где  $\eta$  — квантовая эффективность (число электронно-дырочных пар, генерированных падающим фотоном),  $q$  — заряд электрона,  $A$  — площадь сбора фотогенерированных носителей заряда и  $Q(\theta) = Q(2\pi) \sin^2(\theta/2)$  — плотность потока фотонов в апертурном угле  $\theta$  от абсолютно черного тела (АЧТ) с температурой  $T = 293 \text{ К}$  в диапазоне длин волн от  $0$  до  $\lambda_{1/2} \mu\text{м}$ , где в свою очередь

$$Q(2\pi) = (2\pi c \lambda^{-4}) / \exp((hc/\lambda kT) - 1). \quad (2)$$

При расчетах учитывалось, что засветка фоном эквивалентна использованию черного тела с коэффициентом

серости, равным 0.95,  $\eta = 0.7$ , а использованное в измерительном стенде окно из ZnSe может отражать до 30% падающего потока.

Исходя из измеренных нами значений фототока с помощью формул (1) и (2) можно определить площадь сбора фотогенерированных носителей заряда  $A$ , которая для всех образцов лежала в диапазоне 100–200 мкм<sup>2</sup>. Так как физически данная площадь представляет собой полосу (кольцо) вокруг индиевого контакта (сам контакт считаем непрозрачным), то, прибавив к полученному значению площадь индиевого столба (индиевый контакт считаем круглым с радиусом 10 мкм), мы получим оптическую площадь  $p-n$ -перехода  $A$ . Умножив  $A$  на значение дифференциального сопротивления при нулевом смещении  $R_0$ , мы получим значение  $R_0A$ .

Еще одним важным параметром как самого диода, так и материала, из которого он изготовлен, является длина диффузии носителей заряда. Считая, что геометрически  $p-n$ -переход представляет собой круг, вычитая из оптического радиуса  $p-n$ -перехода его металлургический радиус, можно определить длину диффузии носителей заряда. При этом нужно принимать во внимание, что геометрический размер  $p-n$ -перехода превышает размер окна для легирования (круг диаметром 10 мкм) за счет диффузии ртути на 2–3 мкм [18].

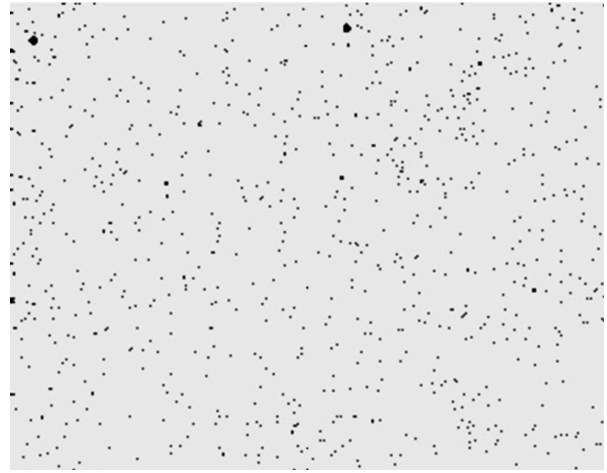
Измеренные значения фототока и дифференциального сопротивления при нулевом смещении для фотодиодов, изготовленных из КРТ различного состава, а также рассчитанные на основании этих параметров значения длины диффузии и  $R_0A$  представлены в таблице.

Полученные оценки величин длин диффузии примерно в 2 раза меньше по сравнению с результатами работы [16]. Причина может быть в том, что в работе [16] КРТ выращивался на согласованных подложках CdZnTe и плотность структурных дефектов была значительно ниже, чем в обсуждаемых в нашей работе слоях. Уменьшение плотности дефектов может приводить к увеличению времени жизни и подвижности фотогенерированных носителей заряда и, как следствие, к увеличению диффузионной длины.

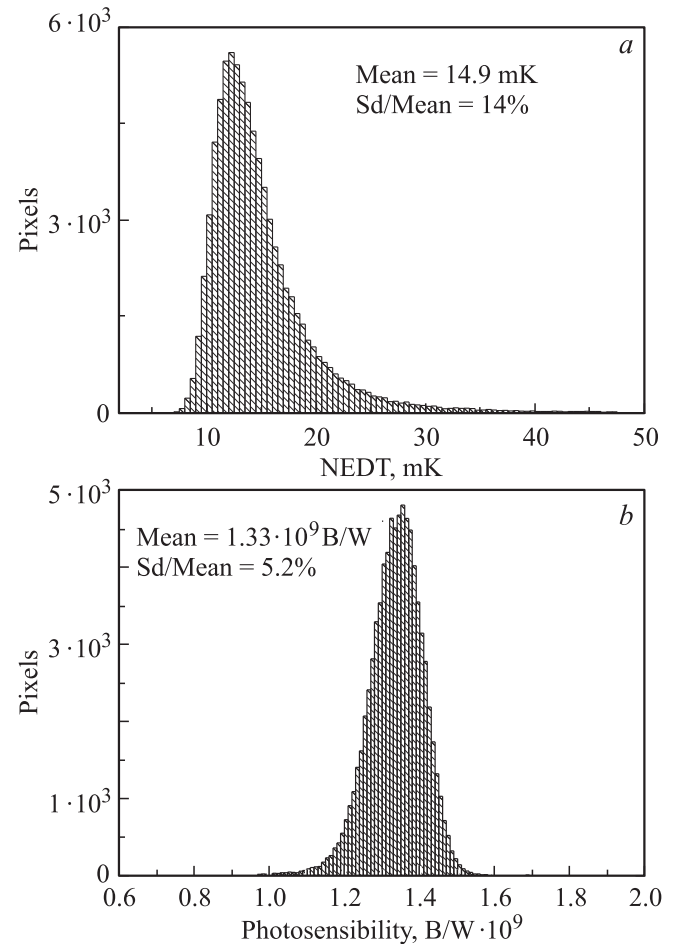
Полученные нами значения  $R_0A$  не уступают результатам, приводимым в литературе для фотодиодов из КРТ, выращенного на подложке из кремния [19].

#### 2.4. Свойства матричных фотоприемников на основе гетероструктур HgCdTe/Si(310)

На основе фотодиодных ФЧЭ и кремниевого мультиплекса методом гибридной сборки через индиевые столбы были изготовлены матричные ИК ФП формата 320 × 256 для спектрального диапазона 3–5 мкм и измерены их характеристики. При измерениях температуры образца, фона и АЧТ составляли 78, 293 и 501 К соответственно. Измерения проводились в апертурном угле 56°, частота опроса выходного сигнала составляла 2.0 МГц и время накопления составляло 640 мкс.



**Рис. 4.** Топограмма дефектных элементов ФП формата 320 × 256 с  $\lambda_{1/2}(77\text{ K}) = 5.2\text{ мкм}$ . В центральной части формата (80 × 64 элемента) количество дефектных элементов составляет 0.4% (19 штук).



**Рис. 5.** Гистограмма разности температур, эквивалентной шуму (NEDT) (a), и гистограмма вольтовой чувствительности (b) ИК ФП размерностью 320 × 256 элементов, изготовленного на основе ГЭС КРТ МЛЭ(К) с  $\lambda_{1/2}(77\text{ K}) = 5.2\text{ мкм}$ .

Фотоэлектрические параметры диодов, изготовленных из слоев КРТ различного состава, выращенных на подложках Si(310)

Образец	$x$	$\lambda_{1/2}$ , мкм	$I_p$ , А	$R_0$ , Ом	$R_0A$ , Ом · см <sup>2</sup>	$L_{\text{дифф}}$ , мкм
КРТ090316	0.327	4.3	$2.0 \cdot 10^{-11}$	$4 \cdot 10^{11}$	$1.7 \cdot 10^6$	4.5
КРТ081023	0.328	4.3	$3.5 \cdot 10^{-11}$	$3 \cdot 10^{11}$	$1.5 \cdot 10^6$	5.5
КРТ090305	0.289	5.2	$2 \cdot 10^{-10}$	$2 \cdot 10^{11}$	$1.0 \cdot 10^6$	5.7
КРТ090302	0.293	5.1	$1.5 \cdot 10^{-10}$	$2 \cdot 10^{11}$	$9.7 \cdot 10^5$	5.4

Измерения показали, что количество дефектных элементов в них не превышает 2.5%, а для лучших ИК ФП составляет 1%. Дефектными элементами считались фотодиоды, у которых вольтовая чувствительность более чем на 35% отличалась от среднего значения, а пороговая облученность более чем в 3 раза превышала среднее значение. Дефектные элементы равномерно распределены по площади ФП и не образуют кластеров в центральной части (рис. 4). Средние значения и разброс вольтовой чувствительности (рис. 5, *a*) и разности температур, эквивалентной шуму (NEDT) (рис. 5, *b*), близки к предельным значениям для данных условий измерения.

Тепловое изображение, полученное с помощью макета тепловизионного канала на основе ФПУ формата  $320 \times 256$ , визуально наблюдается в реальном времени, на изображении наблюдается характерное распределение температуры на лице человека.

Проведено исследование влияния циклических температурных изменений от 77 до 300 К на параметры ИК ФП ( $\lambda_{1/2}(77 \text{ К}) = 4.3 \text{ мкм}$ ) на основе ГЭС КРТ МЛЭ на подложках из Si формата  $320 \times 256$  элементов. На рис. 6 приведена зависимость NEDT и количества дефектных элементов от числа циклов изменения температуры. Видно, что с учетом погрешности измерений среднее значение NEDT практически не изменилось после более чем 2500 циклов. Количество дефектных элементов незначительно возросло от 2.25 до 2.9% после первых 400 циклов и далее не менялось. Приведенные результаты показывают высокую стабильность ИК ФП к термоциклированию.

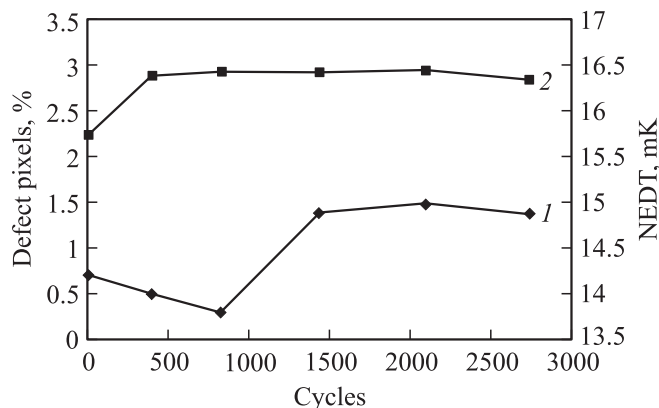


Рис. 6. Зависимость NEDT (1) и количества дефектных элементов (2) от числа циклов температурных изменений от 77 до 300 К.

### 3. Заключение

Проведены исследования процессов роста ГЭС КРТ МЛЭ на подложках из кремния с ориентацией (310) диаметром до 100 мм и для ИК ФП третьего поколения, работающих в средневолновом (3–5 мкм) диапазоне.

Показано, что оптимизация процессов подготовки поверхности и режимов роста позволяет выращивать ГЭС КРТ МЛЭ на подложке Si(310) без антифазных границ. Оптимизация процессов роста и отсутствие антифазных границ позволило снизить плотность морфологических V-дефектов до величины  $\sim 1000 \text{ см}^{-2}$ .

Разработана технология, позволяющая создавать методом МЛЭ на подложках из кремния диаметром 76 мм нелегированные образцы КРТ дырочного типа проводимости приборного качества.

Продемонстрирована возможность применения эпитаксиальных слоев КРТ, выращенных методом МЛЭ на кремниевых подложках Si(310) для создания надежных, стойких к термоциклированию многоэлементных фотоприемных модулей для спектрального диапазона 3–5 мкм с параметрами, ограниченными фоновым излучением.

### Список литературы

- [1] M. Reddy, J.M. Peterson, D.D. Lofgreen, J.A. Franklin, T. Vang, E.P.G. Smith, J.G.A. Wehner, I. Kasai, J.W. Bangs, S.M. Jonson. *J. Electron. Mater.*, **37** (9), 1274 (2008).
- [2] S. Sivananthan, X. Chu, J. Reno, J.P. Faurie. *J. Appl. Phys.*, **60** (4), 1359 (1986).
- [3] R.J. Koestner, H.F. Schaake, *J. Vac. Sci. Technol. A*, **6** (4), 2834 (1988).
- [4] Y.S. Ryu, B.S. Song, T.W. Kang, T.W. Kim. *J. Mater. Sci.*, **39**, 1147 (2004).
- [5] M. Carmody, J.G. Pasko, D. Edwall, E. Piquette, M. Kangas, S. Freeman, J. Arias, R. Jacobs, W. Mason, A. Stoltz, Y. Chen, N.K. Dhar. *J. Electron. Mater.*, **37** (9), 1184 (2008).
- [6] М.В. Якушев, А.А. Бабенко, Ю.Г. Сидоров. *Неорг. матер.*, **45** (1), 15 (2009).
- [7] Ю.Г. Сидоров, С.А. Дворецкий, Н.Н. Михайлов, М.В. Якушев, В.С. Варавин, А.П. Анциферов. *Оптич. журн.*, **67** (1), 39 (2000).
- [8] W. Kern, D.A. Puotinen. *RCA Rev.*, **31**, 187 (1970).
- [9] D.B. Fenner, D.K. Biegelsen, R.D. Bringans. *J. Appl. Phys.*, **66**, 419 (1989).
- [10] P. Mackett. In: *Properties of Narrow Gap Cadmium-based Compounds*, ed. by P. Capper (London, EMIS Data Review Series, 1994) v. 10. p. 188.

- [11] I.V. Sabinina, A.K. Gutakovsky, Yu.G. Sidorov, S.A. Dvoretzky, V.D. Kuzmin. *J. Cryst. Growth*, **117** (1–4), 238 (1992).
- [12] T. Aoki, Y. Chang, G. Badano, J. Zhao, C. Grein, S. Sivananthan, D.J. Smith. *J. Electron. Mater.*, **32**, 703 (2003).
- [13] I.V. Sabinina, A.K. Gutakovsky, Yu.G. Sidorov, A.V. Latyshev. *J. Crystal Growth*, **274**, 339 (2005).
- [14] И.В. Сабинина, А.К. Гутаковский, Ю.Г. Сидоров, М.В. Якушев, В.С. Варавин, А.В. Латышев. *Письма ЖЭТФ*, **82** (5–6), 326 (2005).
- [15] М.В. Якушев, Д.В. Брунев, К.Н. Романюк, А.Е. Долбак, А.С. Дерябин, Л.В. Миронова, Ю.Г. Сидоров. *Поверхность*, **2**, 41 (2008).
- [16] A.D. van Rheenen, H. Syversen, R. Naakenaasen, H. Steen, L. Trosdahl-Iversen, T. Lorentzen. *Phys. Scripta T*, **126**, 101 (2006).
- [17] А. Рогальский. *Инфракрасные детекторы* (Новосибирск, Наука, 2003) ч. 3, гл. 8, с. 195.
- [18] R. Naakenaasen, T. Moen, T. Colin, H. Steen, L. Trosdahl-Iversen. *J. Appl. Phys.*, **91**, 427 (2002).
- [19] M.F. Vilela, A.A. Buell, M.D. Newton, G.M. Venzor, A.C. Childs, J.M. Peterson, J.J. Franklin, R.E. Bornfreund, W.A. Radford, S.M. Johnson. *J. Electron. Mater.*, **34** (6), 898 (2005).

*Редактор Л.В. Беляков*

## **HgCdTe Heterostructures on Si(310) Substrates for MWIR Infrared Photodetectors**

*M.V. Yakushev, D.V. Brunev, V.S. Varavin, V.V. Vasilyev, S.A. Dvoretzky, I.V. Marchishin, A.V. Predein, I.V. Sabinina, Yu.G. Sidorov, A.V. Sorochkin*

Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,  
Siberian Branch,  
Russian Academy of Sciences,  
630090 Novosibirsk, Russia

**Abstract** The investigation of molecular beam epitaxy HgCdTe growth processes on silicon substrates up to 100 mm in diameter were carried out. We determined the optimal conditions for growing HgCdTe/Si(310) heterostructures which are enough suitable for fabricating high-quality large size infrared devices for the spectral range of 3–5  $\mu\text{m}$ . It is presented the results of measurements of photoelectrical parameters and their discussion of  $320 \times 256$  infrared integrated focal plane arrays (IRFPA) which were fabricated by hybrid assembly of photosensitive array with silicon multiplexer through indium bumps. IRFPA is shown high parameters stability to temperature cycling in interval 77–300 K.