

УДК 621.38+535.2

ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОВЕРШЕНСТВА СЛОЁВ ГЕТЕРОСТРУКТУР (013)HgCdTe/CdTe/ZnTe/GaAs МЕТОДОМ ГЕНЕРАЦИИ ВТОРОЙ ГАРМОНИКИ

© С. А. Дворецкий^{1,4}, М. Ф. Ступак², Н. Н. Михайлов^{1,3},
С. Н. Макаров², А. Г. Елесин², А. Г. Верхогляд²

¹Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
630090, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13

²Конструкторско-технологический институт научного приборостроения СО РАН,
630058, г. Новосибирск, ул. Русская, 41

³Новосибирский государственный университет,
630090, г. Новосибирск, ул. Пирогова, 2

⁴Томский государственный университет,
634050, г. Томск, просп. Ленина, 36

E-mail: dvor@isp.nsc.ru, stupak@tdisie.nsc.ru

Проведён анализ процессов генерации второй гармоники в слоях CdTe, Cd_xHg_{1-x}Te и подложки из GaAs гетероструктуры Cd_xHg_{1-x}Te /CdTe/ZnTe/GaAs ориентации (013). Осуществлены измерения азимутальной зависимости сигналов второй гармоники в сравнении с расчётными данными, полученными при численном моделировании идеального кристалла заданной ориентации вблизи среза (013). Показано, что подложка и эпитаксиальные слои после выращивания имеют разворот плоскости ориентации, который составил для подложек из GaAs +8 и -3 угл. град. от идеальной плоскости (013), для слоёв КРТ — до 8 угл. град. от ориентации подложки, которые имеют слабую зависимость от состава по толщине. Наблюдаемые развороты плоскости ориентации зависят от несоответствия параметров решётки сопрягаемых материалов гетероструктуры Cd_xHg_{1-x}Te/CdTe/ZnTe/GaAs. Зафиксированное увеличение шума в минимумах азимутальной зависимости сигнала второй гармоники в слоях Cd_xHg_{1-x}Te обусловлено присутствием разориентированных микроучастков.

Ключевые слова: кристаллы класса сфалерита, вторая гармоника, азимутальные угловые зависимости, тензор нелинейной восприимчивости, микроучастки, разворот, гетероструктуры, МЛЭ, Cd_xHg_{1-x}Te, CdTe, GaAs.

DOI: 10.15372/AUT20210503

Введение. Для определения структуры кристаллов и их дефектности используются хорошо зарекомендовавшие себя методы, основанные на дифракции рентгеновских лучей, электронных и нейтронных пучков. Они имеют высокую чувствительность, но для их реализации необходимо специальное оборудование, создание защиты персонала, а также специальная подготовка образцов. Отдельная проблема — создание малых зон контроля вещества. Например, глубина проникновения рентгеновского излучения может составлять сотни микрон.

Генерация второй гармоники (ВГ) как метод контроля кристаллической структуры, предложенный более трёх десятилетий назад [1], оказывается более быстрым и удобным методом для проведения исследований в целях получения экспрессной неразрушающей информации, дополняя и не отменяя последующего применения традиционных электронных, рентгеновских и других дифракционных методов. Вся основная информация о качестве и ориентации приповерхностного слоя кристалла заложена в зависимости интенсивности поляризационных компонент ВГ от взаимной ориентации поляризации возбуждающего излучения относительно кристаллофизических осей, когда в эксперименте регистрируется

поляризация ВГ, параллельная или перпендикулярная азимутально меняющейся линейной поляризации возбуждающего излучения (далее угловая или азимутальная зависимость). Сравнение экспериментальных и численных модельных данных для идеального кристалла в заданной локальной области позволяет получать количественную информацию о кристаллическом состоянии приповерхностного слоя, его ориентации и других характеристиках с погрешностью не более градуса [1–12].

Кроме того, метод ВГ даёт возможность, управляя перемещением сфокусированного лазерного луча по двум координатам поверхности образца, получать данные с большой площади с высоким локальным разрешением в приповерхностном слое кристалла [5, 13].

Повышение чувствительности метода ВГ позволяет выявить дополнительные характеристики тонкой структуры кристаллического совершенства кристаллов, особенно для многокомпонентных и многослойных структур. К таким структурам относятся гетероэпитаксиальные структуры (ГЭС) теллурида кадмия и ртути (КРТ, $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$), выращиваемые методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на подложках из GaAs и Si и имеющие класс симметрии сфалерита, т. е. цинковой обманки. Создание высококачественных ГЭС КРТ МЛЭ для практических применений в ИК-детекторах [14] требует решения ряда проблем, связанных с большим рассогласованием параметров решёток и неэквивалентностью сопрягаемых материалов соединений КРТ и подложек из GaAs и Si [15]. Многочисленные исследования обнаружили образование большого количества дефектов кристаллической структуры и выявили связь их образования с условиями роста [16–20]. Метод ВГ оказался эффективным, экспрессным и высокочувствительным методом неразрушающего оптического контроля фазово-структурных свойств приповерхностных слоёв данных структур при экспериментальной отработке режимов их создания [9–12]. Полученные результаты позволяют рассчитывать на успешное применение метода ВГ для исследования качества последовательных стадий процессов роста слоёв ГЭС КРТ МЛЭ и определения оптимальных условий проведения технологических процессов, а также установления требований к подложечному материалу. Однако для расширения возможностей метода ВГ при исследовании кристаллической структуры, её дефектности и наблюдения более тонких эффектов требуется повышение чувствительности данного метода.

Целью представленной работы является изложение результатов исследования кристаллического состояния и разворота ориентации слоёв CdTe , $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ при послойном стравливании и подложки в ГЭС КРТ МЛЭ после выращивания, а также сравнение измерений азимутальной зависимости генерации ВГ с расчётными данными численного моделирования идеального кристалла для заданной ориентации вблизи среза (013).

1. Возбуждение и регистрация сигналов ВГ в кристаллах GaAs, CdTe, CdHgTe. Расчёт интенсивности сигнала ВГ с помощью тензора нелинейной восприимчивости $\chi_{xyz}(\omega)$ в кристаллах сфалерита (международная классификация — класс $43m$), подробно описан в [1, 2]. При сравнении расчётных и экспериментальных результатов азимутальных зависимостей сигнала ВГ в конкретной геометрии и для конкретных срезов кристалла применяется численное моделирование [3, 5, 11, 12].

При создании гетероструктур КРТ методом МЛЭ нами использовались полированные с обеих сторон подложки из GaAs ориентации (013). Для сохранения ориентации и решения проблемы большого несоответствия параметров решёток GaAs и КРТ в 13,6 % последовательно выращиваются буферные слои ZnTe и CdTe. Таким образом, создаётся новая альтернативная подложка CdTe/ZnTe/GaAs, которая сохраняет ориентацию (013) и обеспечивает существенно меньшее несоответствие параметров решётки с КРТ (менее 0,3 %).

Для компонент КРТ, таких как подложка GaAs, слои CdTe и ZnTe, поглощением в области возбуждающего излучения ~ 1 мкм можно пренебречь.

В области фундаментального поглощения на длине волны второй гармоники ($\lambda = 0,53$ мкм) глубина проникновения, по нашим данным, составляет для CdTe приблизительно 130 нм, для GaAs — 140 нм, для ZnTe — 210 нм. Эти значения находятся в удовлетворительном соответствии со справочными и литературными данными [21–23].

Структуры КРТ непрозрачны и для возбуждающего излучения на $\lambda = 1,064$ мкм, и для его второй гармоники. Замеренная глубина проникновения для верхнего варизонного слоя наших гетероструктур по амплитуде в области ~ 1 мкм не превышает 0,2 мкм, а длина поглощения ВГ по амплитуде — $\leq 0,03$ мкм, что хорошо согласуется с данными [22, 23]. Это означает, что в наших экспериментах сигналы ВГ от гетероструктуры КРТ и от подложки GaAs этой гетероструктуры являются чисто отражёнными.

Эффективная глубина генерации отражённой ВГ определяется в случае прозрачной среды её когерентной длиной $d \approx \lambda/4\pi n(\omega)$, а при сильном поглощении глубина генерации d задаётся минимальным значением величин $\alpha^{-1}(\omega)$ и $\alpha^{-1}(2\omega)$ [1], где λ — длина волны основного излучения, $n(\omega)$ — показатель преломления среды на этой длине волны, α — коэффициенты поглощения на основной и удвоенной частотах. В случаях слабого поглощения для нахождения эффективной глубины генерации применяется точная формула $d = \lambda/4(n(\omega) + n(2\omega))$ [24, 25]. Проведённые оценки показали, что глубина диагностики исследуемых образцов CdHgTe определяется величиной $\alpha^{-1}(2\omega)$, глубина генерации ВГ, отражённой от подложек GaAs и слоёв CdTe (без учёта переотражённого от тыльной стороны лазерного излучения), — когерентной длиной и составляет величину от 25 до 20 нм.

Анализ поведения графиков модельных азимутальных зависимостей сигнала ВГ с вариацией по углам Θ и φ вблизи ориентации (013) показал [11, 12], что эти зависимости чрезвычайно чувствительны к небольшим отклонениям от угла φ при нормальном падении луча. Поэтому на лабораторном стенде осуществлено нормальное падение лазерного излучения частоты ω на исследуемый образец с одновременным вращением его плоскости поляризации (азимутальный угол) в диапазоне от 0 до 359° и регистрацией интенсивности сигнала отражённой ВГ с поляризацией, параллельной поляризации лазерного излучения.

График азимутальной зависимости сигнала ВГ для идеальной ориентации (013) должен демонстрировать одинаковые амплитуды всех четырёх максимумов. Показано, что изменения сигнала ВГ по углу Θ (при фиксированном угле $\varphi = 90^\circ$) вблизи ориентации (013) приводят к простому изменению амплитуды графиков зависимости интенсивности ВГ от азимутального угла без изменения соотношений между максимумами [11, 12]. Это означает, что погрешность определения угла Θ вблизи ориентации (013) по экспериментальным графикам азимутальной зависимости сигнала ВГ может составлять не менее ± 5 угл. град.

Для полупроводниковых материалов и структур, прозрачных для основного излучения, величина регистрируемого сигнала отражённой ВГ при заданном уровне возбуждающего лазерного излучения зависит также от переотражения возбуждающего излучения от тыльной поверхности образца [3, 5, 11, 12]. При исследовании подложек GaAs и буферных слоёв CdTe на этих подложках сигнал ВГ соответствует точечной группе симметрии кристалла приповерхностного слоя и может использоваться для характеристики структурного качества слоя толщиной 0,3–1 мкм. Величина сигнала ВГ в этом случае может более чем на порядок превосходить величину отражённого только от передней поверхности сигнала ВГ [5, 11, 12]. Так как слои КРТ непрозрачны для возбуждающего излучения ($\lambda = 1,064$ мкм) и для его второй гармоники, в эксперименте фиксируется только отражённая ВГ и от поверхностного слоя КРТ, и от обратной стороны подложки. Подложки GaAs в наших экспериментах имели двустороннюю полировку. Это позволяет производить сравнительный анализ нелинейных восприимчивостей данных материалов, диагностировать сравнительное присутствие напряжений в подложке и в слоях гетероструктуры КРТ.

2. Основные характеристики высокочувствительного лабораторного стенда нелинейно-оптической диагностики (НОД). Описание работы лабораторного стенда НОД, состоящего из лазерного источника, оптико-механического блока, блоков питания, блока приёма и обработки информации на основе управляющего компьютера, в деталях приведено в [11, 12]. В качестве излучателя используется импульсно-периодический YAG:Nd-лазер с диодной накачкой DUETTO-OEM V3.4 с длиной волны 1,064 мкм, частотой повторения цуга из ~ 10 импульсов 50 кГц при длительности одного импульса в цуге ~ 10 пс. Излучение лазера фокусируется длиннофокусной линзой на поверхность тестируемого образца в пятно диаметром 200 мкм в соответствии с требуемым пространственным разрешением. Пластина $\lambda/2$ вращается по заданной программе вокруг оси лазерного луча шаговым двигателем и поворачивает плоскость поляризации падающего нормально на образец излучения. Специализированное параметрическое зеркало отделяет в отражённом от образца излучении сигнал ВГ и направляет его далее через анализатор, ориентация которого синхронизована с ориентацией пластины $\lambda/2$, и светофильтр, пропускающий только излучение ВГ по световоду на ФЭУ-130 [11, 12].

Нами проведена целевая модернизация стенда, что позволило более чем на порядок снизить имевшиеся шумы и повысить уровень полезного сигнала ВГ и тем самым повысить чувствительность.

Сигнал с ФЭУ-130 поступал теперь на селективный усилитель-нанольтметр UNIPAN-233, настроенный на частоту работы импульсно-периодического YAG:Nd-лазера, равную 50 кГц. После этого отселектированный по частоте и усиленный сигнал поступал на модуль АЦП и непрерывно считывался оригинальным управляющим программным обеспечением.

Модернизация позволила снизить среднюю мощность зондирующего лазерного излучения. В представленных экспериментальных результатах средняя мощность варьировалась от 0,01 до 0,07 Вт. Время получения экспериментального графика угловой зависимости сигнала ВГ составляло от 10 до 30 с.

Величина сигнала шума (с нулевым средним) соответствовала примерно 16 единицам кода АЦП, уровень характерной амплитуды сигнала ВГ на графиках находился в пределах 2000–4500 единиц кода АЦП.

Погрешность сравнения экспериментальных и модельных угловых зависимостей сигнала ВГ от образцов по углу φ составляла один градус. Сравнительный анализ амплитуд экспериментального сигнала ВГ (вдоль поверхности или для однотипных образцов) может быть проведён с погрешностью менее 0,05.

3. Характеризация кристаллического состояния слоёв $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$. Проведены исследования экспериментальной азимутальной зависимости амплитуды сигнала слоёв CdHgTe при послойном травлении и обратной стороны подложки из GaAs и сравнение с расчётными данными для идеального кристалла со структурой цинковой обманки и ориентацией (013) для гетероструктур $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{GaAs}$, выращенных методом МЛЭ на установке «Обь-М». На полуизолирующих подложках (013)GaAs последовательно выращивались буферные слои ZnTe и CdTe толщинами 30 нм и слои $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ толщинами 5–7 мкм постоянного состава с варизонными широкозонными слоями на его границах.

На рис. 1 приведены распределения состава X_{CdTe} в слоях двух структур: 1КРТ170622 и 1КРТ180130.

Для структуры 1КРТ170622 (рис. 1, а) на поверхности CdTe последовательно выращивались слои $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ состава $x = 0,35$, варизонный слой с уменьшением состава на толщине ~ 1 мкм до слоя постоянного состава $x = 0,23$ толщиной ~ 5 мкм и варизонный широкозонный слой с конечным составом $x = 0,47$. Незначительное увеличение состава до $x = 0,25$ на толщине 1,5 мкм связано с нестабильной работой источника теллура. Следует отметить, что рост гетероструктуры 1КРТ170622 проводился при повышении

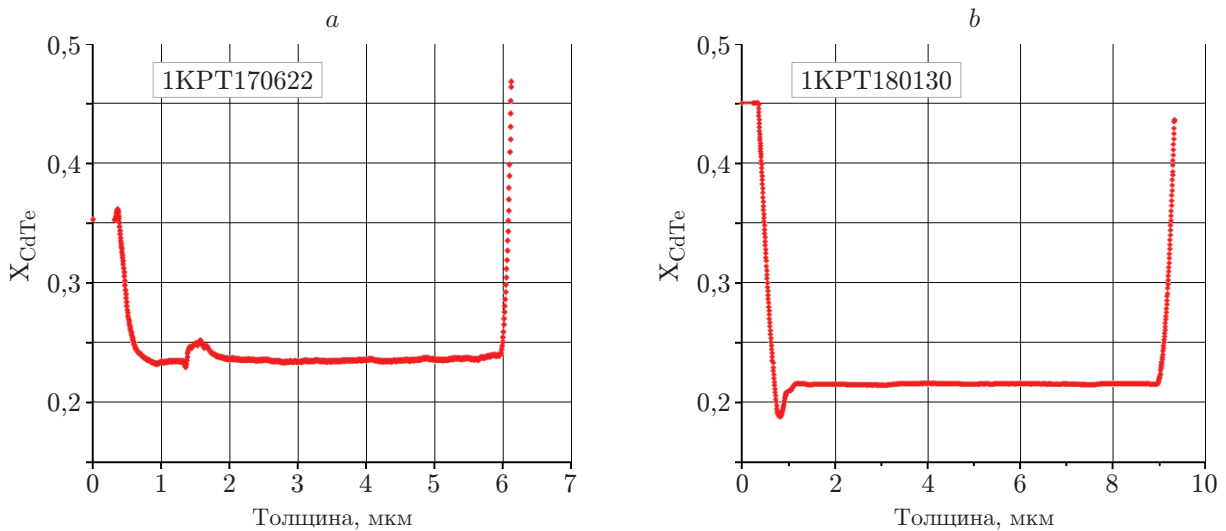


Рис. 1. Распределение состава X_{CdTe} в слоях структур (013) $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{GaAs}$: *a* — 1KPT170622; *b* — 1KPT180130

температуры подложки, и это привело к ухудшению морфологии поверхности и появлению анизотропии в электрофизических свойствах. В структуре 1KPT180130 (рис. 1, *b*) при выращивании наблюдалось изменение состава от начального $x = 0,46$ до узкозонного слоя с составом до $x = 0,185$ на толщине 0,8 мкм. Его далее пришлось повышать за счёт уменьшения температуры молекулярного источника теллура до слоя постоянного состава $x = 0,23$ от толщины 0,4 мкм до 8 мкм, который завершался выращиванием варизонного широкозонного слоя толщиной 0,5 мкм с конечным составом $x = 0,44$. Рост структуры 1KPT180130 в отличие от предыдущего случая проводился в оптимальных условиях, в которых морфология поверхности в процессе роста слоя постоянного состава оставалась неизменной. Анизотропия электрофизических свойств в данной структуре отсутствует, и измерения показали, что концентрация основных носителей заряда, подвижность и время жизни неосновных носителей составили $4,9 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-3}$, $97\,000 \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$ и 0,13 мкс соответственно, что типично для слоёв с таким распределением состава по толщине.

Послойное травление образцов проводилось с помощью химического травления в свежеприготовленном бромистом травителе. Скорость травления определялась на контрольных образцах слоёв CdHgTe состава, близкого к составу изучаемых структур. Величина удалённого слоя CdHgTe определялась по времени травления.

Кристаллическое состояние обратной стороны подложки из GaAs и приповерхностного слоя оставшейся структуры CdHgTe после каждого травления измерялось на стенде НОД по азимутальным зависимостям амплитуды сигнала ВГ. Значения максимумов амплитуды сигналов ВГ для слоёв CdHgTe обеих структур были сравнимы, что свидетельствует о практически одинаковом кристаллическом качестве, несмотря на различия в условиях роста, которые привели к различию в морфологии поверхности и электрофизических свойствах. Из сравнения экспериментальных графиков с расчётными данными для идеальной ориентации (013) получены значения угла φ , определяющего поворот в плоскости ростовой поверхности, и определена его зависимость по толщине слоёв CdHgTe для исследуемых структур. Для подложек из GaAs значения угла φ получены из измерений обратной стороны подложки и его конверсии к поверхности роста.

На рис. 2 представлены результаты изменения угла φ (поворота в плоскости роста), отсчитанные от идеальной ориентации (013), по толщине слоёв CdHgTe в исследуемых структурах 1KPT170622 и 1KPT180130. Значения отклонения угла φ от идеальной ори-

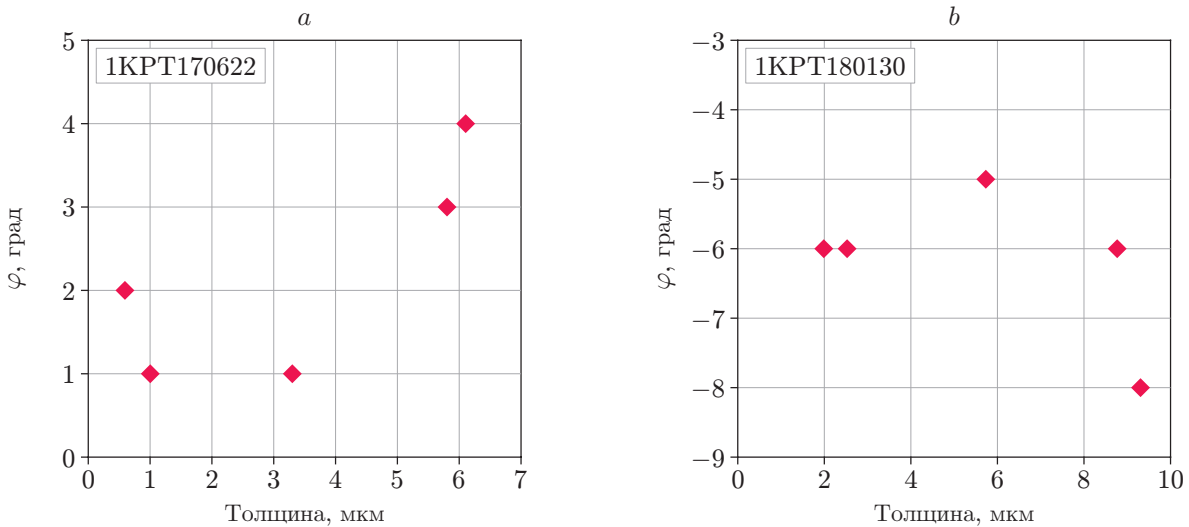


Рис. 2. Изменение угла поворота в плоскости роста φ по толщине слоёв CdHgTe в структурах (013) $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{GaAs}$: *a* — 1KPT170622; *b* — 1KPT180130

ентации (013) для поверхности подложек из GaAs, на которых проводился рост структур, составили +8 и -3 угл. град. соответственно. Такие значения свидетельствуют о том, что рост структур проводился на противоположных поверхностях используемых подложек GaAs.

Максимальное изменение угла φ от его значения для поверхности GaAs до его значений в слоях CdHgTe составляет 7 угл. град. и 5 угл. град. для структур 1KPT170622 (рис. 2, *a*) и 1KPT180130 (рис. 2, *b*). В слоях $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ при травлении таких значительных изменений угла φ не наблюдается. Большой разворот ориентации в плоскости роста при переходе от поверхности GaAs к поверхности слоя $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ связан с выращиванием буферных слоёв ZnTe и CdTe и вызван большим различием в параметрах кристаллической решётки, достигающим 13,6 % для пары GaAs/CdTe, что было показано в [15]. Параметры кристаллической решётки слоёв $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ различного состава и CdTe незначительно отличаются друг от друга, что не должно оказывать большого влияния на поворот ориентации (013) в плоскости роста. Действительно, как следует из рис. 2, последовательный рост слоёв $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ не приводит к значительным изменениям угла φ , показывая лишь слабую зависимость от состава. Однако имеются некоторые различия в наблюдаемых изменениях угла φ . Так, для структуры 1KPT170622 (см. рис. 2, *a*) большой поворот поверхности GaAs на угол $\varphi = +8$ угл. град. от ориентации (013) при выращивании изменяется, приближаясь к идеальной плоскости (013), и составляет 1–2 угл. град. для поверхности слоёв 0,5; 1; 3,5 и 5,7 мкм постоянного состава (см. рис. 1, *a*). На поверхности варизонного слоя в конечной стадии роста при изменении состава до $x = 0,47$ угол φ увеличивается до 4 угл. град., отклоняясь от идеальной ориентации (013). А для структуры 1KPT180130 (см. рис. 2, *b*) поворот поверхности GaAs на угол $\varphi = -3$ угл. град. от ориентации (013) при выращивании изменяется в сторону отклонения от идеальной плоскости (013) и составляет $-5 \dots -6$ угл. град. для поверхности слоёв 2; 3; 5,7 и 8,7 мкм постоянного состава (см. рис. 1, *b*). На поверхности варизонного слоя в конечной стадии роста при изменении состава до $x = 0,45$ угол φ увеличивается до -8 угл. град., отклоняясь от идеальной ориентации (013).

Такое поведение ориентации в плоскости роста, показавшее различное отклонение угла φ слоя $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ от подложки из GaAs, можно связать с различием исходного откло-

нения поверхности GaAs, используемой для выращивания. Для определения механизмов, отвечающих за направление поворота ориентации (013), необходимы дальнейшие исследования для подтверждения полученных данных при целенаправленном выращивании на предварительно измеренном отклонении поверхности подложки из GaAs и его знаке и/или отсутствии отклонений.

Угол Θ определяет отклонение направления ориентации подложки от направления плоскостей (001) в структуре цинковой обманки. Для ориентации (013) этот угол составляет 18,46 угл. град. В предлагаемой работе данные по вариациям угла Θ не приведены в связи с погрешностью этого угла в наших экспериментах, которая может составлять не менее ± 5 градусов (см. разд. 1). Незначительные отличия амплитуд сигналов ВГ от различных слоёв $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ исследуемых структур позволяют предположить, что эти вариации находятся в пределах 2–3 градусов.

В экспериментальных азимутальных зависимостях сигнала ВГ в области минимумов сигнала в отдельных слоях $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ исследуемых структур при травлении наблюдалось увеличение низкочастотного шума с определённой частотой по азимутальному углу, который превышал уровень шумов всего приборного тракта. Такое увеличение шума мы связываем с наличием в области измерений (диаметр падающего излучения ~ 200 мкм) разориентированных микроучастков, которые при азимутальной ориентации поляризации основного излучения и второй гармоники вызывают генерацию отличного от нуля сигнала ВГ, особенно в области минимума, в которой идеальный монокристалл не генерирует данную поляризацию ВГ [12].

На рис. 3 приведены в одинаковом масштабе и при одинаковой интенсивности возбуждающего излучения экспериментальные азимутальные зависимости сигнала ВГ для структуры 1КРТ180130.

На рис. 3, а в азимутальной зависимости сигнала ВГ от поверхности исходной структуры практически отсутствует повышенный шум в минимумах, что свидетельствует об отсутствии разориентированных микроучастков или их незначительном количестве. После химического травления на поверхности слоя $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ на глубину ~ 6 мкм явно наблюдается значительный шум в минимумах азимутальной зависимости сигнала ВГ, который свидетельствует о большом количестве разориентированных микроучастков и/или их больших размерах в области зондируемого пучка диаметром 200 мкм. После дальнейшего химического травления на поверхности слоя CdHgTe толщиной ~ 1 мкм шум в минимумах азимутальной зависимости сигнала ВГ продолжается, но с меньшей амплитудой. Появление разориентированных микроучастков в случае роста данной структуры можно связать с условиями роста. На начальной стадии роста при изменении состава температура источника теллура была повышена, что привело к появлению узкозонного слоя состава $X_{\text{CdTe}} = 0,185$ и необходимости повышения состава до необходимого значения $X_{\text{CdTe}} = 0,23$. Повышенный поток теллура и возможное повышение температуры подложки при постоянном давлении ртути может привести к незначительному огрублению поверхности при избытке атомов теллура на поверхности, появлению микрокристаллитов и образованию разориентированных областей. После уменьшения потока теллура соотношение атомов в потоках теллура и ртути находится в оптимальном положении, что не приводит к огрублению поверхности и появлению разориентированных областей. Постепенно происходит увеличение областей роста с одной ориентацией, ведущее к уменьшению разориентированных микроучастков вплоть до полного отсутствия при достижении определённой толщины (для структуры 1КРТ180130 6 мкм). Для структуры 1КРТ170622 повышенный шум в минимумах азимутальной зависимости сигнала ВГ наблюдался только на её поверхности, являясь показателем возникновения на последней стадии роста разориентированных микроучастков. В слоях CdHgTe этой структуры после травления шум в минимумах азимутальной зависимости сигнала ВГ соответствовал шуму приборного тракта, что свидетельствует

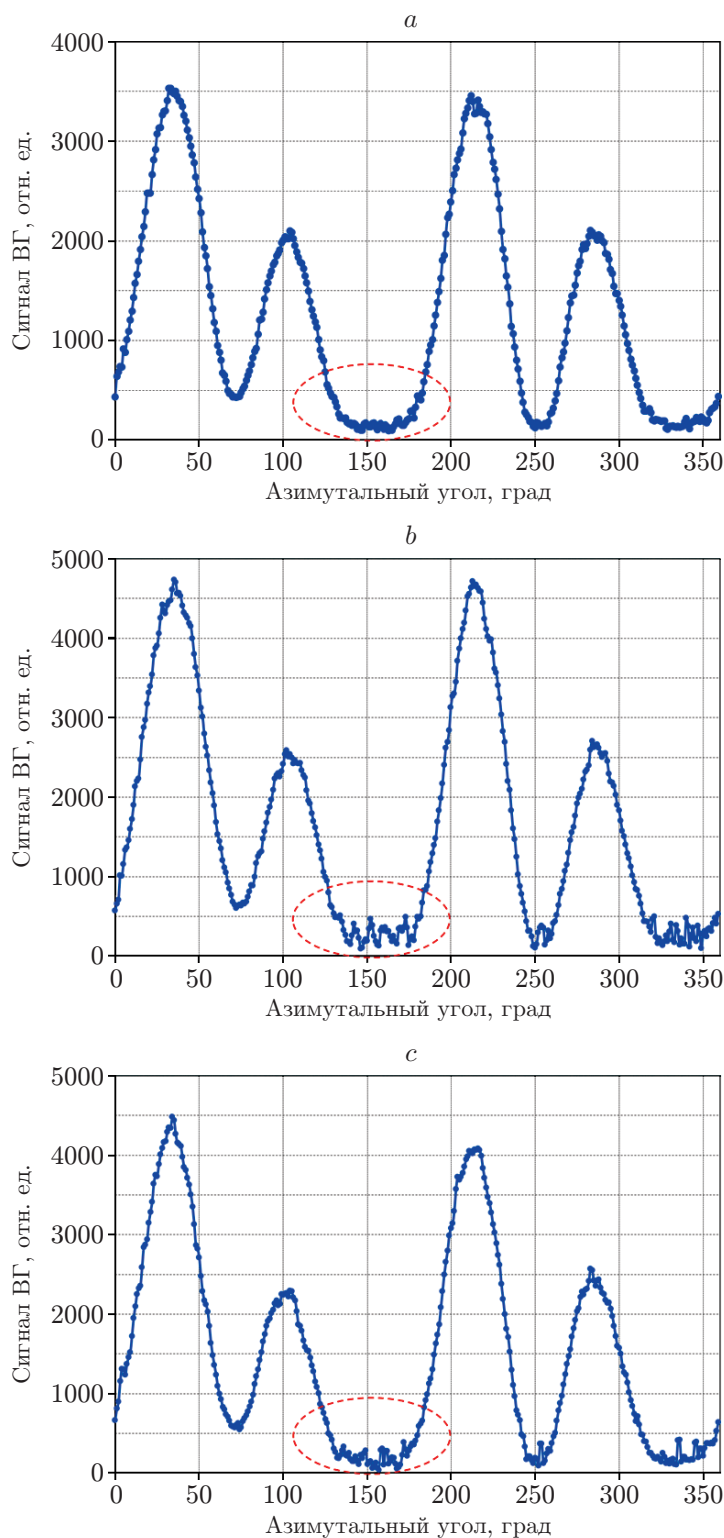


Рис. 3. Экспериментальные графики азимутальной зависимости сигнала ВГ от слоёв структуры 1КРТ180130: *a* — фрагмент исходного образца 1КРТ180130, отсутствуют разориентированные микроучастки; *b* — фрагмент после химического травления на глубину $\sim 6,5$ мкм, наличие разориентированных микроучастков отчётливо проявляется в области минимумов; *c* — фрагмент после химического травления на глубину ~ 7 мкм, наличие разориентированных микроучастков также проявляется в области минимумов

об отсутствии в объёме слоя разориентированных микроучастков. По-видимому, появление на конечной стадии роста разориентированных микроучастков связано с изменением процессов роста при выращивании верхнего варизонного слоя от оптимальных условий. Качественная оценка размера таких микроучастков даёт величину $\sim(1-10)$ мкм.

Отметим, что в исследованных структурах присутствуют проросшие от подложки напряжения. Присутствие напряжений в гетероструктурах и подложках фиксировалось нами ранее по наличию на экспериментальных графиках ярко выраженной асимметрии минимумов азимутальной зависимости и изменения (поднятия) их уровней [5, 11, 12]. Проведённые измерения на модернизированном высокочувствительном стенде НОД подтвердили такую же картину изменений угловой зависимости сигналов ВГ при наличии напряжений (см. на рис. 3 разный уровень минимумов азимутальной зависимости). Эффект слабых напряжений связан с наличием деформаций, внесённых в образец при росте или обработке. Появляющиеся в кристалле механические напряжения малы и не влияют на класс симметрии или ориентацию кристаллографических осей в образце, но они влияют на поляризационные свойства распространяющегося в кристалле лазерного излучения [13]. Падающая линейно поляризованная волна внутри кристалла становится эллиптически поляризованной. Среда приобретает свойства одноосного кристалла с мало отличающимися показателями преломления вдоль оптической оси и в направлениях, перпендикулярных ей. В итоге появившиеся новые слагаемые в поляризационных компонентах лазерного излучения могут приводить в графиках к изменениям структуры азимутальных зависимостей ВГ, в частности к поднятию уровней ряда минимумов и появлению их асимметрии.

Отметим, что этот эффект модификации сигнала ВГ из-за напряжений интенсивно используется в последнее время для вычисления и картирования полей напряжений в различного рода структурах (например, [26]).

Установлено, что изменение поведения азимутальных зависимостей сигнала ВГ из-за напряжений в подложке проявляется аналогичным образом и в слоях гетероструктуры, нанесённой на эту подложку.

Заключение. Представлены результаты по исследованию структурного состояния и его изменениям в слоях гетероструктур (013) $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ / $\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{GaAs}$, выращенных методом МЛЭ с помощью генерации второй гармоники. Проведена модернизация стенда нелинейно-оптической диагностики, что позволило более чем на порядок снизить имевшиеся шумы и тем самым повысить чувствительность. Это было достигнуто в основном за счёт частотной селекции и усиления полезного сигнала после фотоумножителя.

Для анализа экспериментальных результатов азимутальных зависимостей генерации ВГ проводилось сравнение с расчётными данными, полученными при численном моделировании идеального кристалла для заданной ориентации (013).

Исследования разворота плоскости ориентации слоёв CdTe и $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ при послойном стравливании в плоскости роста (а также подложки из GaAs) после выращивания гетероструктуры (013) $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ / $\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{GaAs}$ показали, что фиксировалось отклонение по углу φ от ориентации (013) для подложек из GaAs в противоположном направлении, составляющем +8 и –3 угл. град., наблюдался значительный разворот до 8 угл. град. слоёв CdTe от подложки из GaAs и слабый разворот слоёв $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ как от слоя CdTe , так и в объёме $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$. Различная ориентация подложек из GaAs объясняется использованием противоположных поверхностей относительно базового среза. Поворот слоёв в гетероструктуре (013) $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{GaAs}$ обусловлен несоответствием параметров решётки сопрягаемых материалов и практически не зависит от условий выращивания.

Увеличение шума экспериментальных графиков азимутальной зависимости сигнала ВГ от структуры слоёв $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ при травлении, превышающее уровень шумов всего приборного тракта, связывается с присутствием разориентированных микроучастков.

Определены остаточные напряжения в подложке и слоях гетероструктуры.

Продемонстрирована генерация второй гармоники, позволяющая осуществлять экспрессную характеризацию кристаллического состояния и выявлять новые особенности процессов роста гетероструктур (013) $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}/\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{GaAs}$ и их качество.

Финансирование. Работа выполнена при частичной поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 18-29-20053) и Министерства науки и высшего образования РФ (государственная регистрация № АААА-А20-120102190007-5).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ахманов С. А., Емельянов В. И., Коротеев Н. И., Семиногов В. В.** Воздействие мощного лазерного излучения на поверхность полупроводников и металлов: нелинейно-оптические эффекты и нелинейно-оптическая диагностика // УФН. 1985. **147**, вып. 12. С. 675–745.
2. **Heinz T. F.** Second-Order Nonlinear Optical Effects at Surfaces and Interfaces // Nonlinear Surface Electromagnetic Phenomena. /Eds. H. Ponath, G. Stegeman. Elsevier Science Publishers B. V., 1991. Vol. 29. P. 354–416.
3. **Kimura T., Yamada Ch.** In-situ second-harmonic generation study of the molecular beam epitaxy growth of GaAs // Journ. Crystal Growth. 1995. **150**. P. 92–95.
4. **Брехов К. А., Гришунин К. А., Афанасьев Д. В. и др.** Генерация второй оптической гармоники и ее фотоиндуцированная динамика в сегнетоэлектрике-полупроводнике $\text{Sn}_2\text{P}_2\text{S}_6$ // ФТТ. 2018. **60**, вып. 1. С. 33–38.
5. **Баланюк В. В., Краснов В. Ф., Мушер С. Л. и др.** Выявление локальных характеристик кристаллического совершенства и ориентации полупроводниковых пленок CdTe методами нелинейной оптики // Квантовая электроника. 1995. **22**, вып. 2. С. 196–200.
6. **Борисов Г. М., Гольдорт В. Г., Ковалев А. А. и др.** Особенности генерации второй гармоники излучения фемтосекундного лазера $\text{Yb}^{3+}:\text{KY}(\text{WO}_4)_2$ в гетероструктурах A_3B_5 с асимметричными квантовыми ямами // Вестн. НГУ. Сер. Физика. 2014. **9**, вып. 4. С. 5–14.
7. **Борисов Г. М., Гольдорт В. Г., Журавлев К. С. и др.** Генерация второй гармоники в тонкой пленке $\text{Al}_{0,1}\text{Ga}_{0,9}\text{N}$ // Сибирский физический журнал. 2018. **13**, вып. 2. С. 64–69. DOI: 10.25205/2541-9447-2018-13-2-64-69.
8. **Бодров С. Б., Корытин А. И., Сергеев Ю. А., Степанов А. Н.** Генерация второй гармоники оптического излучения в кристаллах типа цинковой обманки при комбинированном воздействии фемтосекундного оптического и сильного терагерцевого полей // Квантовая электроника. 2020. **50**, вып. 5. С. 496–501. DOI: <http://dx.doi.org/10.1070/QEL17185>.
9. **Бурлаков И. Д., Демин А. В., Левин Г. Г. и др.** Измерение интенсивности генерации второй оптической гармоники в гетероэпитаксиальных структурах теллурида кадмия-ртути // Измерительная техника 2010. № 6. С. 15–17.
10. **Пермикина Е. В., Кашуба А. С.** Характеристики пассивирующего покрытия CdTe, нанесенного на эпитаксиальный слой HgCdTe // Успехи прикладной физики. 2016. **4**, вып. 5. С. 493–499.
11. **Ступак М. Ф., Михайлов Н. Н., Дворецкий С. А., Якушев М. В.** Экспрессная характеристика кристаллического совершенства структур $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ методом генерации на отражение второй гармоники зондирующего излучения // Автометрия. 2019. **55**, № 5. С. 31–39. DOI: 10.15372/AUT20190505.
12. **Ступак М. Ф., Михайлов Н. Н., Дворецкий С. А. и др.** Возможности характеристики кристаллических параметров структур $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ на подложке из GaAs методом генерации на отражение второй гармоники зондирующего излучения // ФТТ. 2020. **62**, вып. 2. С. 214–221. DOI: 10.21883/FTT.2020.02.48870.601

13. Мушер С. Л., Ступак М. Ф., Сыскин В. С. Использование фазового синхронизма в качестве нуль-метода для сканирования полей объемных деформаций в полупроводниковых материалах // Квантовая электроника. 1996. **23**, вып. 8. С. 762–764.
14. Rogalski A. HgCdTe infrared detector material: History, status, and outlook // Rep. Prog. Phys. 2005. **68**. P. 2267.
15. 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.
16. Сидоров Ю. Г., Якушев М. В., Колесников А. В. Дислокации в гетероэпитаксиальных структурах теллурида кадмия на подложках из арсенида галлия и кремния // Автометрия. 2014. **50**, № 3. С. 25–33.
17. Сидоров Ю. Г., Якушев М. В., Варавин В. С. и др. Плотность дислокаций в гетероэпитаксиальных структурах CdHgTe на подложках из GaAs и Si ориентацией (013) // ФТТ. 2015. **57**, вып. 11. С. 2095–2101.
18. Chandra D., Shih H. D., Aqariden F. et al. Formation and control of defects during molecular beam epitaxial growth of HgCdTe // Journ. Electron. Mater. 1998. **27** (6). P. 640–647.
19. He L., Wu Y., Chen L. et al. Composition control and surface defects of MBE-grown HgCdTe // Journ. Cryst. Growth. 2001. **227-228**. P. 677–682.
20. Benson J. D., Vubulac L. O., Smith P. J. et al. Characterization of Dislocations in (112)B HgCdTe/CdTe/Si // Journ. Electron. Mater. 2010. **39** (7). P. 1080.
21. Гавриленко В. И., Грехов А. М., Корбутяк Д. В., Литовченко В. Г. Оптические свойства полупроводников. Справочник. Киев: Наукова думка, 1987. 608 с.
22. Handbook of Optical Constants of Solids /Ed. by E. D. Palik. San Diego — London — Boston — New York — Sydney — Tokyo — Toronto: Elsevier Science, 1998. 1096 p.
23. Adachi S. Optical Constants of Crystalline and Amorphous Semiconductors. New York: Springer Science+Business Media, 1999. 714 p.
24. Mishina E. D., Misuryaev T. V., Sherstyuk N. E. et al. Observation of a near-surface structural phase transition in SrTiO₃ by optical second harmonic generation // Phys. Rev. Lett. 2000. **85**, N 17. P. 3664–3667.
25. Мишина Е. Д., Морозов А. И., Сигов А. С. и др. Исследование структурного фазового перехода в монокристалле титаната стронция методом когерентной и некогерентной генерации второй оптической гармоники // ЖЭТФ. 2002. **121**, вып. 3. С. 644–662.
26. Mennel L., Furchi M. M., Wachter S. et al. Optical imaging of strain in two-dimensional crystals // Nat. Commun. 2018. **9**. 516. DOI: 10.1038/s41467-018-02830-y.

Поступила в редакцию 04.08.2021

После доработки 05.08.2021

Принята к публикации 16.08.2021