

Влияние температуры роста на структурное совершенство пленок CdTe(111), синтезированных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на подложках GaAs(100)

© Е.А. Климов¹, А.Н. Виниченко^{1,2}, И.С. Васильевский^{1,2}, А.Н. Клочков^{1,2}, С.С. Пушкарёв³, И.Д. Бурлаков¹

¹ АО НПО „Орион“,
111538 Москва, Россия

² Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“,
115409 Москва, Россия

³ Национальный исследовательский центр „Курчатовский институт“,
117105 Москва, Россия

E-mail: klimov_evgenyi@mail.ru

Поступила в Редакцию 6 марта 2025 г.

В окончательной редакции 5 июня 2025 г.

Принята к публикации 19 июня 2025 г.

Представлены результаты роста пленок CdTe методом молекулярно-лучевой эпитаксии при различных температурах на нелегированных полуизолирующих подложках GaAs с кристаллографической ориентацией поверхности (100), без зародышевого слоя. Подготовка атомарно-чистой поверхности подложки с дальнейшим синтезом пленок GaAs и CdTe проводилась в единой сверхвысоковакуумной системе с *in situ* контролем методами дифракции быстрых электронов на отражение и пирометрии. С помощью рентгеновской дифрактометрии высокого разрешения, спектроскопии фотолюминесценции и атомно-силовой микроскопии изучено влияние температуры роста на структурное качество эпитаксиальных пленок CdTe. Показано, что синтезированные эпитаксиальные пленки CdTe имеют преимущественную кристаллографическую ориентацию (111) с двойникованием, при этом их кристаллическое качество монотонно улучшается при повышении ростовой температуры подложки до 450 °C.

Ключевые слова: молекулярно-лучевая эпитаксия, CdTe, теллурид кадмия, дефекты двойникования, монокристалл.

DOI: 10.61011/FTP.2025.03.61092.7673

1. Введение

На сегодняшний день молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) является одной из ключевых технологий для роста HgCdTe-структур как на согласованных (изотипных) подложках $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}$ [1–3], так и на рассогласованных по параметру кристаллической решетки (альтернативных) подложках, преимущество которых является меньшая стоимость и большая площадь. В последнее время больше внимания стало уделяться росту методом МЛЭ качественных монокристаллических переходных буферных слоев CdTe и CdZnTe на альтернативных подложках (арсенид галлия [4,5], антимонид галлия [6,7], кремний [8,9] и германий [10]), с последующим ростом на них гетероэпитаксиальных структур на основе тройного твердого раствора теллурида-кадмия-ртути (КРТ), которые занимают лидирующие позиции на мировом рынке среди материалов для изготовления ИК фотоприемных устройств [11–13] и функционируют, в зависимости от состава, во всех основных окнах прозрачности земной атмосферы [14,15]. Оптимизация технологии роста развивается как в направлении поиска более выгодных ориентаций поверхности монокристаллических подложек GaAs и Si, так и в направлении поиска ростовых приемов формирования зародышевых и буферных слоев. Чтобы в полной мере реализовать преимущества

альтернативных подложек для получения недорогих и высокоэффективных фотоприемных устройств, необходимо не только освоить процесс эпитаксиального роста активных слоев HgCdTe, но и отработать технологию получения высококачественных переходных буферных слоев, которые будут способны обеспечить низкую плотность дефектов в активной области гетероструктуры. Наиболее важным является снижение плотности прорастающих дислокаций и сохранение высокой степени кристалличности материала, на эти факторы влияют процессы формирования переходных нанослоев между подложкой и активной областью гетероструктуры. Основной проблемой роста высокосовершенных слоев CdTe на подложках GaAs либо Si является значительное рассогласование параметров решетки: ~ 14 % между CdTe и GaAs [16] и ~ 19 % между CdTe и Si [17]. Исследователями опробован также рост на „высокоиндексных“ подложках GaAs(301) и Si(301), при этом был отмечен разный градиент плотности прорастающих дислокаций в толстых (7 мкм) слоях CdTe, выращенных на таких подложках [17]. Однако изготовление подложек промышленно совместимых диаметров с высокоиндексной ориентацией достаточно затратная задача по сравнению с подложками конвенциональных ориентаций (100) и (111).

В литературе описано получение на подложках GaAs(100) слоев CdTe как ориентации (100), так и (111), в зависимости от ряда факторов, в том числе от состояния поверхности: в работе [18] обнаружено, что химическая обработка и особенности высокотемпературной десорбции поверхностных окислов влияют на зарождение фаз CdTe с ориентацией (100) либо (111). Постростовой отжиг [19] или введение сверхрешеток ZnTe/CdTe [20] улучшает кристаллическую структуру CdTe(100). Отмечалось, что поверхность CdTe(111) имеет более гладкую морфологию, чем CdTe(100), что может быть связано с распределением упругих деформаций [20]. Один из известных приемов стабилизации фазы CdTe(100) при росте на GaAs(100) — использование промежуточного подслоя ZnTe перед ростом CdTe, так как рассогласование параметра кристаллической решетки ZnTe ($a = 6.1037 \text{ \AA}$) относительно GaAs ($a = 5.6533 \text{ \AA}$) существенно ниже, чем для CdTe ($a = 6.481 \text{ \AA}$) [21]. В данной работе, напротив, уточнялись особенности роста CdTe без использования подслоя ZnTe: например, когда в установке отсутствует эффузионный источник цинка или ZnTe, но требуется получение эпитаксиального слоя CdTe с малой шероховатостью поверхности.

Таким образом, актуальность проведения исследований по совершенствованию структурных свойств слоев CdTe на подложках GaAs может быть мотивирована возможностью синтеза фоточувствительных гетероэпитаксиальных структур приборного качества на относительно недорогих подложках, что, несомненно, должно привести не только к увеличению размеров матрицы фотоприемника, но и к снижению их стоимости, по сравнению с более дорогими и меньшими по площади подложками $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}$.

Цель данной работы — комплексное изучение влияния температуры роста на структурные свойства пленок CdTe, выращенных непосредственно на поверхности GaAs (100) без использования дополнительных переходных слоев.

2. Образцы и методы исследования

Пленки CdTe были синтезированы методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) на роботизированной сверхвысоковакуумной многокамерной установке Riber Epineat Cluster на полуизолирующих epi-ready подложках GaAs с кристаллографической ориентацией поверхности (001) без зародышевого буферного слоя ZnTe при различных температурах подложки. Контроль температуры осуществлялся посредством термпары, встроенной в нагреватель образца, и *in situ* пирометрическим методом, с помощью калиброванных пирометров Ircop Modline 3 в камере роста элементов группы $A^{III}B^V$ и Ircop Modline 5 в камере роста элементов группы $A^{II}B^{VI}$. Рост пленок контролировался *in situ* с помощью системы дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО).

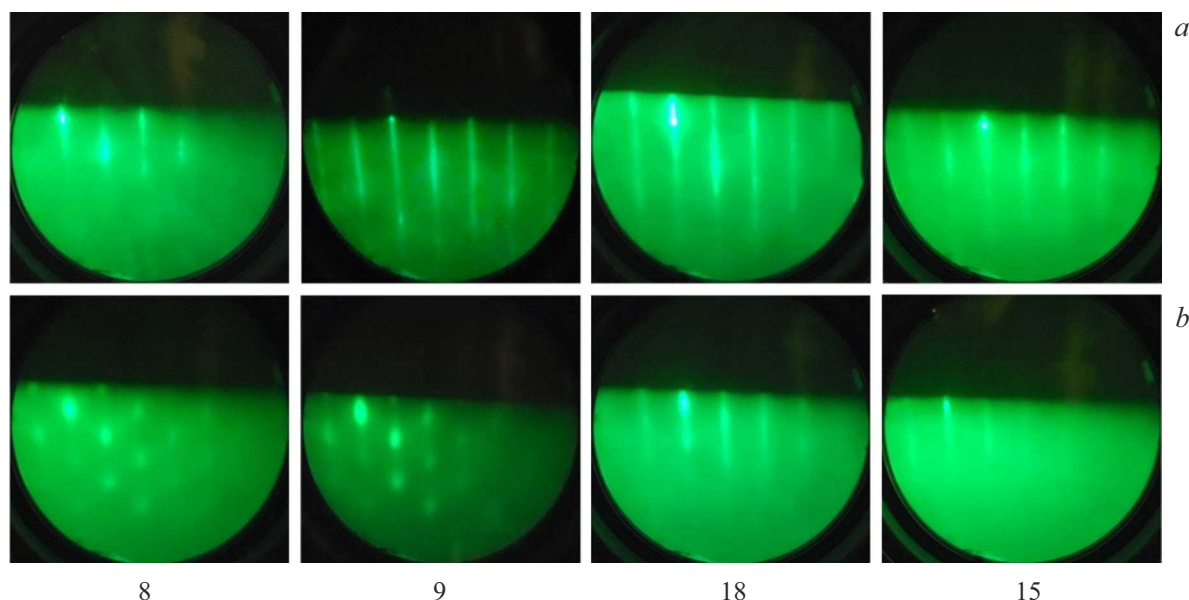
Для измерения молекулярных потоков использовался выдвижной датчик Баярда-Альперта. Предростовая подготовка подложки GaAs осуществлялась в несколько этапов. Предварительная дегазация держателя образца с подложкой от легколетучих соединений и паров воды проводилась в отдельной камере предварительной подготовки при температуре 300°C в течение 20 мин. После этого держатель с подложкой размещался в ростовой камере $A^{III}B^V$, где в потоке мышьяка осуществлялся сгон окислов с поверхности подложки при температуре 640°C . После этого температура подложки уменьшалась до 590°C и выращивался нелегированный буферный слой GaAs толщиной 500 нм. По завершении роста буферного слоя GaAs в ростовой камере $A^{III}B^V$ поверхность имела мышьяк-стабилизированную реконструкцию (2×4) . После охлаждения пластины до температуры $\sim 200^\circ\text{C}$ поток мышьяка перекрывался. Далее держатель с подложкой через вакуум перемещался в ростовую камеру $A^{II}B^{VI}$, в которой при различных температурах роста и были выращены пленки CdTe. Потоки Cd и Te, создаваемые единственным сублимационным источником CdTe, для всех образцов были одинаковыми. Образцы различались температурой подложки при выращивании слоев CdTe, как показано в табл. 1. Образец 18 отличается увеличенным в 2 раза временем роста (а значит, и толщиной) по отношению к остальным образцам. Скорость роста составляла 2 мкм/ч. На рис. 1 представлены картины дифракции быстрых электронов на отражение, полученные перед началом и на пятой минуте роста пленок CdTe на подложке GaAs(100). Картины ДБЭО анализировались для оценки состояния поверхности, реконструкции поверхности при росте в камере $A^{II}B^{VI}$ не исследовались. На начальной стадии при нагреве подложки до ростовой температуры наблюдалась отчетливая картина в виде тяжелой, характерных для 2D гладкой поверхности. Динамика картин ДБЭО при формировании пленок CdTe различалась. На рис. 1, *b* представлены картины ДБЭО на 5 минуте роста слоев CdTe. Для образцов 8 и 9, выращиваемых при более низких температурах подложки, сформировался трехмерный режим роста, что видно по преимущественно точечным рефлексам ДБЭО, при этом четкость рефлексов была хуже в образце 8. Для образцов 18 и 15, выращенных при более высокой температуре поверхности, режим роста соответствовал двумерному, что наблюдалось по сохранению достаточно четких протяженных тяжей на картинах ДБЭО.

Исследование морфологии поверхности образцов выполнялось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе NT-MDT Ntegra Maximus в полу-контактном режиме, сканировались площади размером 5×5 , 10×10 и 30×30 мкм.

Измерения спектров фотолюминесценции (ФЛ) выполнялись в оптическом криостате при температуре 77 К. Для возбуждения ФЛ использовалось излучение твердотельного лазера с длиной волны 532 нм, сфокусированное на поверхности образца в пятно размером

Таблица 1. Морфология поверхности выращенных пленок CdTe и их среднеквадратичная шероховатость

№ образца	$T_g, ^\circ\text{C}$	Морфология поверхности	$S_q, \text{нм}$		
			$5 \times 5 \text{ мкм}$	$10 \times 10 \text{ мкм}$	$30 \times 30 \text{ мкм}$
8	250	Изотропный рельеф; округлые островки размером 0.1–0.2 мкм и высотой до 100 нм	17.4	17.0	15.2
9	325	Изотропный рельеф; мелкие зерна неправильной формы размером 0.04–0.06 мкм	5.4	4.9	3.5
18	400	Изотропный рельеф; округлые плоские островки размером 0.4–0.6 мкм и высотой до 4 нм	0.83	0.85	0.94
15	450	Фасетированный рельеф с треугольными ступенями размером 1–3 мкм и углами 60° ; углубления в форме меандра с длиной элементов 4–10 мкм	0.73	1.17	1.54

**Рис. 1.** Картина ДБЭО образцов 8, 9, 18 и 15 перед началом (а) и на пятой минуте (b) роста пленок CdTe на GaAs(100).

$\sim 150 \text{ мкм}$ и плотностью мощности $\sim 1900 \text{ Вт/см}^2$. Сигнал ФЛ в области 1.2–2.0 эВ детектировался фотоэлектронным умножителем ФЭУ-62, охлаждаемым жидким азотом.

Для оценки кристаллической структуры пленок CdTe применялась высокоразрешающая рентгеновская дифракция в двухкристальной схеме. Использовалось рентгеновское излучение $\text{CuK}_{\alpha 1}$ меди ($\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$), которое монохроматизировалось и коллимировалось кристаллом $\text{Ge}(220) \times 2$.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 2 представлены АСМ-изображения поверхности выращенных пленок CdTe. Масштаб последнего изображения (рис. 2, d) выбран меньшим по сравнению с тремя предыдущими (рис. 2, a–c) для того, чтобы охва-

тить крупные особенности морфологии поверхности образца 15. Значения среднеквадратичной шероховатости S_q поверхности выращенных слоев CdTe представлены в табл. 1. Видно, что шероховатость поверхности достигает минимума при температуре роста 400°C . По сравнению с более однородной шероховатостью поверхности пленок CdTe, выращенных при $250\text{--}400^\circ\text{C}$, отметим неоднородную морфологию поверхности пленки CdTe, выращенной при 450°C : наблюдаются провалы в форме меандра и гладкие участки между ними, покрытые треугольными 60° -градусными ступенями. В связи с этим при увеличении площади АСМ-сканирования величина среднеквадратичной шероховатости для образца 15 существенно возрастает, в отличие от остальных образцов.

На рис. 3 представлены рентгеновские кривые дифракционного отражения (КДО), измеренные в геометрии $2\theta/\omega$. Вектор рассеяния ориентирован по нормали к поверхности образцов параллельно отражению (004)

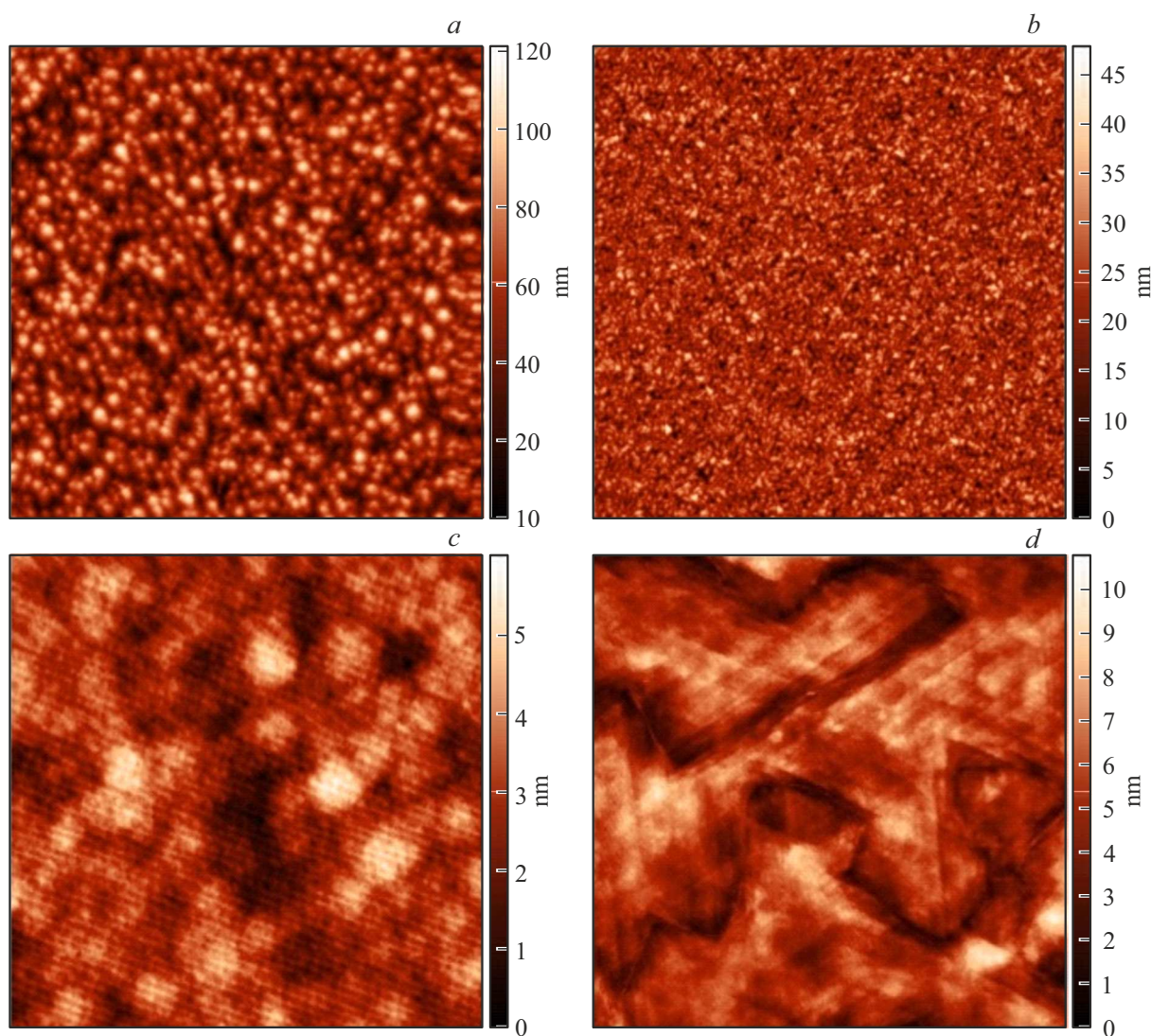


Рис. 2. АСМ-изображения поверхности выращенных пленок: *a* — образец 8, 5×5 мкм; *b* — образец 9, 5×5 мкм; *c* — образец 18, 5×5 мкм; *d* — образец 15, 30×30 мкм.

подложки GaAs. В диапазоне углов $20\text{--}80^\circ$ на КДО обнаружены несколько пиков, соответствующих подложке GaAs и слоям CdTe. На КДО образцов 9, 15 и 18 наблюдаются отражения (111), (222) и (333) CdTe, соответствующие нескольким порядкам дифракции от слоев CdTe с кристаллографической ориентацией (111). Особняком стоит образец 8: для него пики CdTe(111) и (333) менее интенсивные, чем пики от подложки GaAs, а пик CdTe(222) не наблюдается, вместо него присутствует пик при $2\theta = 56.77^\circ$, соответствующий отражению CdTe(004). Таким образом, пленки CdTe, полученные при температуре эпитаксиального роста $T_g \geq 325^\circ\text{C}$, имеют преимущественную кристаллографическую ориентацию (111). Понижение температуры роста до $T_g = 250^\circ\text{C}$ приводит к формированию поликристаллической пленки, содержащей зерна различных ориентаций. Поликристаллическая структура CdTe для

образца 8 также подтвердилась измерением угловой зависимости отражения рентгеновских лучей от угла 2θ при фиксированном скользящем угле падения, на котором также были обнаружены отражения от зерен CdTe различной ориентации (рисунок не приведен).

Интенсивность и полуширина главного пика CdTe(111) для всех образцов различаются, что показывает различия в кристаллической структуре. На рис. 4, *a* более подробно показана форма КДО CdTe(111), измеренных в режиме $2\theta/\omega$ -сканирования, а на рис. 4, *b* — соответствующие им кривые качания пика CdTe(111); полуширины данных пиков приведены в табл. 2. Из КДО рис. 4, *a* видно несовпадение положения экспериментальных пиков CdTe(111) со значением, рассчитанным по формуле Вульфа-Брэгга для образцов 8, 9 и 18. Это указывает на

Таблица 2. Особенности кристаллической структуры выращенных пленок CdTe

№ образца	T_g , °C	h , мкм	Ширина на половине высоты пика CdTe(111), угл. сек		Кристаллическая структура
			$2\theta/\omega$ -скан	ω -скан	
8	250	4.1	670	$> 10^\circ$	Текстурированный поликристалл
9	325	4.2	367	1.48°	Мозаичный монокристалл с малоугловыми доменами и дефектами двойникования
18	400	8	295	540	Монокристалл с дефектами двойникования
15	450	3.9	299	612	Та же, что и у образца 18

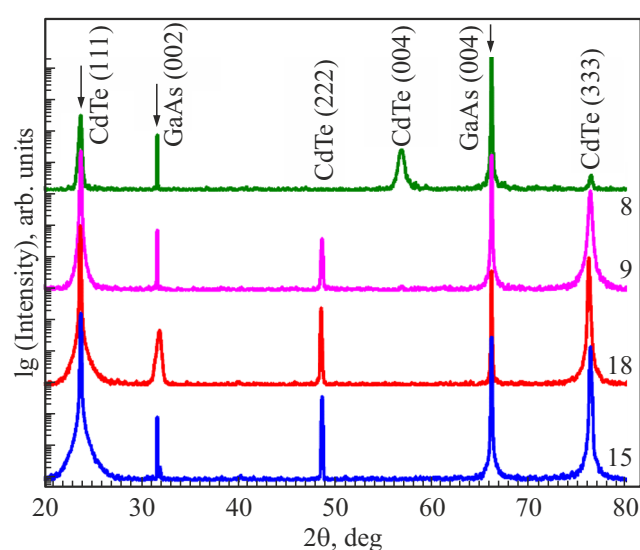


Рис. 3. Обзорные КДО в $2\theta/\omega$ -геометрии при ориентации вектора рассеяния параллельно направлению (001) подложки GaAs (графики вертикально смещены для удобства сравнения).

деформацию растяжения слоев CdTe в направлении, перпендикулярном плоскости роста.

Самые интенсивные и узкие кривые качания CdTe(111) (рис. 4, б) наблюдаются от образцов 15 и 18, выращенных при температурах 450 и 400 °C соответственно. Значения полуширины данных пиков очень близки. При снижении температуры роста до 325 °C (образец 9) мы наблюдаем существенное увеличение полуширины ω -пика до 1.48° . Таким образом, образец 9 содержит малоугловые блоки CdTe(111), слабо разориентированные друг относительно друга, т.е. является мозаичным монокристаллом [22]. Наличие в сравнительно хорошем монокристалле большого количества слегка разориентированных блоков эквивалентно наличию в этом кристалле большого количества дислокаций, а границы между блоками также называются малоугловыми дислокационными границами [23]. Для образца 8 ($T_g = 250^\circ\text{C}$) кривая качания представляет собой широкое плато с шириной $\sim 20^\circ$. Следовательно, образец 8

является поликристаллом с выделенной ориентацией зерен (текстурированным поликристаллом) [22].

В работе [20] кристаллическое качество МЛЭ пленок CdTe оценивалось по значению ширины на половине высоты пика на КДО, измеренной в ω -режиме (так называемая кривая качания). Такой параметр характеризует взаимную разориентацию блоков мозаичного монокристалла с одинаковым параметром решетки. Наименьшее полученное значение FWHM_ω составило $280''$ для пленки CdTe(111) толщиной 1.7 мкм, выращенной при 365 °C, с зародышевым слоем толщиной ~ 100 нм, выращенным при 302 °C. Данное значение вдвое меньше нашего лучшего значения FWHM_ω для пленки 18 ($540''$). В то же время среднеквадратичная шероховатость упомянутой пленки из работы [20] по площади 5×5 мкм составила 0.76 нм, что практически совпадает с шероховатостью нашей пленки 15 (0.71 нм).

Для исследования ориентации зерен CdTe в плоскости подложки проводился анализ асимметричного отражения CdTe(422) при вращении образца на 360° вокруг собственной оси (ϕ -скан). На рис. 5, а для иллюстрации схемы измерения приведена стереографическая проекция отражений от некоторых кристаллографических плоскостей идеального кубического кристалла в полярных координатах с ориентацией поверхности (111). Полярный радиус от 0 до 90° соответствует углу отклонения соответствующих кристаллографических направлений от направления (111), расположенного в центре круга. Полярный угол (от 0 до 360°) соответствует углу ϕ поворота кристалла вокруг нормали к поверхности, т.е. вокруг направления (111). Стереографическая проекция кристалла с ориентацией (111) имеет ось симметрии 3-го порядка по отношению к повороту вокруг центральной оси (111). Так, на стереографической проекции имеются 3 отражения от плоскостей (422), отклоненных на 19.471° от направления (111). При ϕ -сканировании измерительная система настраивалась на асимметричное брэгговское отражение от одной из плоскостей семейства {422}, после чего образец вращался вокруг нормали к поверхности. Для монокристалла ϕ -скан состоял бы только из трех максимумов, разделенных углом поворота 120° .

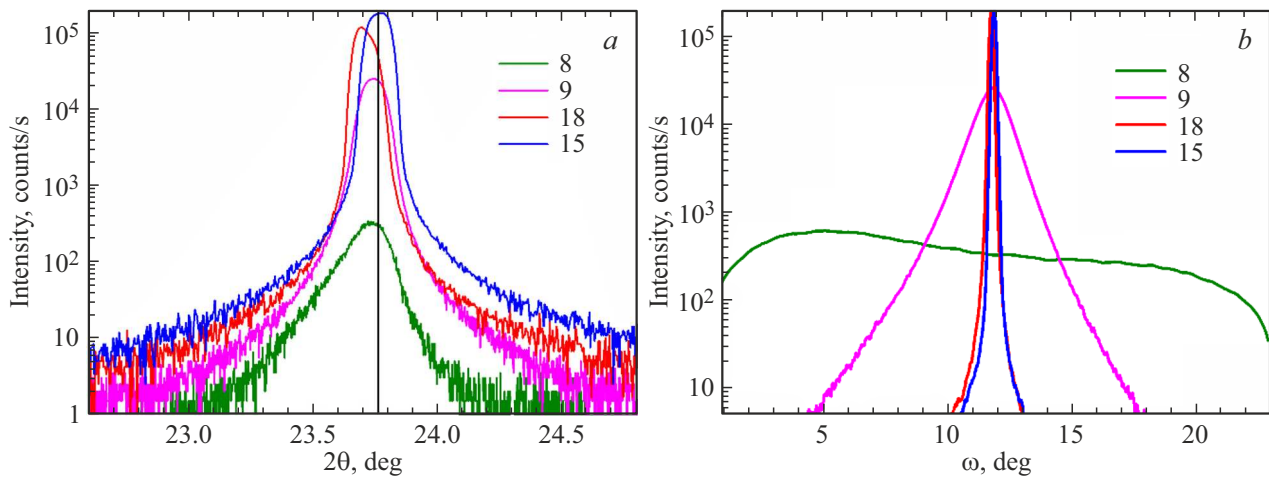


Рис. 4. КДО пленок CdTe: *a* — $2\theta/\omega$ -геометрия, вертикальной прямой указано расчетное положение линии отражения CdTe(111), *b* — ω -геометрия (кривые качения).

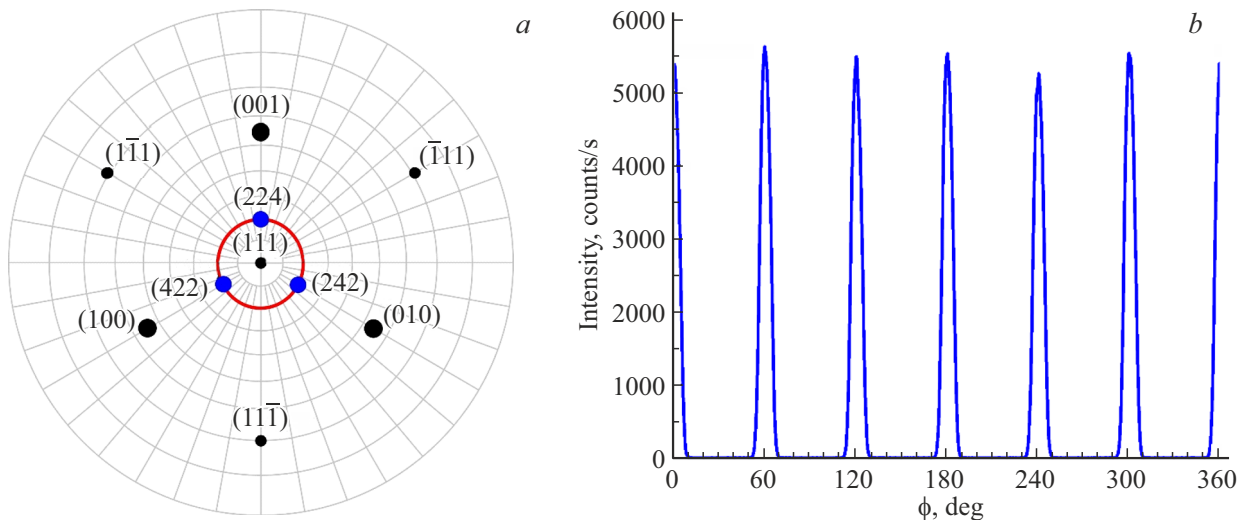


Рис. 5. Измерение ϕ -сканов асимметричного отражения CdTe(422): *a* — иллюстрация схемы измерения на стереографической проекции различных отражений кубического кристалла (синими кругами показаны отражения от эквивалентных плоскостей {422}, ϕ -скан изображен красным кругом), *b* — ϕ -скан отражения CdTe (422) для образца 18.

Однако на ϕ -скане для образца 18 (рис. 5, *b*) присутствует шесть максимумов одинаковой интенсивности, разделенных углом поворота 60° , в отличие от ожидаемой картины с тремя максимумами. Данная картина характерна для кристаллов, содержащих дефекты двойникования с кристаллическими доменами, отличающиеся поворотом на 60° вокруг оси (111) [24]. На ϕ -скане четные и нечетные максимумы соответствуют отражению от одного из двух семейств двойников. Одинаковая амплитуда четных и нечетных пиков свидетельствует об одинаковом количестве и размере двойников двух ориентаций. Аналогичные ϕ -сканы наблюдались для образцов 9 и 15. Таким образом, образцы 9, 15 и 18 являются монокристаллами, насыщенными дефектами двойникования. На ϕ -скане от образца 8 наблюдается

слабый сигнал рассеяния, не зависящий от угла поворота, т. е. преимущественной ориентации зерен в плоскости подложки не происходит.

На рис. 6 показаны спектры ФЛ исследуемых образцов. Интенсивность ФЛ от образца 15 по меньшей мере на порядок величины превосходит интенсивность ФЛ от монокристаллических подложек GaAs(100). В спектрах ФЛ от образцов 15 и 18 наблюдается доминирующий пик с энергетическим положением, соответствующим запрещенной зоне CdTe при температуре 77 К [21].

Кроме того, на спектрах образцов 15 и 18 видны некие эквидистантные осцилляции. Предполагая, что они вызваны интерференцией ФЛ излучения в пленках с гладкими границами (среднеквадратичная шероховатость которых не превышает 1.5 нм), и также предпола-

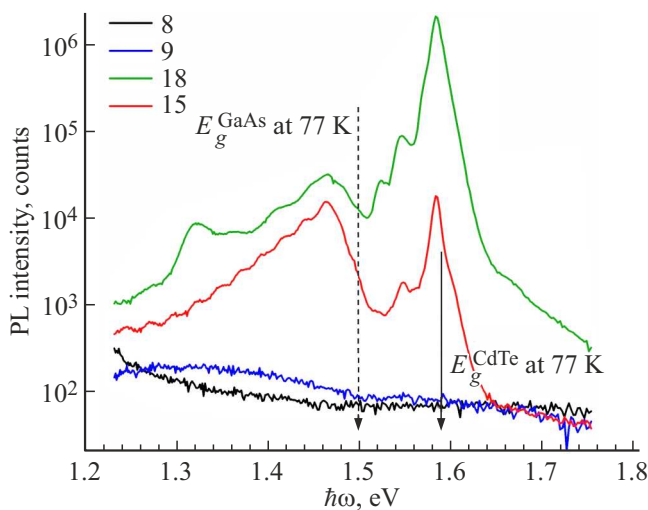


Рис. 6. Спектры ФЛ исследуемых образцов, измеренные при $T = 77$ К.

гая, что это излучение распространяется от края пленки, оценим толщину пленок. Пусть k — целое число длин волн, укладывающихся в разность хода лучей, один из которых вышел из пленки CdTe, а другой отразился от подложки GaAs. На спектре ФЛ образца 18 наблюдаются девять осцилляций, для минимизации погрешности рассмотрим две крайние из них: при $\lambda_1 = 849.1$ нм и $\lambda_9 = 985.6$ нм. Получаем: $\lambda_1 \cdot (k + 8 + 1/2) = 2dn_1$; $\lambda_9 \cdot (k + 1/2) = 2dn_9$, где d — толщина пленки, $n_1 = 2.88 - 2.96$ и $n_9 = 2.77 - 2.85$ — показатель преломления CdTe при λ_1 и λ_9 соответственно [25–27]. Находим толщину пленки $d \approx (6.9 \pm 0.1)$ мкм. Можно утверждать, что аналогичные осцилляции на спектре ФЛ пленки 15 расположены примерно вдвое реже, чем осцилляции на пленке 18, отсюда следует вывод, что пленка 18 примерно вдвое тоньше. Еще раз подчеркнем, что для оценки толщины пленки была использована очень примитивная модель, наверняка не в полной мере учитывающая механизм образования осцилляций на спектрах ФЛ, так как в действительности точка (либо точки) расхождения двух лучей наверняка находится не на границе пленки, а на некоторой глубине, вследствие чего полученная толщина пленки имеет сугубо оценочное значение.

Широкий несимметричный пик на спектрах ФЛ более структурно совершенных образцов 15 и 18 в области 1.40–1.50 эВ с максимумом при 1.46 эВ может быть объяснен примесной ФЛ, дефектной ФЛ либо дислокационной ФЛ. Из литературы [28] известно, что легирование CdTe мышьяком концентрацией $2.2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ вызывает появление на спектре ФЛ при $T = 4$ К широкого пика в области 1.45–1.52 эВ с максимумом 1.49 эВ. Также в интересующей нас области могут проявляться энергетические уровни примесных ионов Fe^{2+} [29], комплексы с вакансиями Cd [19]. С другой стороны, экспериментально показано [30], что 60-градусные Те-дислокации в

кристаллах CdTe образуют энергетические уровни в запрещенной зоне, которые проявляются на спектрах ФЛ при температурах 4.2–100 К в виде серии пиков (обычно три пика) в области 1.47–1.51 эВ. Однако упомянутые пики сопровождались значительно более интенсивной полосой вблизи 1.54 эВ, связанной в конечном итоге с 60-градусными Cd-дислокациями, в то время как в нашем эксперименте ничего подобного не наблюдалось. Принимая во внимание данное соображение, а также то, что образцы 15 и 19 не насыщены дислокациями (в отличие от образца 9), мы припишем пик при 1.46 эВ примесной ФЛ.

Сигнал ФЛ от образцов 8 и 9 отсутствует, их спектры ФЛ не содержат выраженных пиков. Это свидетельствует о наличии дополнительных энергетических уровней внутри запрещенной зоны CdTe, связанных с точечными дефектами, вызванными неоптимальными условиями выращивания CdTe. На уровнях дефектов происходит безызлучательная релаксация фотовозбужденных электронов, что приводит к исчезновению ФЛ от пленки CdTe. По аналогии с InGaAs мы можем предположить, что протяженные дефекты (дислокации, двойники, дефекты упаковки), наблюдаемые с помощью рентгеновской дифрактометрии, не вызывают безызлучательной рекомбинации, а ее причина — наличие точечных дефектов, к которым дифрактометрия менее чувствительна по сравнению со спектроскопией ФЛ [31].

4. Заключение

Ориентация пленок CdTe при всех температурах роста — преимущественно (111). Кристаллическое совершенство пленки оптимально при температуре роста 400–450 °С и существенно ухудшается при понижении температуры роста до 325 °С и ниже. Наиболее совершенные выращенные пленки являются монокристаллами, содержащими дефекты двойникования, с очень гладкой поверхностью. При 400 °С среднеквадратичная шероховатость минимальна и составляет 0.8 нм. При повышении температуры роста до 450 °С поверхность пленки в целом становится немного более шероховатой, а морфология поверхности — более неоднородная: выделяются провалы в форме меандра и гладкие участки между ними, покрытые треугольными 60-градусными ступенями. Однако интенсивность краевой ФЛ повышается, что может свидетельствовать об уменьшении концентрации точечных дефектов в выращенной пленке.

При 325 °С образуется мозаичный монокристалл с малоугловыми блоками, содержащий двойники, а при 250 °С — текстурированный поликристалл. Во всех случаях, когда удалось явно наблюдать ориентацию двойников на ϕ -скане, концентрация двойников двух типов была одинаковой. Выращенные при 325 и 250 °С пленки насыщены центрами безызлучательной рекомбинации (возможно, — точечными дефектами), приводящими к полному тушению краевой ФЛ. При повы-

шении температуры роста до 450 °С также образуется монокристалл, однако в целом его поверхность немного более шероховатая, а морфология поверхности — более неоднородная. Кроме того, снижается интенсивность краевой ФЛ, что может свидетельствовать о повышении концентрации центров безызлучательной рекомбинации (возможно, — точечных дефектов) в выращенной пленке.

Дефекты двойникования, присутствующие в высокотемпературных образцах CdTe, неизбежно будут переходить в вышележащие активные слои КРТ. Не исключена возможность того, что эти дефекты будут играть роль линий утечки токов и центров безызлучательной рекомбинации, однако против последнего предположения говорит достаточно интенсивная краевая ФЛ от высокотемпературных образцов, сравнимая с ФЛ эпитаксиального бездефектного GaAs.

Благодарности

Авторы выражают благодарность инженеру 2 категории АО НПО „Орион“ А.С. Сухановой за проведение АСМ-измерений.

Конфликт интересов

Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Список литературы

- [1] R. Furstenberg, J.O. White, G.L. Olson. *J. Electron. Mater.*, **34** (6), 791 (2005). <https://doi.org/10.1007/s11664-005-0022-8>
- [2] M.A. Quijada, A.M. Russell, R.J. Hil. *Proc. SPIE 5904, Cryogenic Optical Systems and Instruments XI* (18 August 2005), 59040Q. <https://doi.org/10.1117/12.618734>
- [3] Sh.O. Eminov, A.A. Rajabli, T.I. Ibragimov. *Inorg. Mater.*, **46** (7), 714 (2010). DOI: 10.1134/S0020168510070058
- [4] M. Carmody, A. Yulius, D. Edwall, D. Lee, E. Piquette, R. Jacobs, D. Benson, A. Stoltz, J. Markunas, A. Almeida. *J. Electron. Mater.*, **41**, 2719 (2012). <https://doi.org/10.1007/s11664-012-2129-z>
- [5] В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, Д.Г. Икусов, Н.Н. Михайлов, В.Г. Ремесник, Г.Ю. Сидоров, Ю.Г. Сидоров, П.В. Сизиков, И.Н. Ужаков. *Автометрия*, **49** (5), 68 (2013). <https://www.elibrary.ru/item.asp?id=20501810>
- [6] W. Lei, R.J. Gu, J. Antoszewski, J. Dell, G. Neusser, M. Sieger, B. Mizaikof, L. Faraone. *J. Electron. Mater.*, **44**, 3180 (2015). <https://doi.org/10.1007/s11664-015-3876-4>
- [7] W. Lei, Y.L. Ren, I. Madni, L. Faraone. *Infr. Phys. Technol.*, **92**, 96 (2018). <https://doi.org/10.1016/j.infrared.2018.05.010>
- [8] M.F. Vilela, K.R. Olsson, E.M. Norton, J.M. Peterson, K. Rybnicek, D.R. Rhiger, C.W. Fulk, J.W. Bangs, D.D. Lofgreen, S.M. Johnson. *J. Electron. Mater.*, **42**, 3231 (2013). <https://doi.org/10.1007/s11664-013-2798-2>
- [9] В.С. Варавин, В.В. Васильев, А.А. Гузев, С.А. Дворецкий, А.П. Ковчавцев, Д.В. Марин, И.В. Сабина, Ю.Г. Сидоров, Г.Ю. Сидоров, А.В. Царенко, М.В. Якушев. *ФТП*, **50** (12), 1652 (2016). DOI: 10.21883/ftp.2016.12.43894.40
- [10] M.F. Vilela, D.D. Lofgreen, E.P.G. Smith, M.D. Newton, G.M. Venzor, J.M. Peterson, J.J. Franklin, M. Reddy, Y. Thai, E.A. Patten, S.M. Johnson, M.Z. Tidrow. *J. Electron. Mater.*, **37**, 1465 (2008). <https://doi.org/10.1007/s11664-008-0443-2>
- [11] М.В. Якушев, Д.В. Брунев, В.С. Варавин, В.В. Васильев, С.А. Дворецкий, И.В. Марчишин, А.В. Предсин, И.В. Сабина, Ю.Г. Сидоров, А.В. Сорочкин. *ФТП*, **45** (3), 396 (2011). <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/7374>
- [12] I.V. Sabinina, A.K. Gutakovsky, Yu.G. Sidorov, A.V. Latyshev. *J. Cryst. Growth*, **274**, 339 (2005). <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2004.10.053>
- [13] M. Reddy, J.M. Peterson, T. Vang, J.A. Franklin, M.F. Vilela, K. Olsson, E.A. Patten, W.A. Radford, J.W. Bangs, L. Melkonian, E.P.G. Smith, D.D. Lofgreen, S.M. Johnson. *J. Electron. Mater.*, **40** (8), 1706 (2011). DOI: 10.1007/s11664-011-1665-2
- [14] W. Lei, J. Antoszewski, L. Faraone. *Appl. Phys. Rev.*, **2**, 041303 (2015). DOI: 10.1063/1.4936577
- [15] В.С. Варавин, С.А. Дворецкий, Н.Н. Михайлов, В.Г. Ремесник, И.В. Сабина, Ю.Г. Сидоров, В.А. Швеи, М.В. Якушев, А.В. Латышев. *Автометрия*, **56** (5), 12 (2020). DOI: 10.15372/AUT20200502
- [16] K.H. Lee, J.H. Jung, T.W. Kim, H.S. Lee, H.L. Park. *Appl. Surf. Sci.*, **253** (20), 8470 (2007). DOI: 10.1016/j.apsusc.2007.04.019
- [17] Ю.Г. Сидоров, М.В. Якушев, А.В. Колесников. *Автометрия*, **50** (3), 25 (2014). <https://www.sibran.ru/journals/issue.php?ID=161181>
- [18] M.S. Kwon, J.Y. Lee, M.D. Kim, T.W. Kang. *J. Cryst. Growth*, **186** (1), 79 (1998). DOI: 10.1016/S0022-0248(97)00442-9
- [19] K. Koike, T. Tanaka, S. Li, M. Yano. *J. Cryst. Growth*, **227-228**, 671 (2001). [https://doi.org/10.1016/S0022-0248\(01\)00800-4](https://doi.org/10.1016/S0022-0248(01)00800-4)
- [20] S.X. Zhang, J. Zhang, X.F. Qiu, Y. Wu, P.P. Chen. *J. Cryst. Growth*, **546**, 125756 (2020). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2020.125756
- [21] S. Adachi. *Properties of Semiconductor Alloys: Group-IV, III-V and II-VI Semiconductors* (John Wiley & Sons, Ltd, 2009). ISBN: 978-0-470-74369-0
- [22] С.Ф. Солодовников. *Основные термины и понятия структурной кристаллографии и кристаллохимии* (словарь-пособие) (Новосибирск, ИНХ СО РАН, 2005) с. 51.
- [23] Ван Бюрен. *Дефекты в кристаллах*, пер. с англ. под ред. А.Н. Орлова и В.Р. Регеля. (М., Изд-во иностр. лит., 1962).
- [24] A. Klochov, A. Vinichenko, A. Samolyga, S. Ryndya, M. Poliakov, N. Kargin, I. Vasil'evskii. *Appl. Surf. Sci.*, **619**, 156722 (2023). DOI: 10.1016/j.apsusc.2023.156722
- [25] R.E. Treharne, A. Seymour-Pierce, K. Durose, K. Hutchings, S. Roncallo, D. Lane. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **286**, 012038 (2011). DOI: 10.1088/1742-6596/286/1/012038
- [26] M.N. Polyanskiy. *Sci. Data*, **11**, 94 (2024). DOI: 10.1038/s41597-023-02898-2
- [27] S. Adachi, T. Kimura, N. Suzuki. *J. Appl. Phys.*, **74**, 3435 (1993). <http://dx.doi.org/10.1063/1.354543>
- [28] В.С. Евстигнеев, А.В. Чилисов, А.Н. Моисеев, С.В. Морозов, Д.И. Курицын. *ФТП*, **55** (1), 9 (2021). DOI: 10.21883/FTP.2021.01.50377.9514
- [29] И.С. Курчатова, Е.Ф. Кустов. *ФТП*, **52** (7), 679 (2018). DOI: 10.21883/FTP.2018.07.46034.8542
- [30] Н.И. Тарбаев, Г.А. Шепельский. *ФТП*, **40** (10), 1175 (2006). <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/6163>

- [31] И.С. Васильевский, С.С. Пушкарёв, М.М. Грехов, А.Н. Виниченко, Д.В. Лаврухин, О.С. Коленцова. ФТП, **50** (4), 567 (2016). <https://journals.ioffe.ru/articles/viewPDF/43006>

Редактор Г.А. Оганесян

Temperature influence on the crystal structure of CdTe(111) films grown by molecular-beam epitaxy on GaAs(100) substrates

E.A. Klimov¹, A.N. Vinichenko^{1,2}, I.S. Vasil'evskii^{1,2},
A.N. Klochkov^{1,2}, S.S. Pushkarev³, I.D. Burlakov¹

¹ Orion R & P Association, JSC,
111538 Moscow, Russia

² National Research Nuclear University „MEPhI“,
115409 Moscow, Russia

³ National Research Centre „Kurchatov Institute“,
117105 Moscow, Russia

Abstract The results of CdTe film growth by molecular beam epitaxy at different temperatures on undoped semi-insulating GaAs substrates with the crystallographic surface orientation (100) without a seed layer are presented. Preparation of an atomically clean substrate surface with subsequent synthesis of GaAs and CdTe films were carried out in a single ultrahigh vacuum system with *in situ* control by reflection high-energy electron diffraction and pyrometry. Using high-resolution *X-ray* diffractometry, photoluminescence spectroscopy and atomic force microscopy, the effect of growth temperature on the structural quality of epitaxial CdTe films was studied. It was shown that the synthesized epitaxial CdTe films have a predominant crystallographic orientation (111) with twinning, and their crystalline quality monotonically improves with an increase in the substrate growth temperature to 450 °C.