

УДК 535
EDN: UPMEMZ

PACS: 81.15.Hi

Исследование оптических свойств эпитаксиальных пленок CdTe/GaAs(100), выращенных при различных температурных режимах© А. А. Грекова^{1,2,*}, Е. А. Климов¹, А. Н. Виниченко^{1,2}, И. Д. Бурлаков¹¹ АО «НПО «Орион», Москва, 111538 Россия

* E-mail: ingo.tyan2@mail.ru

² Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, 115409 Россия

Статья поступила в редакцию 3.03.2025; после доработки 20.03.2025; принята к публикации 7.04.2025

Шифр научной специальности: 1.3.11

Определено влияние температуры роста эпитаксиальных пленок теллурида кадмия, синтезированных методом молекулярно-лучевой эпитаксии на полуизолирующих подложках GaAs(100), на оптические и структурные свойства CdTe. С помощью метода оптической эллипсометрии были определены спектры эллипсометрических параметров Ψ и Δ . Исследование показало, что особенности Ван-Хова E_1 и E_0 , соответствующие 3,3 и 1,46 эВ, являются характерными для соединения CdTe. Шероховатость поверхности пленок, как следствие выбора неоптимальной температуры подложки, является основным фактором увеличения амплитуды осцилляций $\Psi(\lambda)$ в прозрачной области спектра ($E < E_g$) для CdTe. Установлена корреляция эллипсометрических параметров Ψ и Δ со среднеквадратичной шероховатостью R_q поверхности пленок. Выявлено, что неоптимальная температура приводит к развитию микрорельефа поверхности и к уменьшению диапазона $\Delta(\lambda)$. Таким образом, среднее значение $\Delta(\lambda)$ является косвенным критерием оценки микрорельефа поверхности эпитаксиальных пленок CdTe. Определен диапазон оптимальных температур роста эпитаксиальных CdTe структур для достижения минимальной шероховатости поверхности. Полученные данные будут полезны для синтеза CdHgTe на подложках GaAs(100) с использованием буферных слоев CdTe.

Ключевые слова: CdTe; спектральная эллипсометрия; молекулярно-лучевая эпитаксия.

DOI: 10.51368/1996-0948-2025-2-46-54

Введение

Развитие оптоэлектроники требует использования материалов, поглощающих длинноволновое излучение, поэтому в качестве базисных соединений в различных фотоприемных устройствах зачастую применяются соединения химической группы A_2B_6 , включающие в себя ZnTe (ЦТ), CdTe (КТ), HgTe (РТ) CdHgTe (КРТ) [1, 2]. Их выбор среди множества других полупроводниковых структур обосновывается получением информации от стратегически важных объектов в ИК-

диапазоне длин волн 1–12 мкм. Однако различные напряжения кристаллической структуры материалов приводят к рассеиванию электромагнитного излучения. Вследствие этого получаемое для анализа изображение оказывается нечетким и сложно интерпретируемым.

В свою очередь, структурное качество получаемых A_2B_6 -соединений, как и любых других, напрямую зависит от способа их синтеза. Одним из основных современных методов синтеза монокристаллических полупроводниковых соединений является молекулярно-

лучевая эпитаксия (МЛЭ) [3–6]. Главное преимущество данного метода заключается в управлении параметрами, влияющими на механизмы роста. Такими параметрами являются температура подложки и молекулярных источников. Они определяют скорость синтеза соединений и кристаллическое качество эпитаксиальных пленок. Неоптимальный выбор данных параметров приводит к поликристаллическому росту A_2B_6 -соединений или же к большому количеству дефектов в объеме готового материала [7]. Использование низких температур роста A_2B_6 -соединений снижает энергию связи между атомами Cd, Te, Hg и Zn, вследствие чего, поверхность растущей пленки может стать аморфной [4, 8–10]. Превышение оптимальных температур эпитаксиального роста может приводить к накоплению некомпенсированного аморфного теллура в объеме пленки [11].

Материал подложки и ее ориентация играют немаловажную роль в эпитаксии A_2B_6 -соединений. Высокое рассогласование в параметрах решетки между подложкой и осаждаемым материалом влечет за собой накопление структурных дефектов в последнем. В случае A_2B_6 -соединений наиболее энергетически выгодной подложкой является $Cd_{0,96}Zn_{0,04}Te$ (КЦТ). Мольная доля цинка изменяет параметр решетки КЦТ, тем самым снижая рассогласование с КРТ [12]. Однако относительно качественные подложки на основе КЦТ являются очень дорогим и меньшим по площади материалом, поэтому в качестве альтернативы применяют GaAs [13]. Несмотря на высокое рассогласование между КРТ и GaAs (порядка 20 %) эпитаксиальный рост возможен с использованием буферных слоев CdTe, ZnTe [1, 3, 7, 13, 14]. Они, в свою очередь, сохраняют ориентацию подложки и снижают вероятность трансляции дефектов в вышележащие слои [3, 14, 15]. Однако структурное качество подложки и буферных слоев, помимо активной области КРТ, также влияют на поглощение ИК-излучения. Следовательно, характеристики оптоэлектронного прибора зависят не только от активной области КРТ-структур, но также от кристаллического качества всей системы [12, 16].

В свою очередь, кристаллическое качество выращенных образцов определяется с помощью исследования структурных и опти-

ческих характеристик. Они напрямую связаны с условиями эпитаксиального роста исследуемых слоев [16]. Поэтому разработка технологии производства A_2B_6 -соединений с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии требует множество различных методик построения анализа полученных образцов. Такие параметры, как шероховатость поверхности, а также различные оптические спектры, являются основными для корректировки ростовых характеристик. В настоящем исследовании для характеристики оптических и структурных параметров используются оптическая эллипсометрия (ОЭ) и атомно-силовая микроскопия (АСМ). В случае ОЭ измеряются спектры эллипсометрических параметров $\Psi(\lambda)$ и $\Delta(\lambda)$ [17]. Они являются компонентами эллиптической поляризации отраженного от поверхности луча. Параметры Ψ и Δ несут косвенную информацию о шероховатости и о составе соединений образца [18]. Таким образом, оптическая эллипсометрия является экспресс-методикой анализа оптических и структурных характеристик выращенной пленки. На основе данных, полученных в совокупности ОЭ и АСМ, возможно определить оптимальные температуры роста пленок на основе A_2B_6 -соединений.

Целью настоящего исследования является определение зависимости эллипсометрических параметров $\Psi(\lambda)$ и $\Delta(\lambda)$ в эпитаксиальных пленках CdTe от температурных режимов роста с помощью метода оптической эллипсометрии, а также установление диапазона оптимальных температур роста для достижения минимальной шероховатости поверхности образцов. Результаты данной работы окажутся полезны для определения оптимальных температурных режимов эпитаксиального роста A_2B_6 -соединений, а также для *in situ* контроля молекулярно-лучевой эпитаксии слоев CdHgTe на различных подложках.

Методика эксперимента

Молекулярно-лучевая эпитаксия пленок CdTe (образцы № 5, № 8, № 15 и № 18) проводилась в сверхвысоковакуумной многокамерной установке Riber Epineat Cluster на полуизолирующих *epi-ready* подложках GaAs (100) с использованием бинарного источника CdTe.

Контроль температуры осуществлялся с помощью встроенного в нагреватель образца термодатчика. Датчик Баярда-Альперта использовался для измерения молекулярных потоков. Предростовая подготовка подложки GaAs осуществлялась в два этапа. Во-первых, обезгаживание держателя образца с подложкой от легколетучих соединений и паров воды проводилось в камере предварительной подготовки при температуре 350 °С в течение 20 минут. Во-вторых, в ростовом реакторе материалов A₃B₅ группы проводилась десорбция естественных окислов в потоке мышьяка при температуре 680 °С в течение 5 минут, с последующим ростом буферного слоя GaAs толщи-

ной 0,5 мкм. В дальнейшем для эпитаксиального синтеза пленок CdTe держатель с подложкой помещался в ростовую камеру материалов группы A₂B₆. Рост структур CdTe осуществлялся при температурах подложки 250, 325, 400 и 450 °С.

После проведения эпитаксиального роста и эллипсометрических измерений пленок CdTe образцы CdTe/GaAs(100) выгружались из установки МЛЭ и измерялись методом атомно-силовой микроскопии на микроскопе NT-MTD Ntegra Maximus в контактном режиме в поле 10×10 мкм. Значения средней шероховатости (R_q) для образцов представлены в таблице 1.

Таблица 1

Энергетические значения и длины волн, соответствующие критическим точкам E_1 и E_0 в зависимости от температуры подложки

Номер образца	Температура подложки, °С	R_q , нм	Толщина, нм	λ , нм	E_1 , эВ	λ , нм	E_g , эВ
8	250	17,00	4058	365	3,39	846	1,46
9	325	4,90	4256	376	3,30	842	1,47
18	400	0,85	4071	372	3,33	846	1,46
15	450	1,17	1452	373	3,34	893	1,39

В качестве аналитического оборудования для получения эллипсометрических спектров $\Psi(\lambda)$ $\Delta(\lambda)$ был использован спектральный эллипсометрический комплекс КЭС-1000 (Россия, г. Новосибирск, ИФП РАН) в диапазоне длин волн 350÷1000 нм (от 1,2 до 3,5 эВ) [17]. Угол падения линейно-поляризованного света на исследуемый образец составлял 70°. В качестве источника излучения применялась высокостабильная галогенная лампа «OSRAM». Инструментальные погрешности измерения коэффициента преломления и толщины равны 0,005 и 5 Å соответственно. Программа Spectr использовалась для анализа эллипсометрических спектров $\Psi(\lambda)$ $\Delta(\lambda)$.

Обсуждение результатов

Каждый тип кристаллической структуры имеет свои свойства, характеризующиеся, так называемыми, критическими точками или

особенностями Ван-Хова. Их, в свою очередь, возможно определить на спектрах компонентов диэлектрической проницаемости $\varepsilon_d(\lambda)$ и $\varepsilon_m(\lambda)$, или же на зонной структуре в качестве максимумов [19–21]. Различные напряжения кристаллической решетки, вызванные примесями, дислокациями, вакансиями и т. д., влияют на расположение и амплитуду данных экстремумов.

Структурное качество эпитаксиально растущих слоев напрямую зависит от условий роста, включающих в себя температуры подложки и молекулярных источников. A₂B₆-соединение, такое как CdTe, имеет малую величину энергии связи, порядка 572,6 эВ, поэтому температуры роста выше 500 °С могут оказаться излишне высокими для роста монокристалла [10]. Однако, несмотря на образование структуры CdTe на поверхности подложки GaAs при температурах менее 200 °С, механизм роста может оказаться трехмерным [16] и данная пленка будет обладать призна-

ками поликристалла, из-за недостатка кинетической энергии осаждаемых молекул для разделения на адатомы и термомиграции для нахождения оптимального местоположения в узлах кристаллической решетки [22].

Немаловажную роль в синтезе качественных слоев CdTe играет подготовка поверхности подложки. Термическое разложение аморфных окисных слоев с GaAs при температурах выше 700 °С является основным методом преростовой подготовки. Высокая температура приводит к разрыву Ga-O и Ga-As связей, высвобождая кислород, мышьяк и обнажая атомы галлия на поверхности подложки. В случае недостаточного термического воздействия приповерхностный кислород или иные приповерхностные дефекты могут поменять ориентацию растущего CdTe с (100) на (111) [10, 23–26].

Используемый *in situ* оптический метод исследования, такой как эллипсометрия, может оказаться полезен для характеристики свойств структуры. Измеряемыми в данном методе являются два параметра, такие как ψ и Δ , соответствующие отношению амплитуд и разности фаз двух компонент отраженной эллиптически поляризованной волны. Их значе-

ния напрямую зависят от оптических характеристик материала, таких как показатель преломления и коэффициент поглощения. Зачастую для анализа кристаллических особенностей используется спектр мнимой диэлектрической проницаемости. Однако учет параметра Δ в данном численном расчете может повлиять на качественное определение особенностей Ван-Хова из-за чувствительности к шероховатости пленки [18], поэтому целесообразно анализировать именно спектры ψ [19]. В настоящей работе для определения структурных особенностей эпитаксиальных пленок теллурида кадмия использовалась зависимость $\psi(\lambda)$. Спектр $\Delta(\lambda)$, указывающий на развитие микрорельефа поверхности образца, сопоставлялся с результатами атомно-силовой микроскопии.

Экспериментальные образцы №№ 8, 9, 15 и 18 представляли собой эпитаксиальные пленки CdTe, синтезированные непосредственно на полуизолирующей подложке GaAs(100) при различных температурах в диапазоне от 250 °С до 450 °С. Кроме того, образцы различались толщиной пленок (см. табл. 1), остальные параметры подготовки подложек и ростовых процессов были идентичными.

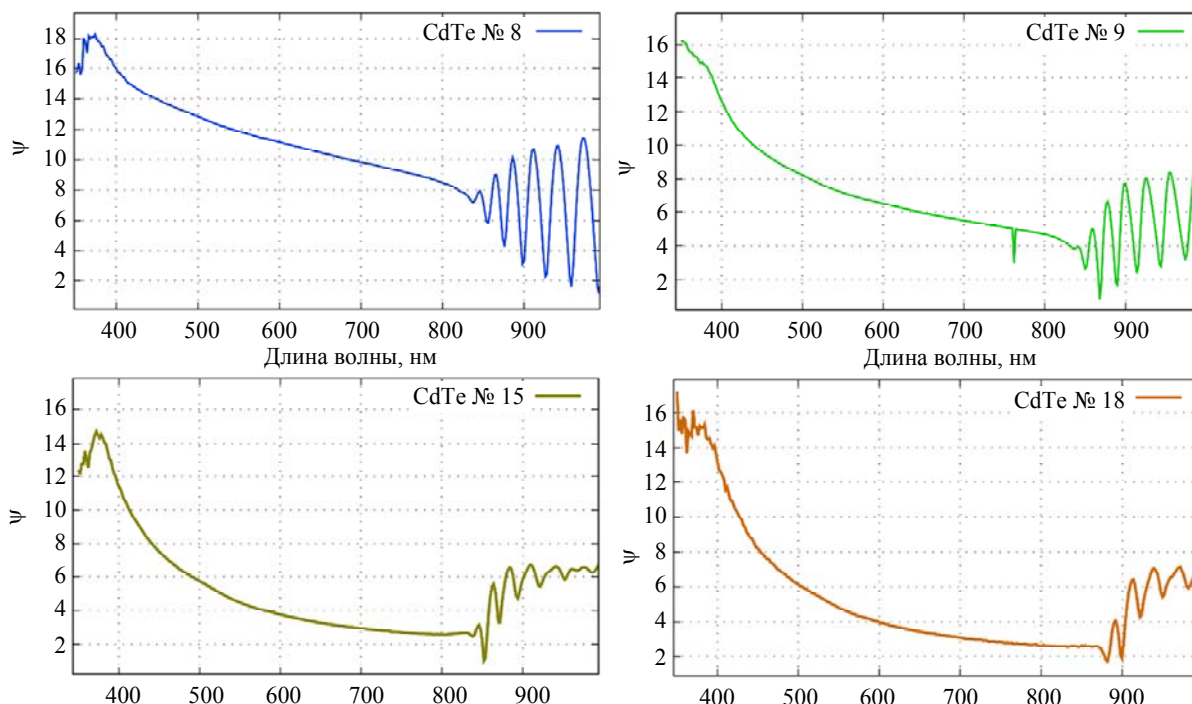


Рис. 1. Эллипсометрические спектры параметра ψ CdTe/GaAs. Синяя линия – CdTe № 8 (верхний левый угол); зеленая линия – CdTe № 9 (верхний правый угол); темно-зеленая линия – CdTe № 15 (нижний левый угол); оранжевая линия – CdTe № 18 (нижний правый угол)

Наибольший интерес для исследований оптических свойств представляет диапазон длин волн, начиная с 350 нм и заканчивая, примерно, 850 нм ($E > E_g$), поскольку в данной части спектра пленка поглощает падающее излучение, и особенности Ван-Хова в спектре $\psi(\lambda)$ будут наблюдаться. На рисунке 1 изображены эллипсометрические спектры параметра ψ для образцов CdTe № 8, № 9, № 15 и № 18, а результаты определения энергетического положения критических точек представлены в таблице 1. Особенность Ван-Хова E_1 , равная, примерно, 3,3 эВ, наблюдается в каждом спектре и хорошо согласуется с литературными данными [27]. Сравнение спектров $\psi(\lambda)$ показало, что температура роста в данном случае влияет на полуширину данных экстремумов. В случае роста эпитаксиального слоя CdTe при температуре 450 °С данный экстремум имеет величину меньше, чем у остальных образцов. Причиной этого является дополнительное поглощение падающего излучения, вызванное наличием дефектов в образцах № 8, № 9 и № 18 вблизи критической точки E_1 . В качестве таковых могут выступать различные несовершенства кристаллической структуры, образующиеся в процессе синтеза CdTe при температурах 250 и 325 °С. Они, в свою очередь, соответствуют неоптимальным условиям роста. Согласно данным АСМ по среднеквадратичной шероховатости R_q (см. табл. 1), наименьшую шероховатость имеет слой CdTe, который был выращен при температуре 400 °С (образец № 15).

Величина ширины запрещенной зоны также напрямую зависит от особенностей кристаллической структуры. В эллипсометрическом спектре $\psi(\lambda)$ критическая точка, соответствующая E_g CdTe, является первым минимумом перед началом интерференционных колебаний в пленке CdTe. Согласно значениям, представленным в таблице 1, E_g соответствует литературным данным в случае образцов № 8, № 9 и № 18 [27]. Большая толщина образцов, порядка 4 мкм, снижает до нуля вероятность образования интерференционных осцилляций в области $E > E_g$ из-за превышения глубины проникновения света в образец.

Поэтому в спектрах $\psi(\lambda)$ не наблюдаются экстремумы в данном диапазоне энергий ($E > E_g$), и ширина запрещенной зоны определяется наиболее точно. В случае образца № 15, имеющего толщину порядка 1,5 мкм, несоответствие E_g с литературными данными связано с неполным поглощением падающего излучения в данной области спектра и, следовательно, влиянием интерференции, наблюдаемой в пленке.

Осцилляции, наблюдаемые в спектре $\psi(\lambda)$ на рисунке 1 в диапазоне длин волн примерно с 850 и до 1000 нм ($E < E_g$), соответствуют интерференции в выращенных пленках CdTe [28]. Сравнение изучаемых зависимостей показывает, что наибольшую амплитуду осцилляций имеет образец № 8, снижение амплитуды данных колебаний в других образцах свидетельствует о высоком показателе поглощения в пленках CdTe [28]. На рисунке 2 показаны эллипсометрические спектры $\Delta(\lambda)$ для образцов CdTe/GaAs(100) № 8, № 9, № 15, № 18. Вышеуказанный параметр является разностью фаз компонентов эллиптически поляризованного отраженного от поверхности пленки излучения, поэтому применяется для анализа шероховатости выращенных структур.

Согласно данным, полученным с помощью атомно-силовой микроскопии (см. табл. 1), наиболее развитым микрорельефом обладает образец № 8 ($R_q = 17$ нм), что согласуется с результатами ОЭ $\Delta(\lambda)$, так как среднее значение $\bar{\Delta}$ (70°) отличается от оптимального (140–150°) в области спектра 350–850 нм [29]. Низкое значение параметра Δ соответствует развитому микрорельефу поверхности пленки, для образцов № 15 и № 18 среднее значение параметра Δ находилось в допустимых пределах: $145^\circ \pm 5^\circ$. Таким образом, данные, полученные с помощью метода спектральной эллипсометрии, указывают на низкое значение среднеквадратичной шероховатости поверхности образцов № 15 и № 18, что было подтверждено с помощью метода атомно-силовой микроскопии (см. табл. 1).

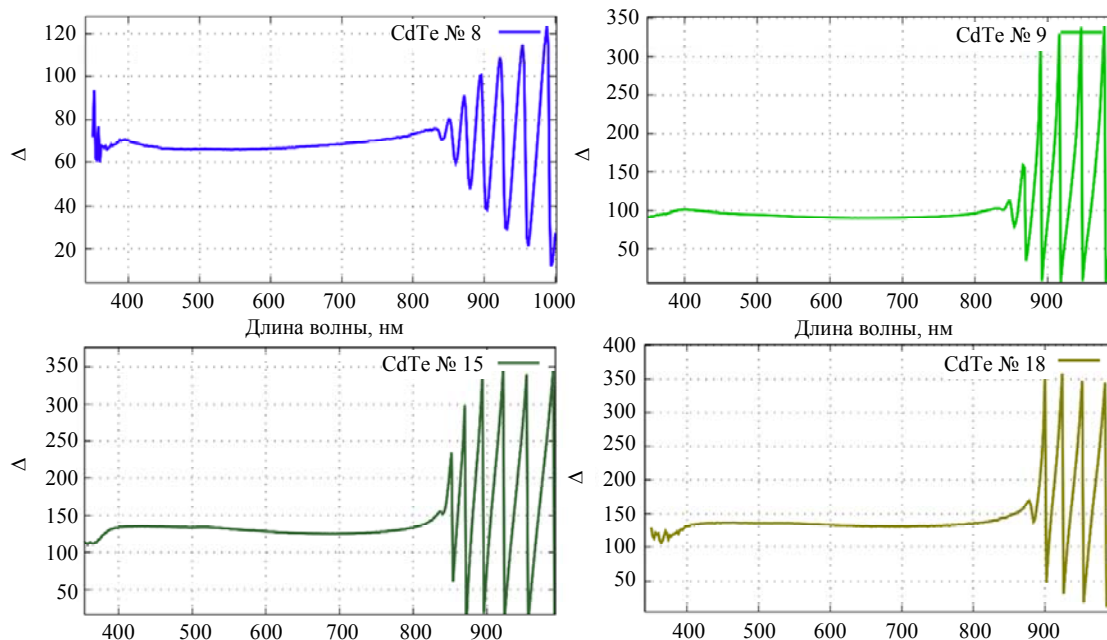


Рис. 2. Эллисометрические спектры параметра Δ образцов CdTe/GaAs. Синяя линия – 8 образец; светло-зеленая линия – 9 образец; темно-зеленая линия – 15 образец; коричневая линия – 18 образец

Заключение

В настоящем исследовании были проанализированы эллисометрические спектры параметров ψ , Δ в зависимости от температуры роста пленок CdTe. Установлена корреляция эллисометрических параметров Ψ и Δ со среднеквадратичной шероховатостью R_q поверхности пленок. Сравнение зависимостей $\psi(\lambda)$ показало, что образцы CdTe/GaAs(100) № 15 и № 18, синтезированные при температурах 450 °C и 400 °C, соответственно, меньше остальных рассеивают оптическое излучение, что косвенно указывает на малую дефектность в пленках. Анализ спектра $\Delta(\lambda)$ позволил установить, что поскольку значения параметра Δ для образцов № 15 и № 18 находилось в пределах: $145^\circ \pm 5^\circ$, шероховатость поверхности пленок CdTe в них должна быть наименьшей, в сравнении с другими образцами. Пленка CdTe/GaAs(100) № 8 обладает развитым микрорельефом, что было подтверждено с помощью измерений атомно-силовой микроскопии ($R_q = 17$ нм) и наблюдалось в спектре $\Delta(\lambda)$ ($\bar{\Delta} = 70^\circ$). Таким образом, оптимальным диапазоном температур для эпитаксиального роста пленок CdTe является 400–450 °C, ввиду низкой вероятности развития

микрорельефа на поверхности пленки. Также было определено, что критическая точка E_1 , равна 3,3 эВ, соответствует соединению CdTe и наблюдается в качестве максимума в диапазоне $E > E_g$ в спектре $\psi(\lambda)$. При этом по полуширине данного экстремума возможно качественно оценить образование различных дефектов в растущей структуре CdTe. Результаты работы окажутся полезны в качестве экспресс-методики определения особенностей кристаллической структуры A_2B_6 -соединений и контроля эпитаксиального синтеза буферных слоев CdTe, ZnTe, а также CdHgTe в процессе роста.

Авторы выражают благодарность инженеру 2 кат. АО НПО «Орион» Сухановой А. С. за проведенные АСМ-измерения.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pan W. W., Gu R. J., Zhang Z. K., Lei W., Umamembreno G. A., Smith D. J., Antoszewski J., Faraone L. / J. Electron. Mater. 2022. Vol. 51. P. 4869–4883. <https://doi.org/10.1007/s11664-022-09725-1>
2. Scarpulla M. A., McCandless B., Phillips A. B., Yan Y., Heben M. J., Wolden C., Xiong G., Metzger W. K., Mao D., Krasikov D., Sankin I., Grover S., Munshi A., Sampath W., Sites J. R., Bothwell A., Albin D., Reese M. O.,

- Romeo A., Nardone M., Klie R., Walls M., Fiducia T., Abbas A., Hayes S. M. / *Solar Energy Materials and Solar Cells*. 2023. Vol. 255. P. 112289.
<https://doi.org/10.1016/j.solmat.2023.112289>
3. Dvoretzky S. A., Mikhailov N. N., Remesnik V. G., Sidorov Y. G., Shvets V. A., Ikusov D. G., Varavin V. S., Yakushev M. V., Gumenjuk-Sichevska J. V., Golenkov A. G., Lysiuk I. O., Tsybrii Z. F., Shevchik-Sheker A. V., Sizov F. F., Latyshev A. V., Aseev A. L. / *Opto-Electronics Review*. 2019. Vol. 27. P. 282–290.
<https://doi.org/10.1016/j.opelre.2019.07.002>
4. Varavin V. S., Dvoretzky S. A., Mikhailov N. N., Remesnik V. G., Sabinina I. V., Sidorov Yu. G., Shvets V. A., Yakushev M. V., Latyshev A. V. / *Optoelectron. Instrument. Proc.* 2020. Vol. 56. P. 456–469.
<https://doi.org/10.3103/S8756699020050143>
5. Vogt A., Shutt S., Frei K., Fiederle M. / *Journal of Crystal Growth*. 2017. Vol. 477. P. 114–117.
<https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2017.02.048>
6. Сидоров Ю. Г., Дворецкий С. А., Варавин В. С., Михайлов Н. Н., Якушев М. В., Сабина И. В. / *Физика и техника полупроводников*. 2001. Т. 35. № 9. С. 1092–1101.
7. Wichrowska K., Wosinski T., Domagala J. Z., Kret S., Chusnutdinow S., Karczewski G. / *Semicond. Sci. Technol.* 2021. Vol. 36. № 4. P. 045022.
<https://doi.org/10.1088/1361-6641/abbd0d>
8. Ahmed T., Tan X., Li B. Y., Cook E., Williams J., Tiano S. M., Coffey B., Tenney S. M., Hayes D., Caram J. R. / *ACS Nano*. 2025. Vol. 19. № 3. P. 3944–3952.
<https://doi.org/10.1021/acsnano.4c17596>
9. Козлов Д. В., Румянцев В. В., Кадыков А. М., Фадеев М. А., Куликов Н. С., Уточкин В. В., Михайлов Н. Н., Дворецкий С. А., Гавриленко В. И., Хюберс Х. В., Тенне Ф., Морозов С. В. / *Письма в журнал экспериментальной и теоретической физики*. 2019. Т. 109. № 9-10. С. 679–684.
<https://doi.org/10.1134/S0370274X19100072>
10. Feldman R. D., Austin R. F., Kisker D. W., Jeffers K. S., Bridenbaugh P. M. / *Appl. Phys. Lett.* 1986. Vol. 48. P. 248–250.
<https://doi.org/10.1063/1.96571>
11. Sidorov Y. G., Dvoretzky S. A., Varavin V. S., Mikhailov N. N., Yakushev M. V., Sabinina I. V. / *Semiconductors*. 2001. Vol. 35. P. 1045–1053.
<https://doi.org/10.1134/1.1403569>
12. Varavin V. S., Dvoretzky S. A., Mikhailov N. N., Remesnik V. G., Sabinina I. V., Sidorov Yu. G., Shvets V. A., Yakushev M. V., Latyshev A. V. / *Optoelectronics, Instrumentation and Data Processing*. 2021. Vol. 56. P. 456–469.
<https://doi.org/10.3103/S8756699020050143>
13. Tyagi S., Goyal A., Rana S. S., Meena U. R., Mishra P., Pandey R. K., Dalal S., Pandey A., Garg A. K., Kumar S., Singh R. / *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* 2024. Vol. 35. P. 982.
<https://doi.org/10.1007/s10854-024-12724-z>
14. Svitashov K. K., Dvoretzky S. A., Sidorov Yu. G., Shvets V. A., Mardezhov A. S., Nis I. E., Varavin V. S., Liberman V., Remesnik V. G. / *Crystal Research and Technology*. 1994. Vol. 29. № 7. P. 931–937.
<https://doi.org/10.1002/crat.2170290703>
15. Bratina G., Sorba L., Antonini A., Ceccone G., Nicolini R., Biasiol G., Franciosi A., Angelo J. E., Gerberich W. W. / *Phys. Rev. B*. 1993. Vol. 48. P. 8899.
<https://link.aps.org/doi/10.1103/PhysRevB.48.8899>
16. Hwang Y., Ngugen V. Q., Choi J. S., Park S., Cho S., Kim T. H., Ha Y., Ahn C. W. / *J. Korean Phys. Soc.* 2021. Vol. 79. P. 1057–1062.
<https://doi.org/10.1007/s40042-021-00337-2>
17. Shvets V. A., Spesivtsev E. V., Rykhliitskii S. V., Mikhailov N. N. / *Nanotechnol. Russia*. 2009. Vol. 4. P. 201–204.
<https://doi.org/10.1134/S1995078009030082>
18. Shvets V. A., Marin D. V., Kuznetsova L. S., Azarov I. A., Yakushev M. V., Rykhliitskii S. V. / *Journal of Optical Technology*. 2024. Vol. 91. № 7. P. 496–501.
<https://doi.org/10.1364/jot.91.000091>
19. Shvets V. A., Azarov I. A., Marin D. V., Yakushev M. V., Rykhliitskii S. V. / *Semiconductors*. 2019. Vol. 53. P. 132–137.
<https://doi.org/10.1134/S1063782619010196>
20. Мосс Т., Барпел Г., Эллис Б. *Полупроводниковая оптоэлектроника*. – М.: Мир, 1976. С. 56.
21. Шалимова К. В. *Физика полупроводников*. – М.: Энергоатомиздат, 1985. С. 302.
22. Yin J., Huang Q., Zhou J. / *J. Appl. Phys.* 1996. Vol. 79. P. 3714–3717.
<https://doi.org/10.1063/1.361204>
23. Mcgibbon A. J., Pennycook S. J., Angelo J. E. / *Science*. 1995. Vol. 269. № 5223. P. 519–521.
<https://doi.org/10.1126/science.269.5223.519>
24. Kolodziejski L. A., Gunshor R. L., Otsuka N., Choi C. / *J. vac. Sci. Technol. A*. 1986. Vol. 4. P. 2150–2152.
<https://doi.org/10.1116/1.574045>
25. Faurie J. P., Hsu C., Sivananthan S., Chu X. / *Surface Science*. 1986. Vol. 168. № 1-3. P. 473–482.
<https://doi.org/10.1116/1.574045>
26. Zhang S., Zhang J., Qiu X., Wu Y., Chen P. / *Journal of Crystal Growth*. 2020. Vol. 546. P. 125756.
<https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2020.125756>
27. Adachi S., Kimura T., Suzuki N. / *J. Appl. Phys.* 1993. Vol. 74. P. 3435.
<https://doi.org/10.1063/1.354543>
28. Швец В. А., Марин Д. В., Якушев М. В., Рыхлицкий С. В. / *Физика и техника полупроводников*. 2023. Т. 57. № 6. С. 469–475.
<http://dx.doi.org/10.61011/FTP.2023.06.56476.5278>
29. Shvets V. A., Marin D. V., Yakushev M. V., Rykhliitskii S. V. / *Semiconductors*. 2024. Vol. 58. P. 67–72.
<https://doi.org/10.1134/S1063782624010147>

Study of optical properties of CdTe/GaAs(100) epitaxial films grown at various temperature regimes

A. A. Grekova^{1,2,*}, E. A. Klimov¹, A. N. Vinichenko^{1,2} and I. D. Burlakov¹

¹ RD&P Center ORION, JSC, Moscow, 111538 Russia

* E-mail: ingo.tyan2@mail.ru

² National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, 115409 Russia

Received 3.03.2025; revised 20.03.2025; accepted 7.04.2025

In this study, we investigated the effect of growth temperature on the optical and structural properties of epitaxial cadmium telluride (CdTe) films synthesized by molecular beam epitaxy on semi-insulating GaAs(100) substrates. Using optical ellipsometry, the spectra of the ellipsometric parameters Ψ and Δ were determined. The study revealed that the Van Hove features E_1 and E_0 , corresponding to 3.3 eV and 1.46 eV, respectively, are characteristic of the CdTe compound. The roughness of the film surface, resulting from the use of a non-optimal substrate temperature, was identified as the primary factor increasing the amplitude of oscillations in $\Psi(\lambda)$ within the transparent region of the spectrum ($E < E_g$) for CdTe. A correlation was established between the ellipsometric parameters Ψ and Δ and the root-mean-square roughness (R_q) of the film surface. It was found that non-optimal temperatures lead to the development of surface microrelief and a reduction in the range of $\Delta(\lambda)$. Thus, the average value of $\Delta(\lambda)$ serves as an indirect criterion for evaluating the surface microrelief of epitaxial CdTe films. The optimal range of growth temperatures for epitaxial CdTe structures, necessary to achieve minimal surface roughness, was determined. The obtained data will be useful for the synthesis of CdHgTe on GaAs(100) substrates using CdTe buffer layers.

Keywords: CdTe; spectral ellipsometry; molecular beam epitaxy.

REFERENCES

1. Pan W. W., Gu R. J., Zhang Z. K., Lei W., Umana-Membreno G. A., Smith D. J., Antoszewski J. and Faraone L., *J. Electron. Mater.* **51**, 4869–4883 (2022). <https://doi.org/10.1007/s11664-022-09725-1>
2. Scarpulla M. A., McCandless B., Phillips A. B., Yan Y., Heben M. J., Wolden C., Xiong G., Metzger W. K., Mao D., Krasikov D., Sankin I., Grover S., Munshi A., Sampath W., Sites J. R., Bothwell A., Albin D., Reese M. O., Romeo A., Nardone M., Klie R., Walls M., Fiducia T., Abbas A. and Hayes S. M., *Solar Energy Materials and Solar Cells.* **255**, 112289 (2023). <https://doi.org/10.1016/j.solmat.2023.112289>
3. Dvoretzky S. A., Mikhailov N. N., Remesnik V. G., Sidorov Y. G., Shvets V. A., Ikuov D. G., Varavin V. S., Yakushev M. V., Gumenjuk-Sichevska J. V., Golenkov A. G., Lysiuk I. O., Tsybrii Z. F., Shevchik-Shekera A. V., Sizov F. F., Latyshev A. V. and Aseev A. L., *Opto-Electronics Review* **27**, 282–290 (2019). <https://doi.org/10.1016/j.opelre.2019.07.002>
4. Varavin V. S., Dvoretzky S. A., Mikhailov N. N., Remesnik V. G., Sabinina I. V., Sidorov Yu. G., Shvets V. A., Yakushev M. V. and Latyshev A. V., *Optoelectron. Instrument. Proc.* **56**, 456–469 (2020). <https://doi.org/10.3103/S8756699020050143>
5. Vogt A., Shutt S., Frei K. and Fiederle M., *Journal of Crystal Growth.* **477**, 114–117 (2017). <https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2017.02.048>
6. Sidorov Yu. G., Dvoretzky S. A., Varavin V. S., Mikhailov N. N., Yakushev M. V. and Sabinina I. V., *Semiconductors* **35** (9), 1045–1053 (2001).
7. Wichrowska K., Wosinski T., Domagala J. Z., Kret S., Chusnutdinow S. and Karczewski G., *Semicond. Sci. Technol.* **36** (4), 045022 (2021). <https://doi.org/10.1088/1361-6641/abbd0d>
8. Ahmed T., Tan X., Li B. Y., Cook E., Williams J., Tian S. M., Coffey B., Tenney S. M., Hayes D. and Caram J. R., *ACS Nano.* **19** (3), 3944–3952 (2025). <https://doi.org/10.1021/acsnano.4c17596>

9. Kozlov D. V., Rumyantsev V. V., Kadykov A. M., Fadeev M. A., Kulikov N. S., Utochkin V. V., Mikhailov N. N., Dvoretiskii S. A., Gavrilenko V. I., Hubers H. W., Teppe F. and Morozov S. V., JETP Letters **109** (10), 657–662 (2019).
10. Feldman R. D., Austin R. F., Kisker D. W., Jeffers K. S. and Bridenbaugh P. M., Appl. Phys. Lett. **48**, 248–250 (1986).
<https://doi.org/10.1063/1.96571>
11. Sidorov Y. G., Dvoretiskii S. A., Varavin V. S., Mikhailov N. N., Yakushev M. V. and Sabinina I. V., Semiconductors **35**, 1045–1053 (2001).
<https://doi.org/10.1134/1.1403569>
12. Varavin V. S., Dvoretiskii S. A., Mikhailov N. N., Remesnik V. G., Sabinina I. V., Sidorov Yu. G., Shvets V. A., Yakushev M. V. and Latyshev A. V., Optoelectronics, Instrumentation and Data Processing. **56**, 456–469 (2021).
<https://doi.org/10.3103/S8756699020050143>
13. Tyagi S., Goyal A., Rana S. S., Meena U. R., Mishra P., Pandey R. K., Dalal S., Pandey A., Garg A. K., Kumar S. and Singh R., J Mater Sci: Mater Electron. **35**, 982 (2024).
<https://doi.org/10.1007/s10854-024-12724-z>
14. Svitashov K. K., Dvoretiskii S. A., Sidorov Yu. G., Shvets V. A., Mardezhov A. S., Nis I. E., Varavin V. S., Liberman V. and Remesnik V. G., Crystal Research and Technology **29** (7), 931–937 (1994).
<https://doi.org/10.1002/crat.2170290703>
15. Bratina G., Sorba L., Antonini A., Ceccone G., Nicolini R., Biasiol G., Franciosi A., Angelo J. E. and Gerberich W. W., Phys. Rev. B **48**, 8899 (1993).
<https://link.aps.org/doi/10.1103/PhysRevB.48.8899>
16. Hwang Y., Ngugen V. Q., Choi J. S., Park S., Cho S., Kim T. H., Ha Y. and Ahn C. W., J. Korean Phys. Soc. **79**, 1057–1062 (2021).
<https://doi.org/10.1007/s40042-021-00337-2>
17. Shvets V. A., Spesivtsev E. V., Rykhlitskii S. V. and Mikhailov N. N., Nanotechnol Russia **4**, 201–204 (2009).
<https://doi.org/10.1134/S1995078009030082>
18. Shvets V. A., Marin D. V., Kuznetsova L. S., Azarov I. A., Yakushev M. V. and Rykhlitskii S. V., Journal of Optical Technology **91** (7), 496–501 (2024).
<https://doi.org/10.1364/jot.91.000091>
19. Shvets V. A., Azarov I. A., Marin D. V., Yakushev M. V. and Rykhlitskii S. V., Semiconductors **53**, 132–137 (2019).
20. Moss T., Barrel G. and Ellis B. Poluprovodnikovaya optoelektronika. Moscow, Mir, 1976.
21. Shalimova K. V. Fizika poluprovodnikov. Moscow, Energoatomizdat, 1985.
22. Yin J., Huang Q. and Zhou J., J. Appl. Phys. **79**, 3714–3717 (1996).
<https://doi.org/10.1063/1.361204>
23. McGibbon A. J., Pennycook S. J. and Angelo J. E., Science **269** (5223), 519–521 (1995).
<https://doi.org/10.1126/science.269.5223.519>
24. Kolodziejski L. A., Gunshor R. L., Otsuka N. and Choi C., J. vac. Sci. Technol. A **4**, 2150–2152 (1986).
<https://doi.org/10.1116/1.574045>
25. Faurie J. P., Hsu C., Sivananthan S. and Chu X., Surface Science **168** (1-3), 473–482 (1986).
<https://doi.org/10.1116/1.574045>
26. Zhang S., Zhang J., Qiu X., Wu Y. and Chen P., Journal of Crystal Growth. **546**, 125756 (2020).
<https://doi.org/10.1016/j.jcrysgro.2020.125756>
27. Adachi S., Kimura T. and Suzuki N., J. Appl. Phys. **74**, 3435 (1993).
<https://doi.org/10.1063/1.354543>
28. Shvets V. A., Marin D. V., Yakushev M. V. and Rykhlitskii S. V., Semiconductors **57** (6), 464–469 (2023).
29. Shvets V. A., Marin D. V., Yakushev M. V. and Rykhlitskii S. V., Semiconductors **58**, 67–72 (2024).
<https://doi.org/10.1134/S1063782624010147>

Об авторах

Грекова Анастасия Александровна, инженер-технолог 2 кат., АО «НПО «Орион» (111538, Россия, Москва, ул. Косинская, д. 9). Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ» (115409, Россия, Москва, Каширское шоссе, д. 31). E-mail: ingo.tyan2@mail.ru.

Климов Евгений Александрович, начальник участка, к.ф.-м.н., АО «НПО «Орион» (111538, Россия, Москва, ул. Косинская, д. 9). E-mail: klimov_evgeniy@mail.ru. SPIN-код РИНЦ 7826-3235, Author ID 153920

Виниченко Александр Николаевич, ведущий инженер участка, к.ф.-м.н., АО «НПО «Орион» (111538, Россия, Москва, ул. Косинская, д. 9). Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ» (115409, Россия, Москва, Каширское шоссе, д. 31). E-mail: ANVinichenko@merphi.ru. SPIN-код РИНЦ 6466-4907, Author ID 725517

Бурлаков Игорь Дмитриевич, заместитель генерального директора по инновациям и науке, д.т.н., профессор, АО «НПО «Орион» (111538, Россия, Москва, ул. Косинская, д. 9). E-mail: idbur@orion-ir.ru. SPIN-код РИНЦ 6042-3634, Author ID 171368