10

Влияние стехиометрии теллура и цинка на эллипсометрические спектры ZnTe/GaAs (100)

© А.А. Грекова [1,2], Е.А. Климов [1], А.Н. Виниченко [1,2], И.Д. Бурлаков [1]

[1] Акционерное общество „НПО „Орион“,
Москва, Россия
[2] Национальный исследовательский ядерный университет „МИФИ“,
Москва, Россия

e-mail: ingo.tyan2@mail.ru

Поступила в редакцию 13.11.2024 г.
В окончательной редакции 27.01.2025 г.
Принята к публикации 28.02.2025 г.

Исследовано влияние стехиометрии молекулярных потоков Zn : Te на оптические свойства теллурида цинка. Рассмотренные структуры ZnTe были получены на подложках GaAs (100) с помощью метода молекулярно-лучевой эпитаксии. Посредством оптической эллипсометрии были определены эллипсометрические спектры параметра ψ. Исследование показало, что особенности Ван-Хова E_1 и $E_1 + \Delta_1$, соответствующие 3.65 eV и 4.27 eV, являются характерными для соединения ZnTe. Избыток теллура в потоке падающего вещества приводит к одновременному уменьшению амплитуды и уширению экстремумов в спектре $\psi(\lambda)$ из-за образования дефектов, поглощающих видимое излучение. Спектры показателя ψ и мнимой компоненты диэлектрической проницаемости в области $E > E_g$ содержат экстремумы, схожие по энергетическому положению. При преобладании одного из компонентов в соотношении Zn : Te, энергетические положения критических точек остаются постоянными при разной толщине образцов. Однако избыточный Zn в соотношении Zn : Te приводит к неопределенности энергетического положения края поглощения. Результаты исследования могут оказаться полезными для эллипсометрического экспресс-контроля стехиометрии и оценки кристаллического качества бинарных твердых растворов группы A_2B_6 в составе эпитаксиальных слоев.

Ключевые слова: теллурид цинка, спектральная эллипсометрия, молекулярно-лучевая эпитаксия, стехиометрия состава, эллипсометрические спектры.

DOI: 10.61011/OS.2025.03.60243.5-25

Введение

Устройства, работающие на физических принципах оптоэлектроники, привлекают к себе внимание из-за возможности преобразовывать световую энергию в электрическую. На их основе сконструированы солнечные батареи, тепловизоры и модуляторы [1–4]. В качестве основных материалов вышеуказанных приборов выступают GaN, CdHgTe, ZnTe из-за существования в них прямозонных электронных переходов [5–7].

Структуры на основе тройного твердого раствора CdHgTe (КРТ) наряду с микроболометрическими системами и структурами InSb являются наиболее используемыми в современных ИК устройствах. Исходная чистота используемых материалов и структурное качество гетероструктур напрямую влияют на работу готовых приборов, поэтому для получения высокого кристаллического совершенства структур группы A_2B_6 в основном используются методы молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) и химическое осаждение из газовой фазы (CVD). Тройной твердый раствор КРТ имеет большое рассогласование в параметрах решетки с основными типами промышленно выпускаемых подложек, за исключением CdZnTe (КЦТ). Из-за сложностей в подготовке epi-ready-подложек КЦТ и их малого распространения для промышленного синтеза структур на основе КРТ применяются альтернативные подложки Si, GaAs. Однако для получения приборных структур КРТ надлежащего качества на подложках с рассогласованием кристаллических решеток $\sim 19\,\%$ для Si и $\sim 14\,\%$ для GaAs необходимо предварительно осуществить синтез буферных слоев с высоким структурным совершенством, одним из которых является слой ZnTe (несоответствие параметров решетки ZnTe и GaAs 7.6 %). Добавочные или, как их еще называют, зародышевые тонкие слои ZnTe используются при синтезе гетероструктур на основе КРТ на альтернативных материалах для сохранения кристаллографической ориентации подложки в вышележащих слоях [8], а также для плавной релаксации механических напряжений по сравнению с CdTe. Кроме того, за счет добавления атомарного цинка к основному потоку бинарного соединения теллурида цинка можно улучшить морфологию поверхности растущей пленки ZnTe [9].

Для контроля роста структур группы A_2B_6 применяются два метода *in situ*: дифракция быстрых отраженных электронов (ДБОЭ) и оптическая эллипсометрия. Оба способа оказываются полезны для получения необхо-

димой информации о структурном качестве подложки во время подготовки поверхности перед проведением ростового процесса и растущей эпитаксиальной пленки. Также метод эллипсометрии позволяет определять температуру поверхности подложки в процессе эпитаксиального роста.

Актуальной задачей является определение влияния стехиометрии бинарных твердых растворов A_2B_6 на оптические характеристики выращенной структуры с помощью метода спектральной эллипсометрии. Для решения поставленной задачи используется взаимосвязь критических точек на эллипсометрическом спектре параметра ψ с особенностями Ван-Хова, наблюдаемыми в плотности электронных состояний или на спектре мнимого показателя диэлектрической проницаемости. Результаты настоящей работы будут полезны для качественного определения стехиометрического состава эпитаксиально выращенных бинарных соединений ZnTe, а анализ эллипсометрических спектров ψ может являться косвенным экспресс-методом определения наличия дефектов в образцах, влияющих на электрофизические и структурные свойства пленок ZnTe.

Образцы и методы исследования

Пленки ZnTe (образцы № 21 и № 22) были выращены методом МЛЭ в сверхвысоковакуумной многокамерной установке Riber Epineat Cluster на полуизолирующих epi-ready-подложках GaAs (100) с использованием бинарного источника ZnTe и молекулярных источников Te и Zn. В случае роста образца № 21 к потоку ZnTe, создаваемому бинарным источником, добавлялся поток Zn, а в случае роста образца № 22 к потоку ZnTe добавлялся поток Te_2. Контроль температуры осуществлялся посредством встроенной в нагреватель образца термопары и *in situ*-откалиброванным пирометром Ircon Modline 5. Рост пленок сопровождался *in situ*-мониторингом кристаллического качества с помощью системы ДБОЭ (RHEED). Для измерения молекулярных потоков использовался выдвижной датчик Баярда–Альперта. Предростовая подготовка подложки GaAs осуществлялась классическим образом в два этапа: обезгаживание держателя образца с подложкой от легколетучих соединений и паров воды проводилось в камере предварительной подготовки при температуре 350 °C в течение 20 min. После чего в ростовом реакторе материалов группы A_3B_5 проводилась десорбция естественных окислов в потоке мышьяка при температуре 680 °C в течение 5 min с последующим ростом буферного слоя GaAs толщиной 0.5 μm. Далее для синтеза пленок ZnTe держатель с подложкой перемещался в ростовую камеру материалов группы A_2B_6. Рост пленок ZnTe осуществлялся при температуре подложки 400 °C.

После проведения эпитаксиального роста пленок ZnTe образцы выгружались из установки МЛЭ и измерялись методом атомно-силовой микроскопии на микроскопе NT-MTD Ntegra Maximus в полуконтактном режиме в поле $5 \times 5\,\mu$m. Значения среднеквадратичной шероховатости (R_q) поверхности выращенных пленок составили 1.31 nm для образца № 21 и 1.83 nm для образца № 22 соответственно. Установлено, что образец, выращенный с добавлением Zn, обладает лучшей морфологией поверхности, нежели образец, выращенный с добавлением теллура.

Спектры эллипсометрических параметров ψ (амплитудный) и Δ (фазовый) исследуемых образцов были измерены при нормальных условиях на спектральном эллипсометре EGS01A-UIX2 производства Beijing Ellitop Scientific Co.Ltd (Китай) в диапазоне длин волн 250−2500 nm (от 0.496 до 4.96 eV) с шагом 2 nm. Угол падения луча света к плоскости образца составлял 70°. В качестве источника освещения использовались дейтериевая (250−400 nm) и галогеновая (450−2500 nm) лампы.

СЭМ-изображения образцов были получены с помощью сканирующего электронного микроскопа Prisma E SEM Thermo Fisher Scientific (США).

Обсуждение результатов

Электронные и оптические свойства определяются структурными особенностями кристаллической решетки и электронной плотностью, находящейся на поверхности или в объеме материала. Таким образом, при анализе спектров оптического, инфракрасного или рентгеновского поглощения, отражения и пропускания или характеристик проводимости возможно получить информацию о параметрах кристаллической структуры выращенной пленки. Данные параметры характеризуются критическими точками симметрии или особенностями Ван-Хова [10]. Часто они определяются именно в плотности электронных состояний и в зонной структуре материала как экстремумы и указывают на межзонные переходы электронов в материалах. Энергетические положения данных экстремумов соответствуют энергиям возникновения собственного, оптического, экситонного или экситон-фононного поглощений [11].

Также структурные особенности и характеризующие их критические точки эпитаксиальных пленок, в том числе и ZnTe, можно интерпретировать спектрами компонент диэлектрической проницаемости или коэффициентов преломления и поглощения n и k соответственно. Для определения энергетического положения критических точек используется разложение экспериментально полученной диэлектрической проницаемости на действительную и мнимую компоненты [12,13]. Расчет данных функций заключается в решении обратной задачи эллипсометрии на каждой длине волны из начального приближения. В настоящей работе в качестве такого приближения использовалась теоретическая эллипсометрическая модель параметров ψ и Δ для материала ZnTe [14].

Для расчета компонент диэлектрической проницаемости применялось решение обратной задачи эллипсометрии с известными толщинами пленок ZnTe, а также оптическими параметрами n, k подложки GaAs [14]:

$$\operatorname{tg}\Psi(\lambda)e^{i\Delta(\lambda)} = F(n(\lambda), k(\lambda), d, \varepsilon_1(\lambda), \varepsilon_2(\lambda)), \qquad (1)$$

где n — показатель преломления отдельного слоя, k — показатель поглощения отдельного слоя, d — толщина отдельного слоя, ε_1 — действительная компонента диэлектрической проницаемости отдельного слоя, ε_2 — мнимая компонента диэлектрической проницаемости отдельного слоя.

Сходимость экспериментальных ($\psi_э$ и $\Delta_э$) и расчетных ($\psi_р$ и $\Delta_р$) спектров определяется достижением минимального несоответствия по параметру q по всем длинам волн:

$$q = \sum_i \left(\frac{(\Psi_э - \Psi_р)^2}{(\delta\Psi)^2} + \frac{(\Delta_э - \Delta_р)^2}{(\delta\Delta)^2} \right), \qquad (2)$$

где $\delta\Psi$, $\delta\Delta$ являются нормировочными множителями. Адекватность модели определялась минимально достигнутым значением функции q. В случае недостижения адекватного значения модель структуры усложнялась и снова проводилась минимизация функции q.

Для исследования величин $n(\lambda)$, $k(\lambda)$ оксидных пленок как слабо поглощающих сред использовалась модель Коши:

$$n(\lambda) = n_0 + \frac{A}{\lambda^2} + \frac{B}{\lambda^4}, \qquad (3)$$

$$k(\lambda) = \frac{C}{\lambda^2} + \frac{D}{\lambda^4}, \qquad (4)$$

где A, B, C, D являются неизвестными константами, подлежащими определению.

В качестве модели оксидного слоя на поверхности ZnTe использовалась модель Коши, представленная уравнениями (3) и (4). Оптические параметры, полученные с помощью данной модели, совпали с литературными данными: $n = 1.9$, $k = 0.01$ [15].

На рис. 1 представлен результат расчета мнимой компоненты диэлектрической проницаемости (ε_2) и экспериментально полученный спектр эллипсометрического параметра ψ в непрозрачной части для образца ZnTe с преобладающим Zn в стехиометрии Zn : Te. Наибольший интерес к данной области спектра (от 250 до 550 nm) объясняется тем, что энергия, соответствующая данному волновому диапазону, превышает энергию запрещенной зоны ZnTe. Поэтому множество экстремумов, встречающихся на этом участке, соответствуют поглощению излучения, а следовательно, оптическим и электронным характеристикам выращенного материала [11].

Параметр Δ напрямую связан с шероховатостью образца, вследствие чего снижается точность определения критических точек, поэтому для анализа состава эпиструктур целесообразно использовать именно спектр ψ [16,17].

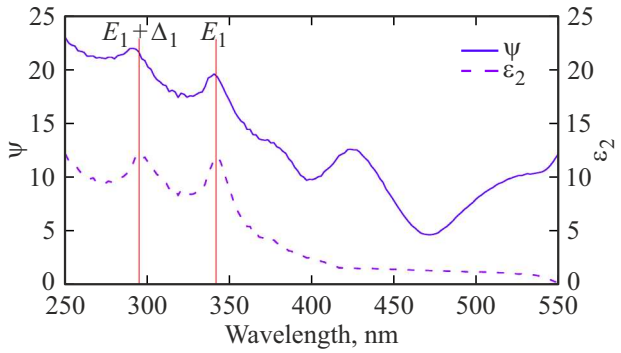

Рис. 1. Зависимость параметров ψ (сплошная кривая), ε_2 (штриховая кривая) от длины волны падающего излучения. Красными прямыми на графике отмечены длины волн, соответствующие критическим точкам структуры.

На рис. 2 представлены фотографии полученных структур ZnTe в случае преобладания теллура (a) или цинка (b) в стехиометрии падающего вещества. Как показано на рис. 1, из-за отсутствия вращения образца во время роста структуры ZnTe обладали градиентом цвета, что может указывать на неоднородность по толщине. Поэтому спектры эллипсометрических параметров снимались с шагом 5 mm, начиная с первой области и заканчивая третьей, указанных на рис. 2. Также на рис. 3 показаны зависимости ψ от длины волны падающего излучения в случае преобладания теллура или цинка в полученном твердом растворе ZnTe на подложке GaAs (100). Значения энергий, а также длины волн в каждой критической точке указаны в табл. 1. Согласно экспериментальным данным, наиболее информативной оказалась область 1 (рис. 2) выращенных структур.

В нашем случае, как показано на рис. 1 и представлено в табл. 1 и 2, точные энергетические положения особенностей Ван-Хова определялись с помощью спектра ε_2 в области $E > E_g$ ($\lambda < 550$ nm). Сравнение с экстремумами спектра ψ в том же энергетическом диапазоне, по данным табл. 2, показало, что шероховатость меньше всего влияет на смещение точки симметрии E_1 (0.0012 eV или 0.14 nm), а больше всего на $E_1 + \Delta_1$ (0.07 eV или 5.14 nm). Таким образом, показано, что для определения положений критических точек Ван-Хова в целях значительного упрощения расчетной модели достаточно использовать спектр $\psi(\lambda)$, вместо $\varepsilon(\lambda)$ (рис. 1).

Критическая точка E_0 соответствует энергии запрещенной зоны и напрямую связана с собственным поглощением материала. Нагрев образца является причиной возникновения фононных колебаний в кристаллической решетке и приводит к смещению энергетического положения E_0 [17]. Из-за изменения показателя поглощения в объеме материала осцилляции, находящиеся за краем поглощения ($E < E_g$), указывают на интерференцию падающего излучения. При этом увеличение показателя поглощения приводит к уменьшению амплитуды интерференционных осцилляций [18,19]. Обыч-

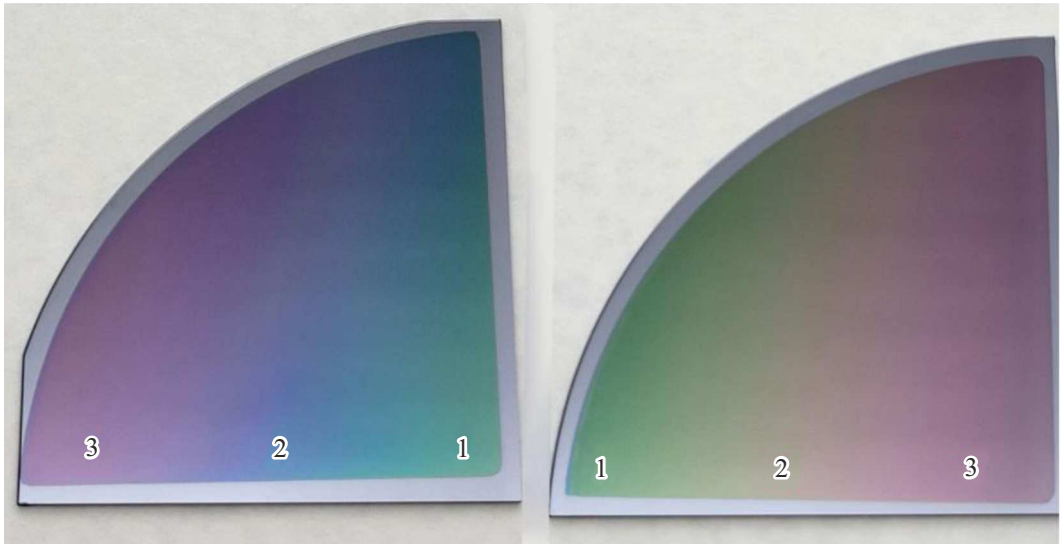

Рис. 2. Фотографии структур ZnTe: (*a*) образец № 22, (*b*) образец № 21. Цифрами отмечены области, в которых проводились эллипсометрические измерения.

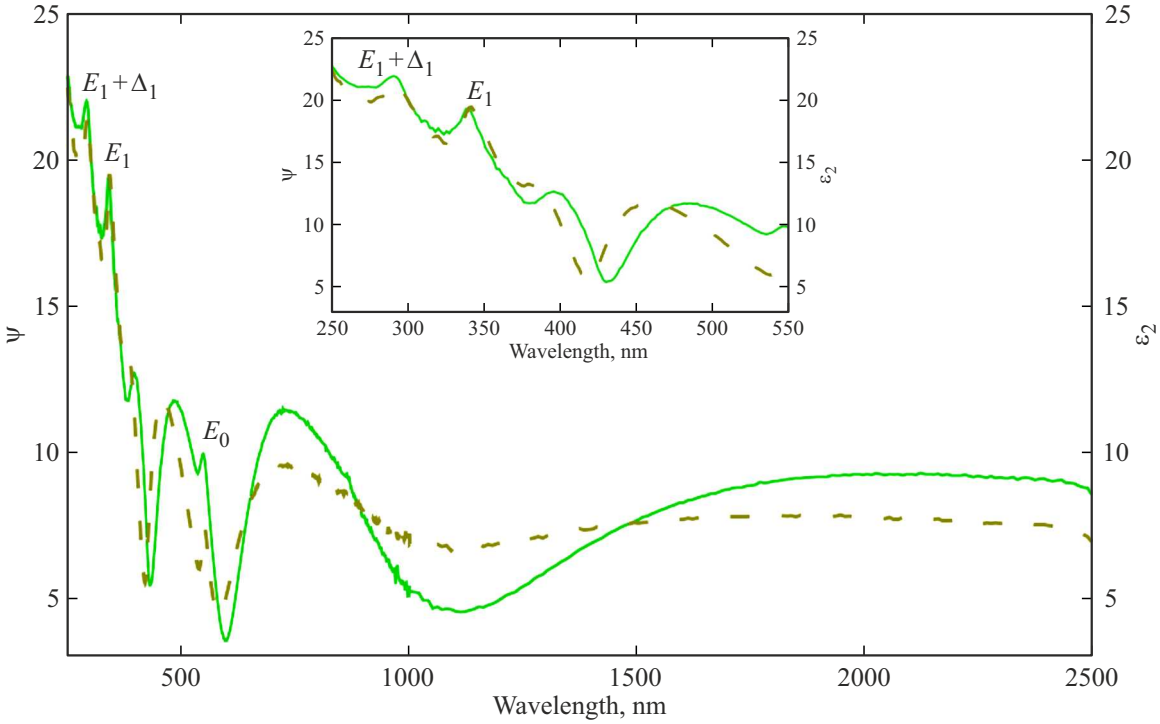

Рис. 3. Зависимость параметра ψ от длины волны падающего излучения. Сплошная кривая — образец № 21, штриховая кривая — образец № 22. Отмечены экстремумы, соответствующие критическим точкам структур.

но в толстых образцах, начиная примерно с 900 nm, край поглощения соответствует началу интерференции в $\psi(\lambda)$ [17,18]. Как показано на рис. 3 и 4, из-за малой толщины пленок ZnTe № 21 и № 22 спектр ψ имеет интерференционные осцилляции также в области непрозрачности пленки ($E > E_g$). Поэтому в явном виде определение E_g не представляется возможным. Таким образом, как показано в настоящей работе, целесообразно идентифицировать край поглощения по спектру ε_2 или показателя поглощения k в области линейного падения пропускания (рис. 1) [13]. Кроме того, дважды ионизированные собственные дефекты, образующиеся в объеме образца особенно вблизи поверхности в случае избыточного цинка в молекулярном потоке соединений A_2B_6 [20], могут приводить к рассеиванию падающего излучения. В свою очередь подобные дефекты могут

Таблица 1. Энергетические положения и длины волн для критических точек, наблюдаемых в образцах ZnTe № 21 и № 22

Критическая точка	№ 21				№ 22			
	ε_2		ψ		ε_2		ψ	
	E, eV	λ, nm	E, eV	λ, nm	E, eV	λ, nm	E, eV	λ, nm
E_0	2.25	550	2.27	546	2.27	546	2.25	550
E_1	3.66	339	3.65	340	3.64	341	3.65	340
$E_1 + \Delta_1$	4.22	294	4.27	290	4.22	294	4.24	292

Таблица 2. Энергетические положения и длины волн критических точек, которые наблюдаются в образце ZnTe № 21 в разных областях пленки, определенные с помощью спектров $\psi(\lambda)$ и $\varepsilon_2(\lambda)$

Критическая точка	Толщина, nm	Длина волны, nm		Энергия, eV	
		ε_2	ψ	ε_2	ψ
E_1	174 196 213	339 342 340	340	3.66 3.63 3.65	3.65
$E_1 + \Delta_1$	174 196 213	294 296 295	290	4.22 4.19 4.2	4.27
E_0	174 196 213	550 553 551	546 556 545	2.25 2.24 2.25	2.27 2.23 2.27

создать дополнительное напряжение в кристаллической решетке [21]. Таким образом, сравнение образцов № 21 и № 22 показало, что действительно край поглощения „размывается“ в области видимого излучения из-за образования акцепторных дефектов в объеме материала (табл. 1 и 2).

Флуктуация температуры в процессе формирования пленки оказывает воздействие на оптическое поглощение в критических точках E_1 и $E_1 + \Delta_1$, но в незначительной степени, поэтому данные точки наилучшим образом подходят для характеризации состава выращенной структуры [19]. При погрешности поддержания температуры подложки во время эпитаксиального роста $\pm 0.5^\circ$ относительное смещение положения критических точек составляет не более 0.03 %.

Указанные в табл. 1 энергетические положения критических точек E_1, $E_1 + \Delta_1$ и E_0 схожи с данными, представленными в литературе [12,22] для данного материала.

Как показано на рис. 3, несмотря на схожий характер зависимости эллипсометрического параметра ψ от длины волны падающего излучения, экстремумы по амплитуде для образцов № 21 и № 22 совпадают только для критической точки E_1. В остальных случаях преобладание теллура в потоке падающего вещества и, следовательно, в структуре ZnTe уменьшает амплитуду интерференционных осцилляций по сравнению со случаем преобладания цинка. Это связано с тем, что переизбыток теллура, присутствующий в объеме выращенной пленки, провоцирует образование дефектов, поглощающих значительную часть излучения. Сравнение зависимостей $\psi(\lambda)$ (рис. 3), полученных от различных областей выращенных структур ZnTe (рис. 2), показывает, что энергетические положения критических точек E_1, $E_1 + \Delta_1$, а также поглощение зависят от соотношения молекулярных потоков цинка и теллура, но не от толщины пленки. На рис. 4, представляющем собой зависимость параметра ψ от длины волны падающего излучения для образца ZnTe № 21, видно, что положения экстремумов E_1, $E_1 + \Delta_1$ в пределах погрешности не зависят от области измерения. Таким образом, эти значения могут быть использованы в качестве оценки степени монокристалличности и стехиометрии состава в бинарном соединении ZnTe.

Различие эллипсометрических спектров параметра ψ образцов ZnTe № 21 и № 22 является следствием особенностей кинетики эпитаксиального роста группы твердых растворов A_2B_6. В случае образца ZnTe № 22 вследствие заполнения оборванных связей галлия атомами теллура изначально на подложке GaAs формируется аморфный теллуровый слой [8,23]. Попадая на поверхность растущей пленки, молекулы ZnTe начинают мигрировать по ней в поисках узлов с минимальной потенциальной энергией и, найдя их, образуют связь с приповерхностными атомами теллура. Из-за избыточного содержания молекул Te_2 в кристаллической структуре

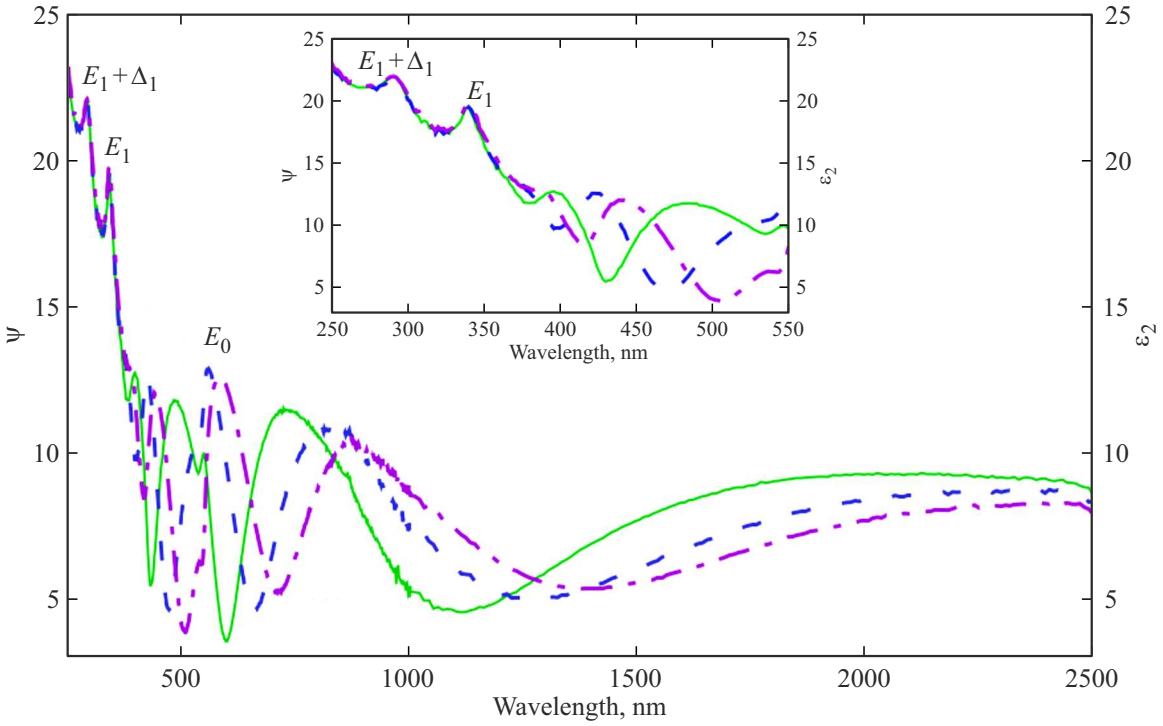

Рис. 4. Зависимость параметра ψ от длины волны падающего излучения для образца ZnTe № 21. Сплошная кривая — первая область пленки, штриховая кривая — вторая область пленки, штрихпунктирная кривая — третья область пленки. Отмечены экстремумы, соответствующие критическим точкам структур.

эпитаксиально растущего слоя образуются преципитаты теллура, которые впоследствии могут образовать кластерные комплексы. Их высокая концентрация, в свою очередь, снижает кристаллическое качество и оптические характеристики слоя ZnTe, поглощая энергию падающего излучения. Поэтому для стабилизации поверхности ZnTe необходимо поддерживать стехиометрию состава Zn : Te большей или равной двум [9]. Для проверки данной гипотезы в случае образца № 21 был увеличен поток падающего бинарного соединения за счет включения в ростовой процесс дополнительного источника цинка. Из рис. 4 видно, что уменьшение поглощения падающего излучения образцом и, следовательно, снижение амплитуды экстремума на эллипсометрическом спектре являются следствиями стабилизации поверхности цинком. Выращенная пленка ZnTe стала более прозрачной для видимого и ИК излучения.

Из рис. 4 видно, что, несмотря на одинаковый характер энергетического расположения критических точек E_1, $E_1+\Delta_1$ в плоскости одного образца, происходит смещение эллипсометрической картины в зависимости от выбора точки измерения (рис. 2). При этом с увеличением толщины пленки амплитуда интерференционных колебаний уменьшается в области прозрачности ($E < E_g$).

Градиент толщины образца № 21 был получен с помощью эллипсометрического метода (табл. 2), а также подтвержден с помощью сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), результаты которой представлены на рис. 5. Как видно из рис. 5, пленка ZnTe является неоднородной по толщине, что хорошо согласуется с эллипсометрическими данными.

Выводы

В настоящем исследовании были проанализированы эллипсометрические спектры параметра ψ образцов с разной стехиометрией состава Zn : Te. Показано, что особенности Ван-Хова E_1, $E_1+\Delta_1$ чувствительны к стехиометрическому составу пленки. Сравнение спектров показало, что преобладание одного из компонентов в соотношении Zn : Te ведет к изменению амплитуды экстремумов. При изменении толщины пленок энергетические положения критических точек не меняются. Поэтому для анализа соотношения потоков Zn : Te достаточно синтезировать относительно тонкую пленку (~ 100 nm). Однако избыточный Zn в соотношении Zn : Te создает дефекты в структуре ZnTe по сравнению со случаем преобладания Te, несмотря на стабилизацию поверхности. Это влияет на точность определения ширины запрещенной зоны. Преобладающий теллур в соотношении Zn : Te увеличивает шероховатость поверхности пленки, поэтому интерференционные экстремумы по амплитуде меньше, чем при избытке цинка. Также энергетическое положение экстремумов, соответствующих критическим точкам в области непрозрачности ($E > E_g$) в зависимо-

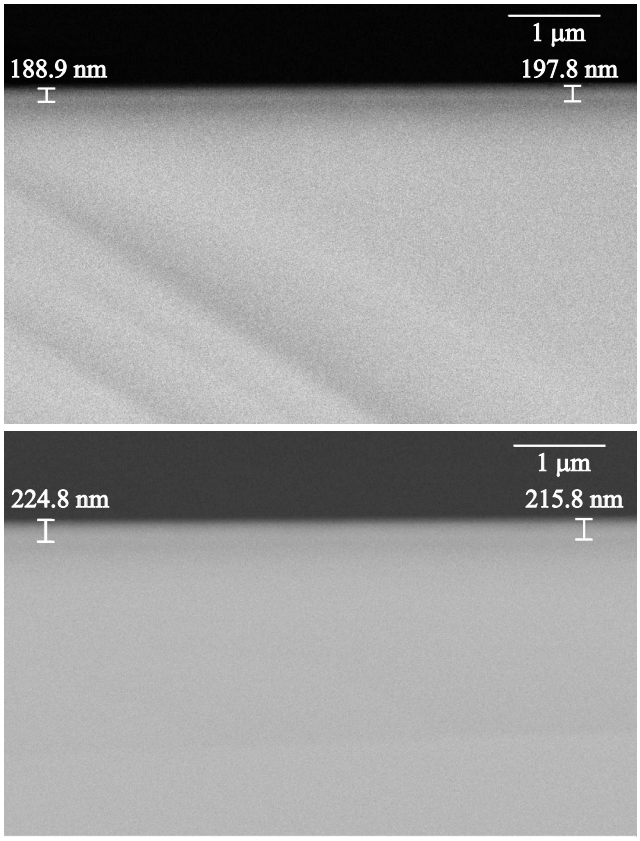

Рис. 5. Результаты определения толщины для образца ZnTe № 21 с помощью растрового электронного микроскопа.

стях $\psi(\lambda)$ и $\varepsilon_2(\lambda)$, совпадает в пределах 0.15 nm для E_1 и 5 nm для $E_1 + \Delta_1$. Следовательно, шероховатость образца больше влияет на длинноволновый сдвиг особенности Ван-Хова $E_1 + \Delta_1$, чем на сдвиг E_1. Таким образом, на основе $\psi(\lambda)$ без использования спектров ε возможно проводить экспресс-анализ стехиометрии состава и оценивать кристаллическое качество пленок ZnTe.

Благодарности

Авторы выражают благодарность инженеру 2-й категории АО „НПО „ОРИОН“ В.А. Малыгину за проведенные СЭМ-измерения.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

[1] F. Hou, Y. Zhang, Y. Zhou, M. Zhang, B. Lv. Sustainability, **14** (18), 11161 (2022). DOI: 10.3390/su141811161
[2] T. Kawanishi. Photonics, **8** (5), 160 (2021). DOI: 10.3390/photonics8050160
[3] D. Wang, M.L. Kuzma, X. Tan, T.C. He, C. Dong, Z. Liu. J. Adv. Drug Delivery Rev., **179**, 114036 (2021). DOI: 10.1016/j.addr.2021.114036
[4] S. Durganjali, S. Bethanabhotla, S. Kasina, S. Radhika. J. Physics: Conf. Ser., **1495**, 012018 (2020). DOI: 10.1088/1742-6596/1495/1/012018
[5] H.L. Liu, C.C. Chen, C.C. Yeh, C.H. Chen, M.Y. Yu, S. Keller, S.P. DenBaars. Chem. Phys. Lett., **345** (3-4), 245-251 (2021). DOI: 10.1016/S0009-2614(01)00858-2
[6] V.S. Varavin, S.A. Dvoretskii, N.N. Mikhailov, V.G. Remesnik, I.V. Sabinina, Yu.G. Sidorov, V.A. Shvets, M.V. Yakushev, A.V. Latyshev. Optoelectron. Instrument. Data Process., **56**, 456-469 (2020). DOI: 10.3103/S8756699020050143
[7] H. Singh, T. Singh, J. Sharma. ISSS J. Micro Smart Syst., **7**, 123-143 (2018). DOI: 10.1007/s41683-018-0026-2
[8] R.D. Feldman, R.F. Austin, A.H. Dayem, E.H. Westerwick. Appl. Phys. Lett., **49**, 797, 1986. DOI: 10.1063/1.97550
[9] R.D. Feldman, R.F. Austin, P.M. Bridenbaugh, A.M. Johnson, W.M. Simpson, B.A. Wilson, C.E. Bonner. J. Appl. Phys., **64**, 1191 (1988). DOI: 10.1063/1.341883
[10] Т. Мосс, Г. Баррел, Б. Эллис. *Полупроводниковая оптоэлектроника* (Мир, М., 1976), с. 56.
[11] К.В. Шалимова. *Физика полупроводников* (Энергоатомиздат, М., 1985), изд. 3, с. 302.
[12] V.A. Shvets, M.V. Yakushev. Opt. Spectrosc., **92** (5), 780-783 (2002). DOI: 10.1134/1.1481146
[13] F. Ahmed, A.E. Naciri, J.J. Grob, M. Stchakovsky, L. Johann. Nanotechnology, **20**, 305702 (2009). DOI: 10.1088/0957-4484/20/30/305702
[14] E.D. Palik. *Handbook of optical constants of solids* (Academic Press, USA, 1998), V. 1–3, P. 798.
[15] V. Gupta, A. Mansingh. J. Appl. Phys., **80**, 1063-1073 (1996). DOI: 10.1063/1.362842
[16] В.А. Швец, Д.В. Марин, В.Г. Ремесник, И.А. Азаров, М.В. Якушев, С.В. Рыхлицкий. Опт. и спектр., **128** (12), 1815-1820 (2020). DOI: 10.21883/OS.2020.12.50315.349-20
[17] D.V. Marin, V.A. Shvets, I.A. Azarov, M.V. Yakushev, S.V. Rykhlitskii. Infrared Phys. Technol., **116**, 103793 (2021). DOI: 10.1016/j.infrared.2021.103793
[18] В.А. Швец, Д.В. Марин, М.В. Якушев, С.В. Рыхлицкий. ФТП, **57** (6), 469-475 (2023). DOI: 10.61011/FTP.2023.06.56476.5278
[19] В.А. Швец, И.А. Азаров, Д.В. Марин, М.В. Якушев, С.В. Рыхлицкий. ФТП, **53** (1), 137-142 (2019). DOI: 10.21883/FTP.2019.01.47001.8947
[20] F.T.J. Smith. J. Phys. Chem. Sol., **32** (9), 2201-2209 (1971). DOI: 10.1016/S0022-3697(71)80398-0
[21] I. Horichok, T. Parashchuk, M. Pylyponiuk, O. Soroka, M. Voloshynovych. J. Crystal Growth, **486**, 10-18 (2018). DOI: 10.1016/j.jcrysgro.2017.12.039
[22] K. Sato, S. Adachi. J. Appl. Phys., **73**, 926-931 (1993). DOI: 10.1063/1.353305
[23] G. Cohensolar, F. Bailly, M. Barbe. Appl. Phys. Lett., **49**, 1519 (1986). DOI: 10.1063/1.97320