

УДК 537.311.33:548.25

Янус ФРИДЕНТАЛ\*, Хиллар КОППЕЛ\*, Ирина ЛЫЧАГИНА\*,  
Койдула ПИЙР\*, Ильмар РАММО\*\*, Вяйно САММЕЛСЕЛЪГ\*, Калле  
ХАНСЕН\*\*, Евгений КАРАТАЕВ\*\*\*, Илларион ФЕЩЕНКО\*\*\*

## ВЫРАЩИВАНИЕ ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ ПЛЕНОК ТЕЛЛУРИДА ЦИНКА ТЕРМИЧЕСКИМ РАЗЛОЖЕНИЕМ ПАРОВ ДИЭТИЛЦИНКА И ДИМЕТИЛТЕЛЛУРА

(Представил Г. Лийдья)

Исследован процесс и установлены оптимальные условия получения пленок ZnTe в системе  $(C_2H_5)_2Zn-(CH_3)_2Te-H_2$ . Изучена зависимость дефектности ГС ZnTe/GaSb от толщины слоя ZnTe. Показано, что уровень релаксации упругих напряжений в ГС ZnTe/GaSb зависит и от времени пребывания структуры около температур эпитаксии. В структурах с относительно толстыми эпитаксиальными слоями уровень релаксации упругих напряжений является «равновесной». Эволюция формы спектров свечения, а также характер увеличения интенсивности люминесценции при возрастании толщины пленки ZnTe показывают, что выращенная пленка неоднородная по глубине и слою, лежащие близко ( $d < 0,48$  мкм) к гетерогранице, имеют весьма несовершенную кристаллическую структуру.

Теллурид цинка является одним из перспективных соединений при создании различных оптоэлектронных приборов, работающих в видимой области спектра, например, светодиодов и полупроводниковых лазеров. Этим обстоятельством объясняется интерес к выращиванию тонких пленок ZnTe различными методами [4]. В настоящей работе изучается выращивание пленок ZnTe методом термического разложения паров металлоорганических соединений в потоке водорода при атмосферном давлении, а также некоторые физические свойства полученных пленок.

Выращивание пленок ZnTe проводилось в установке с горизонтальным кварцевым реактором, в котором находился графитовый блок, обогреваемый снизу печью сопротивления. Опыты проводились при температурах от 300 до 450°C. Основная серия опытов проведена при 400°C.

Пары исходных компонентов диметилтеллура и диэтилцинка переносились регулируемым потоком водорода в зону роста из испарителей, находящихся при температурах —9 и 20°C соответственно. Применяемый электролизный водород был очищен с помощью диффузионного очистителя водорода ОДВ-4. Для регулировки газовых потоков через испарители использовался регулятор расхода газа ЕК-23.

Скорость роста слоев определяли по привесу подложки, а также в отдельных случаях изменением толщин пленок с помощью растрового электронного микроскопа JXA-50A. Морфологию поверхности слоев изучали с помощью оптического и электронного микроскопов.

\* Eesti Teaduste Akadeemia Füüsika Instituut (Институт физики Академии наук Эстонии). 202400 Tartu, Riia 142. Estonia.

\*\* Tartu Ülikool (Тартуский университет). 202400 Tartu, Ulikooli 18. Estonia.

\*\*\* НИИ химии при Нижне-Новгородском государственном университете. 603600 Нижний Новгород, проспект Гагарина 23, корп. 5. РСФСР.

Рентгеновские исследования структур ZnTe/GaSb проводились на дифрактометре ДРОН-1 и на двухкристалльном рентгеновском спектрометре УРДТ с высокотемпературной камерой [5], позволяющей проводить измерения в диапазоне температур 20—600°C. Было использовано  $\text{CuK}_{\alpha 1}$ -излучение.

Фотолюминесценция структур ZnTe на подложке GaSb была исследована при температуре 4,2 К. Люминесценция пленки ZnTe возбуждалась длиной волны 488,9 нм аргонового лазера ЛГН-106М и регистрировалась охлажденным ФЭУ-84.

Люминесценция подложки и длинноволновая люминесценция ZnTe возбуждались длинами волн 488,9 нм и 514,5 нм лазера ЛГН-106М, а также длиной волны 632,8 нм гелий-неонового лазера ЛГ-75. Приемником излучения в длинноволновой области спектра было использовано фотоспротивление PbS. Во всех экспериментах возбуждающее излучение модулировалось обтюратором, а сигнал от приемников усиливался селективным нановольтметром типа 237 и регистрировался с помощью синхронного детектора типа 232В.

Спектральным прибором служил монохроматор фирмы «Jobin-Yvon» THR-1500.

Подложками служили полированные монокристаллические пластинки из GaSb, ориентированные по (100), а в некоторых случаях также GaAs. Непосредственно перед загрузкой в реактор подложки GaSb подвергались химической полировке в травителе 30%-ной винной кислотой,  $\text{H}_2\text{O}_2$  и HF в соотношении 20:15:1, а подложки GaAs —  $\text{H}_2\text{SO}_4$ ,  $\text{H}_2\text{O}_2$  и  $\text{H}_2\text{O}$  в соотношении 4:1:1.

Для определения оптимальной температуры роста слоев ZnTe был проведен ряд опытов при различных температурах графитовой подставки, температура которой определялась с помощью платино-платинородиевой термпары. Заметный рост слоев отмечен при температурах подставки выше 300°C. Скорость роста увеличивалась с повышением температуры до 400°C. Дальнейшее повышение температуры до 450° приводило к резкому ухудшению поверхности пленок вплоть до роста мелких призм и усиков.

Оптимальный расход общего водорода был предварительно выбран путем наращивания слоев ZnTe на полированные кварцевые пластинки, покрывающие всю поверхность графитовой подставки. Был найден расход водорода, при котором толщина слоя, измеренная спектрофотометром «Srecord M 40», была наиболее равномерной по всей поверхности пластинки. При исследованиях более детальной зависимости толщины и кристаллической структуры слоев ZnTe от общего расхода водорода ( $Q_{\text{H}_2}$ ) через реактор было установлено, что при линейных скоростях течения газа над подставкой ( $V_{\text{Г}} \leq 5$  см/сек) слои получались в основном поликристаллическими и крайне неоднородными даже тогда, когда скорость роста слоев составляла 50% от наблюдаемой в оптимальных условиях. Можно предположить, что при относительно небольших линейных скоростях течения газа осаждение поликристаллических слоев связано с протеканием гомогенного процесса в газовой фазе.

Были установлены оптимальные условия роста монокристаллических эпитаксиальных слоев ZnTe при 400°C:  $Q_{\text{H}_2} \sim 4$  л/мин ( $V_{\text{Г}} \sim 11$  см/сек) и средняя скорость роста слоев  $W \sim 0,35$  мкм/час. При этом расход водорода через испарители диэтилцинка и диметилтеллура составлял 8 и 10 мл/мин соответственно.

При выращивании пленок ZnTe с явным избытком диэтилцинка или диметилтеллура в газовой смеси на стенках реактора между нагреваемой графитовой подставкой и системой выхода газов появлялся темный налет цинка или теллура, наличие которых определялось химическим анализом. Для выращивания пленок в первом приближении соотноше-

ние диэтилцинка и диметилтеллура подбирали так, чтобы на стенках реактора не наблюдалось темного налета цинка или теллура. В таких условиях соотношение расходов водорода через испарители диэтилцинка и диметилтеллура составляло приблизительно 4:5. Проведенные в оптимальных условиях эксперименты показали, что зависимость толщины слоя пленки от времени роста (рис. 1) имеет линейный характер и что средняя скорость роста составляет 0,3 мкм/ч.

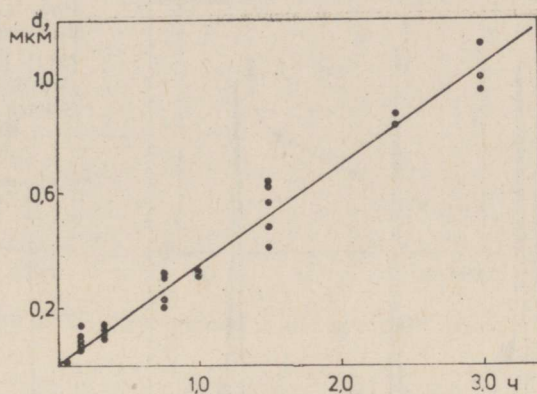


Рис. 1. Зависимость толщины пленки ZnTe от длительности выращивания.

Поверхность полученных слоев толщиной до нескольких десятых микрометра зеркально гладкая. По мере роста толщины слоя на поверхности появляется некоторая неровность (рис. 2 а, б).

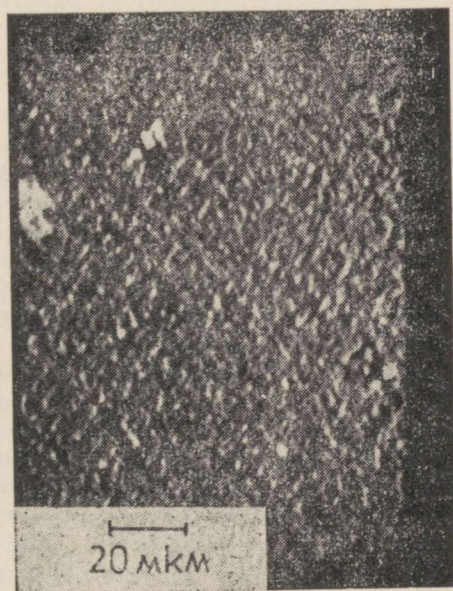
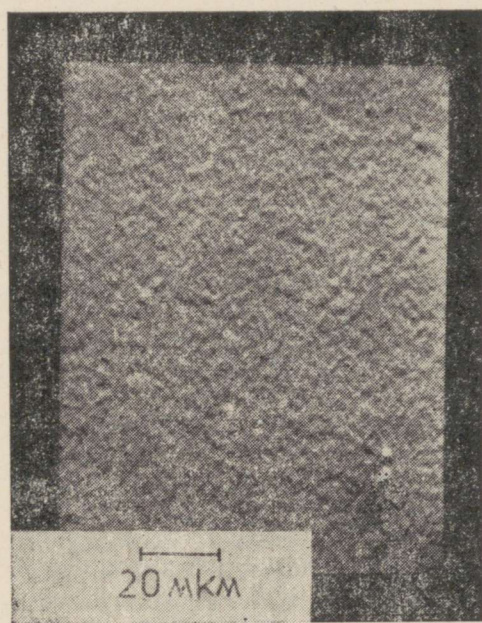


Рис. 2. Поверхность пленок ZnTe с различным временем выращивания; а — 45 мин, б — 3 ч.

Постоянная решетки ZnTe при комнатной температуре определялась по несоответствию постоянных решетки (НПР) подложки и пленки гетероструктуры (ГС) ZnTe/GaSb ( $0,61024 \pm 0,00005$  нм). При расчетах пользовались методикой определения НПР  $\Delta a/a$  [6] и результатами работы [7]. В ходе рентгеновских исследований было установлено, что полуширина  $\omega$  кривых отражения от кристаллической плоскости (400) эпитаксиальной пленки ZnTe (рис. 3) находится в пределах 170—370 угловых секунд.

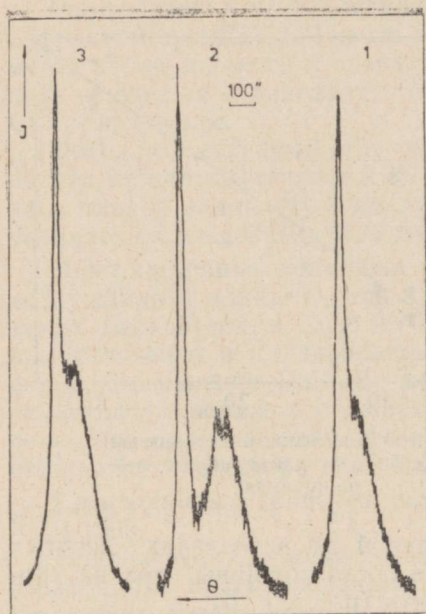


Рис. 3. Кривые отражения, полученные для ГС ZnTe-GaSb (отражения  $\{511\}$  (1),  $\{511\}$  (2) и  $\{400\}$  (3)). Левый пик соответствует подложке, правый — пленке,  $J$  — интенсивность,  $\theta$  — угол сканирования.

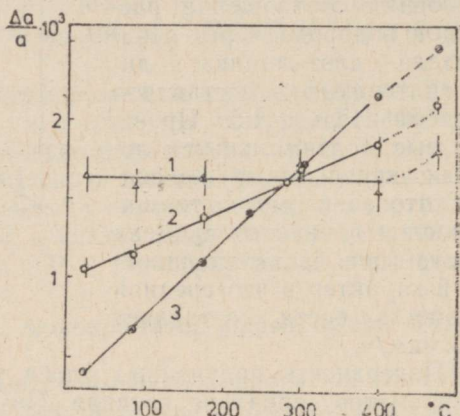


Рис. 4. Зависимость  $\Delta a''/a$  (1),  $(\Delta a/a)_0$  (2) и  $\Delta^+ a/a$  (3) от температуры.

Усредненные результаты расчетов высокотемпературных исследований НПР, полученные на основе обработки 133 разных кривых отражения одного объекта ZnTe/GaSb толщиной пленки 1,6 мкм (объект 177/2), снятых при разных температурах, позволили найти зависимость относительного несоответствия параметра решетки от температуры (рис. 4). На рис. 4  $\Delta a''/a$  и  $\Delta^+ a/a$  имеют параллельное и перпендикулярное направления относительно гетерограницы;  $(\Delta a/a)_0$  — НПР свободного (недеформированного) слоя и подложки. По зависимостям НПР от температуры были найдены разности коэффициентов линейного расширения (КЛР)  $\Delta\alpha$  ГС ZnTe/GaSb и  $\alpha^{\text{ZnTe}}$  в интервале 23–476°C [8]. При температуре 23–405°C  $\Delta\alpha = (2,23 \pm 0,05) \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$  и  $\alpha = (8,8 \pm 0,2) \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$  не зависят от температуры. Найденный нами КЛР для ZnTe в пределах ошибки совпадает с таковым из [9] и достаточно близок по значению к коэффициенту из [10].

Получено (рис. 4), что в данной ГС ZnTe/GaSb (толщина пленки 1,6 мкм)  $\Delta a''/a = (1,62 \pm 0,12) \cdot 10^{-3}$  и при нагреве до 400°C, а также после охлаждения до 23°C не изменяется. Следовательно, релаксация напряжений несоответствия (НН) происходит в данной ГС в основном при выращивании ГС при температуре эпитаксии  $T_3$ . В процессе нагрева обратимой является и величина полуширины  $\omega$ , которая с повышением температуры несколько увеличивается. Полученные результаты показывают, что при анализе напряженного состояния ГС ZnTe/GaSb необходимо учитывать кроме НН их релаксацию, а также термические напряжения, которые имеют в данной системе противоположный знак к НН. Например, для структуры с  $d_1 = 1,6$  мкм деформация при 400°C  $\Sigma \approx 0,3 \cdot 10^{-3}$  и при  $T \approx 23^\circ\text{C}$   $\Sigma \approx -0,6 \cdot 10^{-3}$ , а для ГС с  $d_1 = 0,11$  мкм эти значения соответственно  $2,0 \cdot 10^{-3}$  и  $1,1 \cdot 10^{-3}$ .

Искажение решетки пленки ZnTe характеризуется относительно большой величиной  $\omega$ , которая с увеличением  $d_1$  несколько уменьшается (рис. 5). Следовательно, поверхностные слои пленки ZnTe являются более совершенными. По рентгенодифракционным и топографическим исследованиям можно сделать вывод, что аналогично пленке ГС ZnSe/

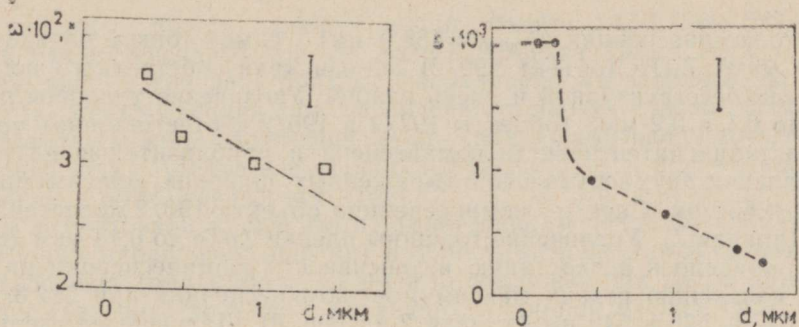


Рис. 5. Зависимость  $\omega$  (а) при  $20^\circ\text{C}$  и деформации  $\Sigma$  (б) при  $400^\circ\text{C}$  от  $d_1$ .

/GaAs [11], слои ZnTe состоят из слегка разориентированных участков, размеры которых меньше нескольких микрометров. Величина наклона этих участков достигает  $5'$ .

Из рис. 5—7 видно, что основная релаксация НН начинается со значений  $d_1 > 0,23$  мкм, выше которой происходят резкое увеличение значения компонента НПР  $\Delta a''/a$ , уменьшение деформации  $\Sigma$  и стабилизация кривизны  $\kappa$  ГС при  $T_3$ . Расчеты линий 1—3 на рис. 7 проведены в простейшем приближении по формуле Стоуни:  $\kappa = 6d_1d_2\Sigma/(d_1+d_2)^3$ , где  $d = 400$  мкм — толщина подложки;  $\Sigma \approx (\Delta a^1/a - \Delta a''/a)/2$  найден по [6];  $\kappa = \kappa_{\max}$  при условии  $\Delta a'' = 0$ . Для малых толщин ( $d_1 \leq 0,23$  мкм)  $\kappa$  при комнатной температуре равна  $\kappa_{\max}$  при  $T_3$  (рис. 7). Следовательно, при малых толщинах пленки напряжения, наблюдаемые при комнатных температурах в ГС, несколько больше, чем рассчитанные по формуле Стоуни. Далее, с увеличением  $d_1$   $\kappa$  ГС вследствие релаксации НН уменьшается и зависимости линий 3 и 4  $\kappa(d_1)$  будут находиться ниже линий 1 и 2. Максимально упругие НН  $\sigma_{\max}$  в пленке ZnTe при  $T_3$  для ГС с  $d_1 = 0,23$  мкм равны  $1,3 \cdot 10^8$  Н/м<sup>2</sup>. При охлаждении  $\sigma_{\max}$  уменьшается линейно соответственно уменьшению НПР ГС. Кроме того, начиная с толщины пленки ZnTe  $\sim 1$  мкм наблюдаемое искривление ГС при комнатной температуре практически не зависит от толщины пленки.

Основной целью спектральных исследований было установление зависимости люминесцентных свойств структуры от толщины пленки ZnTe. Установление такой зависимости позволяет уточнить свойства (структуру) пленки, а также лучше понять сам процесс ее роста.

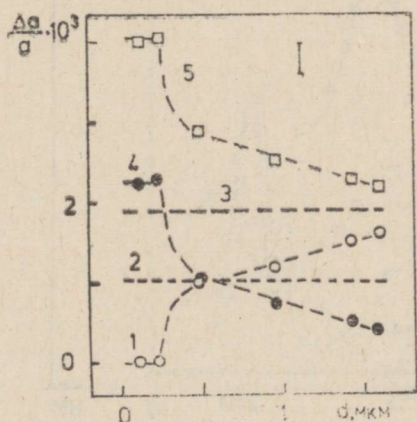


Рис. 6. Зависимость  $\Delta a''/a$  (1),  $(\Delta a/a)_0$  (2),  $\Delta^1 a/a$  (4) при  $T = 20^\circ\text{C}$  и  $(\Delta a/a)_0$  (3),  $\Delta^1 a/a$  (5) при  $T = 400^\circ\text{C}$  от  $d_1$ .

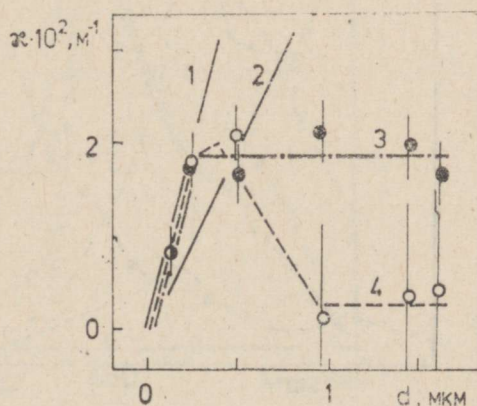


Рис. 7. Зависимость  $\kappa_{\max}$  (1),  $\kappa$  (3) при  $400^\circ\text{C}$  и  $\kappa_{\max}$  (2),  $\kappa$  (4) при  $20^\circ\text{C}$  от  $d_1$ .

Фотолюминесценция ( $\lambda_{\text{возб}} = 488,9 \text{ нм}$ ) самой тонкой пленки ( $d_1 \approx 0,01 \text{ мкм}$ ) ZnTe (объект 199/2) вблизи края собственного поглощения была бесструктурной и очень слабой. Увеличение толщины пленки ZnTe до 0,1 и 0,2 мкм (объекты 197/2 и 196/2 соответственно) привело к возрастанию интенсивности люминесценции приблизительно на порядок и проявлению двух весьма слабо выраженных широких максимумов около 521 и 534 нм. Спектр люминесценции объекта 196/2 представлен на рис 8 (кривая 1). Увеличение толщины пленки ZnTe до 0,48 мкм (объект 195/2) привело к возрастанию интенсивности люминесценции на порядок и появлению резких максимумов люминесценции при 522,8, 523,8, 525,9, 527,1, 536 и 542 нм (кривая 2 на рис. 8). Дальнейшее увеличение толщины пленки ZnTe до 1,4 мкм (объект 192/2) привело к увеличению интенсивности люминесценции еще на порядок, однако форма спектра осталась без существенных изменений. На кривой 3 наблюдаются те же максимумы, которые имеются на кривой 2.

Отметим, что форма спектров люминесценции пленок ZnTe весьма чувствительна к материалу подложки, а также к условиям выращивания пленок [12, 13]. Это подтвердил и наш опыт. Из перечисленных полос свечения только две (525,9 и 523,8 нм) совпадают с описанными в [12] для пленки ZnTe, выращенной на GaSb. Полуширины полос свечения, полученных в настоящей работе, превышают примерно в три раза полуширины аналогичных полос, описанных в [12, 13]. Одной причиной этому может быть меньшая толщина исследованных нами пленок.

Описанная эволюция формы спектров свечения при изменении толщины пленки ZnTe (см. рис. 8) показывает, что выращенная пленка неоднородная по глубине. Можно заключить, что в начальной стадии роста образуется пленка с весьма несовершенной кристаллической структурой (не допускающая образования центров свечения). Лишь после достижения толщины 0,48 мкм часть пленки приобретает кристаллическую структуру, достаточно совершенную для образования центров свечения ZnTe. Предположение о том, что слой определенной толщины, прилегающий к подложке, не люминесцирует в полосах свечения ZnTe (см. кривые 2 и 3 рис. 8), позволяет объяснить также быстрый рост интенсивности люминесценции при возрастании толщины слоя.

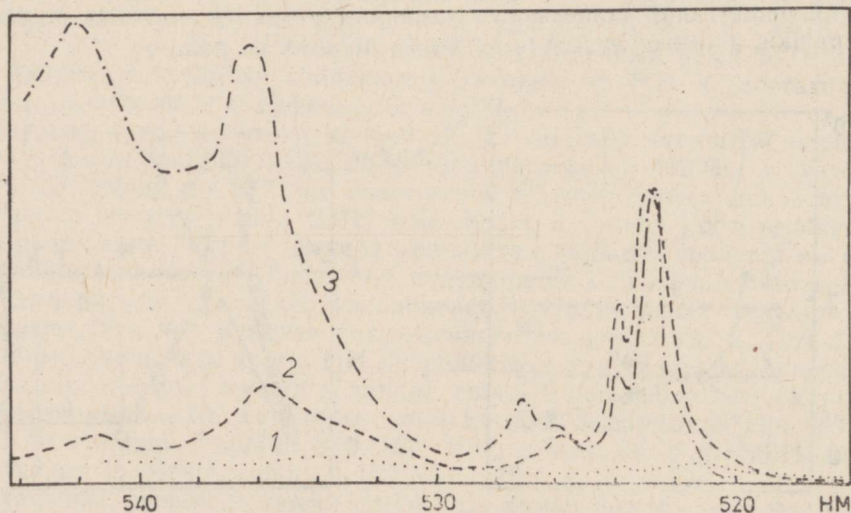


Рис. 8. Спектры фотолюминесценции при температуре 4,2 К и возбуждении излучением 488,9 нм структуры ZnTe-GaSb с различной толщиной пленки ZnTe: 1 — 0,2 мкм; 2 — 0,48 мкм; 3 — 1,4 мкм.

Так, например, полоса люминесценции объекта 192/2 при 522,8 нм в десять раз интенсивней той же полосы объекта 195/2, хотя толщина первого лишь в три раза больше. Сверхлинейному возрастанию интенсивности люминесценции при увеличении толщины пленки может способствовать также  $p-p$ -гетеропереход ZnTe—GaSb ввиду того, что может происходить утечка электронно-дырочных пар из более широкозонного ZnTe в более узкозонную GaSb.

Мы исследовали также фотолюминесценцию структуры ZnTe/GaSb (со стороны наращенной пленки) в области основной полосы примесного поглощения (при 1,603 мкм)  $p$ -GaSb подложки. На рис. 9 приведены спектры свечения структур с различной толщиной пленки ZnTe. Длина волны возбуждающего излучения 488,9 нм. Спектр самой тонкой структуры (объект 199/2), представленной на рис. 9 (кривая 1), практически совпадает со спектром подложки (тыльная сторона этой же структуры). При более толстых пленках (объекты 197/2 и 196/2) к примесной полосе  $p$ -GaSb добавляется как наиболее коротковолновое, так и наиболее длинноволновое свечения, связанные с пленкой ZnTe. Структура с самой толстой пленкой ZnTe (объект 192/2) уже не имеет отдельно стоящей полосы  $p$ -GaSb, а светится при более длинных волнах (кривая 4 на рис. 8). Подобная эволюция спектров происходит и при возбуждении структур длиной волны 514,5 нм. Нетрудно понять, что форма той части спектра свечения, которая добавляется к свечению GaSb зависит от толщины пленки ZnTe. Это подтверждает сделанный ранее вывод, что пленка ZnTe не однородная по глубине.

Дополнительное исследование показало, что спектр фотолюминесценции структуры зависит в некоторой мере и от времени прокалики ее в реакторе. На рис. 9 (кривая 5) приведен спектр фотолюминесценции структуры (объект 227/2, толщина пленки ZnTe 0,1 мкм), на которой пленка ZnTe выращивалась в течение 20 мин (в течение такого же времени выращивался объект 197/2), а затем без перерыва прокаливалась при этой же температуре еще 160 мин (в течение такого же времени выращивался объект 192/2). Бросается в глаза заметное расхождение спектров объектов 197/2 и 227/2, несмотря на то что их толщины почти одинаковые. Как показали рентгенодифракционные и топографические исследования во время прокаливания объекта 227/2 в данной ZnTe/GaSb структуре происходит релаксация упругих напряжений, о чем

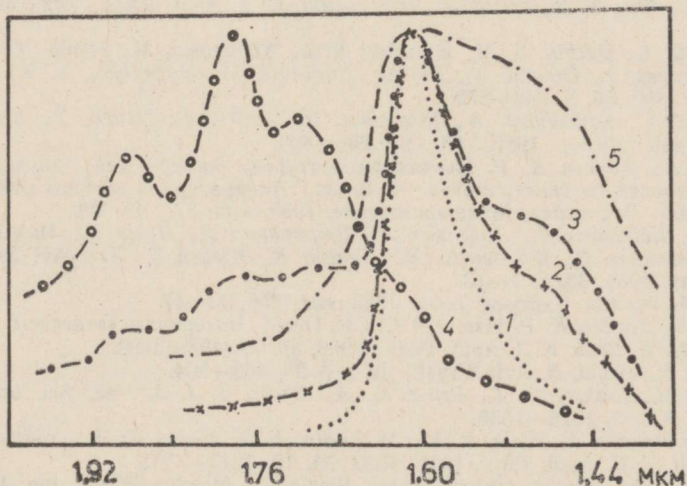


Рис. 9. Спектры основной примесной фотолюминесценции при температуре 4,2 К и возбуждении излучением 488,9 нм структуры ZnTe-GaSb с различной толщиной пленки ZnTe: 1 — 0,01 мкм, 2 — 0,11 мкм, 3 — 0,23 мкм, 4 — 1,42 мкм, 5 — 0,12 мкм.

свидетельствует появление в структуре  $\Delta a''/a$  и соответственно уменьшение  $\Delta a^+/a$ , а также изменения наблюдаемых на топограммах дефектов. Исследование основной примесной полосы структур ZnTe/GaSb при 1,603 мкм выявило еще одну особенность. Оказывается, что эта полоса, возбужденная и измеренная со стороны пленки ZnTe, систематически интенсивнее той же полосы, возбужденной и измеренной со стороны протравленной подложки. При этом самое большое отношение интенсивностей (почти 6) получается для объекта 197/2 (толщина ZnTe 0,2 мкм) при возбуждении длиной волны 514,5 нм. Если пленка тоньше (0,01 мкм) и толще (0,48 мкм), то это отношение меньше. При длине волны возбуждающего света 632,8 нм указанное отношение интенсивностей менее двух и практически не зависит от толщины пленки. Описанное увеличение интенсивности примесной полосы GaSb, покрытой тонкой пленкой ZnTe, по сравнению с интенсивностью той же полосы, но не покрытой пленкой указывает по крайней мере на два обстоятельства. Во-первых, увеличение интенсивности свечения  $p$ -GaSb при возбуждении его непоглощающим в ZnTe излучением длиной волны 632,8 нм свидетельствует об увеличении выхода свечения. Это может происходить за счет заметного уменьшения эффективности безызлучательной рекомбинации на поверхности GaSb при выращивании слоя ZnTe.

Во-вторых, при возбуждении структуры излучением 488,9 или 514,5 нм (поглощающим в ZnTe) происходит увеличение свечения GaSb за счет перехода генерированных в ZnTe электронно-дырочных пар в GaSb через гетерограницу ZnTe—GaSb. Конечно, возрастание интенсивности свечения в GaSb под пленкой ZnTe возможно лишь в том случае, когда генерация электронно-дырочных пар ZnTe эффективнее, чем в GaSb.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Takeda, T., Kurosu, T., Lida, M. Surface Sci., 1986, 174, 548—549.
2. Chu, T. L., Chu, S. S., Firszt, F., Herrington, C. J. Appl. Phys., 1986, 59, 4, 1259—1263.
3. Mathine, D. L., Durbin, S. M., Gunshor, R. L., Kobayashi, M., Menke, D. R., Pei, Z., Gonsalves, J., Otsuka, N., Fu, Q., Hagerott, M., Nurmikko, A. V. Appl. Phys. Lett., 1989, 55, 3, 268—270.
4. Tokumitsu, Y., Kawabuchi, A., Kitayama, H., Imura, T., Osaka, Y., Nishiyama, F. J. Appl. Phys., 1989, 66, 2, 896—899.
5. Tunn X. Л., Хансен К. Р. Высокотемпературная камера для двухкристального рентгеновского спектрометра. — В кн.: Аппаратура и методы рентгеновского анализа. Ленинград, Машиностроение, 1988, вып. 37, 97—99.
6. Аарик Я., Береманн Я., Долгинов Л., Дружинина Л., Лыук П., Мильвидский М., Саммельсельг В., Фриденгал Я., Хансен К., Югова Т. Изв. АН ЭССР. Физ. Матем., 1984, 33, 1, 1—13.
7. Хаав А. А. Уч. зап. Тартуск. ун-та, 1983, вып. 655, 43—47.
8. Tunn X. Л., Хансен К. Р. Изв. АН СССР. Неорг. материалы (в печати).
9. Holland, H. J., Beck, K. J. Appl. Phys., 1968, 39, 7, 3498—3499.
10. Singh, H. P., Dayal, B. Acta Cryst., 1970, A 26, 363—364.
11. Qadri, S. B., Jonker, B. T., Prinz, G. A., Krebs, J. J. J. Vac. Sci. and Technol., 1988, A 6, 3, 1526—1530.
12. Rajakarunanayake, Y., Cole, B. H., McCaldin, J. O., Chow, D. H., Södnström, J. R., McGill, T. C. Appl. Phys. Lett., 1989, 55, 12, 1217—1219.
13. Mitsuhiro Nishio, Hiroshi Ogawa, Taitau Nishinaga, Masako Washijama. Jap. J. Appl. Phys., 1986, 28, 10, 1470—1474.

Поступила в редакцию  
25/II 1991



*Jaanus FRIEDENTHAL, Hillar KOPPEL, Irina LÖTSAGINA, Koidula PIIR, Ilmar RAMMO, Väino SAMMELSELG, Kalle HANSEN, Jevgeni KARATAJEV, Illarion FESTSENKO*

### **TSINKTELLURIIDI EPITAKSIAALKILEDE KASVATAMINE DIETÜULTSINGI JA DIMETÜULTELLURIIDI AURUDE TERMILISEL LAGUNDAMISEL**

On uuritud ZnTe kilede kasvatamist süsteemis  $(C_2H_5)_2Zn-(CH_3)_2Te-H_2$ , kindlaks tehtud protsessi optimaalsed tingimused ja vaadeldud ZnTe/GaSb heterostruktuuride defektsuse sõltuvust ZnTe kilede paksusest. On näidatud, et elastsete pingete relaksatsiooni tase sõltub muu hulgas struktuuri epitaksiaaltemperatuuri lähedastel temperatuuridel viibimise ajast ja et suhteliselt paksude ZnTe kihtidega struktuurides on see «tasa-kaaluline». Kiirgusspektrite kuju evolutsioon, samuti luminesentsi intensiivsuse kasvu iseloom ZnTe kile paksuse kasvamisel näitavad, et kasvatatud kile on ebaühtlane sügavuti ja et kihid, mis asetsevad heterosiirde läheduses ( $d < 0,48 \mu m$ ), on väga ebaühtliku kristallstruktuuriga.

*Jaanus FRIEDENTHAL, Hillar KOPPEL, Irina LÖTSAGINA, Koidula PIIR, Ilmar RAMMO, Väino SAMMELSELG, Kalle HANSEN, Jevgeni KARATAJEV, and Illarion FESTSENKO*

### **GROWTH OF ZINTELLURIDE EPITAXIAL LAYERS BY THERMAL DECOMPOSITION OF DIETHYLZINC AND DIMETHYLTELLURIDE VAPOURS**

Metal organic vapour phase epitaxy of thin ZnTe films in the system  $(C_2H_5)_2Zn-(CH_3)_2Te-H_2$  has been investigated. Under optimum conditions, single-crystal ZnTe films could be produced. The crystal quality of the grown ZnTe layers was studied as a function of epilayer thickness. It is shown that the elastic strain relaxation depended on the time during which the structure was at near-epitaxial temperatures, and that in the structures with thick ZnTe films it had an «equilibrium» value.

It was observed that the shape and the relative intensity of the luminescence spectrum were strongly dependent on the thickness of the ZnTe layer. The films thinner than  $0.48 \mu m$  were of a very poor crystal quality.