

Д. Н. Придачин, Ю. Г. Сидоров, М. В. Якушев, В. А. Швец

(Новосибирск)

### КИНЕТИКА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЙ РОСТА ПЛЕНОК ZnTe НА Si(013)

Методами эллипсометрии, дифракции быстрых электронов и электронной оже-спектроскопии исследовались начальные стадии формирования эпитаксиальных пленок ZnTe на подложках Si(013) : As. Показано, что кинетика роста пленки ZnTe описывается моделью зарождения и роста центров кристаллизации. Температурная зависимость скорости зарождения  $J$  хорошо аппроксимируется прямой линией в координатах  $\ln(J), 1/(\Delta T)^2 T$ , что указывает на лимитирующую роль образования зародышей критического размера. Рассчитано значение увеличения поверхностной энергии при зарождении ZnTe, равное 40 эрг/см<sup>2</sup>. Оценочный расчет значения поверхностной энергии чистого ZnTe(001) дает 490 эрг/см<sup>2</sup>. Разница между двумя значениями энергии может быть обусловлена адсорбцией компонентов осаждаемого материала, снижающей избыточную энергию процесса увеличения поверхности.

**Введение.** Ключевая проблема при гетероэпитаксии – снижение плотности прорастающих дислокаций. В основе этого явления лежит формирование в гетеропереходе сетки дислокаций несоответствия, вызванное различием параметров решеток сопрягаемых материалов. В зависимости от механизма формирования гетероэпитаксиального слоя большая или меньшая часть дислокаций может прорасти в осаждаемую пленку. Как показано в работах [1, 2], минимальная плотность прорастающих дислокаций может быть получена при двумерном механизме зарождения и роста пленки. При трехмерном зарождении дислокации несоответствия образуются под каждым трехмерным островком и при срастании островков несовпадающие концы дислокаций дают начало прорастающим дислокациям.

На сингулярных поверхностях даже при гомоэпитаксии образование новых центров роста требует преодоления энергетического активационного барьера, связанного с увеличением площади поверхности и избыточной энергии соответственно. При гетероэпитаксии в избыточную энергию даст вклад гетерограница, вносящая напряжения из-за несоответствия параметров решеток и отличия энергии связей.

Актуальность исследования начальных стадий роста слоя при гетероэпитаксии двухкомпонентного теллурида цинка, неизоэпитаксиального однокомпонентному материалу отклоненной (вицинальной) кремниевой подложки,

определяется перспективой получения низкодефектных буферных слоев CdTe/ZnTe/Si(013) : As для дальнейшего роста фоточувствительных слоев кадмий–ртуть–теллур методом молекулярно-лучевой эпитаксии.

Цель предлагаемой работы – исследование начальных стадий формирования эпитаксиальных пленок ZnTe на подложках Si(013) : As методами эллипсометрии, дифракции быстрых электронов (ДБЭ), оже-спектроскопии и разработка модели, описывающей кинетику зарождения и роста такой пленки.

#### **Описание эпитаксиальной установки. Методика эксперимента.**

Основные эксперименты проводились на многокамерной сверхвысоковакуумной установке «Обь», включавшей камеры загрузки–выгрузки, предэпитаксиальной подготовки поверхности и эпитаксии. Камера подготовки была оборудована системой дифракции быстрых электронов на отражение и источником As<sub>4</sub> для стабилизации и модификации поверхности кремния; камера эпитаксии – системой ДБЭ, источниками Zn и Te<sub>2</sub>, а также встроенным автоматическим эллипсометром ЛЭФ-755 ( $\lambda = 632,8$  нм). Заводские пластины кремния проходили стандартную химическую подготовку, а затем подвергались прогреву в потоке As<sub>4</sub>. Подробное описание установки и детальное описание предэпитаксиальных процессов можно найти в работах [3, 4]. Для изучения начальной стадии формирования пленки ZnTe на кремниевой подложке была выращена серия образцов при различных температурах подложки и постоянных от эксперимента к эксперименту интенсивностях молекулярных потоков (МП) Zn и Te<sub>2</sub>. Давление паров Zn примерно в 20 раз превосходило давление паров Te<sub>2</sub>, что необходимо соблюдать при росте пленок ZnTe на подложке Si(013) [4]. Измерение плотностей МП проводилось с помощью специально сконструированного датчика, вводимого в зону роста. В качестве активного элемента датчика использовался манометрический ионизационный преобразователь ПМИ-27. Плотность потока теллура соответствовала скорости роста 0,05 нм/с, температура роста  $T_s$  варьировалась от 200 до 370 °С. В процессе каждого эксперимента регистрировались изменения эллипсометрических углов  $\Psi$  и  $\Delta$  и дифракционных картин.

**Кинетика формирования пленок на начальных стадиях гетероэпитаксии. Эксперимент.** При проведении эксперимента после открытия заслонки в течение нескольких секунд дифракционная картина не претерпевала никаких изменений, дальнейшая трансформация дифракционной картины определялась температурой роста пленки.

Для низких температур роста (200–240 °С) через 1–2 с после открытия заслонки рефлексы от Si(013) начинали гаснуть и одновременно начинала возрастать интенсивность фона так, что через 10–15 с наблюдалась дифракционная картина, соответствующая аморфной фазе. Образование псевдоморфной пленки ZnTe не происходило. Если температура роста поддерживалась в диапазоне 220–240 °С, то в дальнейшем на диффузном фоне начинали появляться рефлексы, соответствующие эпитаксиальному слою ZnTe. При более низких температурах дальнейший рост пленки приводил к образованию дифракционной картины, характеризующей поликристалл. При высоких температурах роста (240–370 °С) после открытия заслонки на фоне рефлексов, относящихся к подложке, возникали дифракционные рефлексы, характерные для трехмерного механизма роста. Время от момента открытия заслонки до появления рефлексов возрастало с увеличением температуры роста.

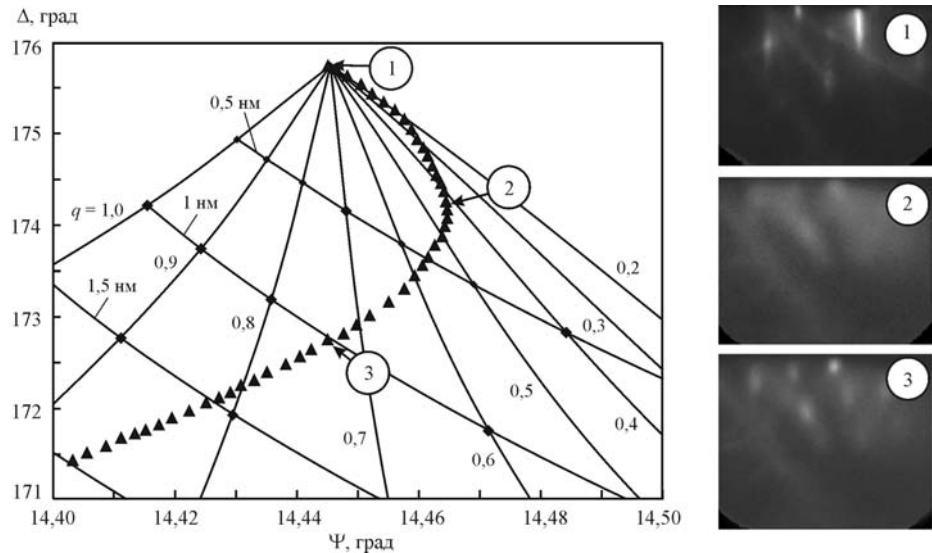


Рис. 1. Изменение параметров пленки ZnTe на начальных стадиях роста ( $T_s = 230^\circ\text{C}$ ) и трансформация дифракционных картин в азимуте [100]

На рис. 1 показаны результаты изменения дифракционных картин и эллипсометрических углов по мере роста пленки ZnTe при низкой температуре подложки ( $230^\circ\text{C}$ ), которые наложены на номограмму, позволяющую определять толщину растущей пленки и ее плотность  $q$ . На фрагменте 1 приведена дифракционная картина от исходной поверхности. Когда толщина пленки ZnTe по данным эллипсометрии составляет 0,3 нм, рефлексы от подложки пропадают практически полностью, что свидетельствует об образовании сплошной разупорядоченной пленки (см. рис. 1, фрагмент 2). По мере роста пленки ее структура упорядочивается и появляются рефлексы, соответствующие кристаллической решетке ZnTe (см. рис. 1, фрагмент 3). Форма рефлексов близка к точечной, что свидетельствует о неровном рельефе поверхности пленки ZnTe. С продолжением роста пленки ее поверхность выглаживается, дифракционные рефлексы вытягиваются и сужаются.

**Результаты и обсуждение.** Отсутствие дифракционных рефлексов при осаждении пленки CdTe(111) в несколько монослоев на подложке GaAs(001) (см. работу [2]) объяснялось энергетической выгодностью образования неупорядоченной фазы [5]. Это связано с тем, что в системах с большим рассогласованием параметров решеток избыточная энергия пленки  $\Delta G$  неупорядоченного слоя (толщиной меньше некоторого критического значения) ниже, чем энергия псевдоморфного или частично пластично релаксировавшего слоя. Однако образование неупорядоченной фазы не имело места при образовании гетероперехода CdTe(001)/GaAs(001), хотя в этом случае несоответствие решеток было больше, чем при образовании CdTe(111)/GaAs(001), и больше, чем в случае ZnTe/Si. Следовательно, отсутствие рефлексов наблюдается не только из-за большого несоответствия параметров решеток, но и из-за несовпадения порядка размещения атомов в сопрягаемых решетках, как это имело место на гетерогранице (111)/(001). Тогда наблюдение неупорядоченного слоя в случае гетерограницы ZnTe(013)/Si(013) : As означает несоответствие порядка расположения атомов на поверхности Si(013) : As рас-

положению атомов в плоскости ZnTe(013). Из-за отсутствия одинаковой симметрии с двух сторон гетерограницы дислокации несоответствия не могут реализоваться в виде прямых линий и образовать упорядоченную сетку.

Оптические свойства как островковых пленок, так и пленок с неровной поверхностью можно представить моделью эффективной среды [6], если размеры островков или неровностей поверхности много меньше длины волны зондирующего излучения. При этом островковая пленка заменяется однородным слоем с некоторым эффективным значением комплексного показателя преломления  $N_{eff} = n_{eff} - ik_{eff}$  и толщиной  $d$ , равной высоте островков:

$$\frac{1 - N_{eff}^2}{1 + 2N_{eff}^2} = q \frac{1 - N_f^2}{1 + 2N_f^2},$$

где  $N_f$  – комплексный показатель преломления сплошной пленки, а  $q$  – объемная доля материала пленки в слое.

В рамках такой модели растущая пленка описывается двумя параметрами: толщиной эффективного слоя  $d$  и плотностью материала. Таким образом, эллипсометрические измерения позволяют определить толщину осажденной пленки ZnTe. Изменение толщины пленки ZnTe со временем роста, рассчитанной из результатов эллипсометрических измерений для процесса выращивания при 300 °С, представлено на рис. 2 кривой 1.

Здесь, как и в случае роста пленки при низкой температуре подложки, в начальный момент в течение нескольких секунд формируется тонкий слой. Далее наблюдается индукционный период, в течение которого скорость роста вначале близка к нулю, а затем медленно нарастает, достигая стационарного значения при 60–70 с. Наличие индукционного периода указывает на лимитирующее влияние кинетики образования центров кристаллизации на скорость роста.

Это явление рассматривалось в работе Л. Н. Александрова [7], где были выведены соотношения, представляющие зависимость скорости роста от времени, как для постоянной скорости зарождения  $J$ , так и для наличия на подложке центров кристаллизации с постоянной плотностью  $N$ .

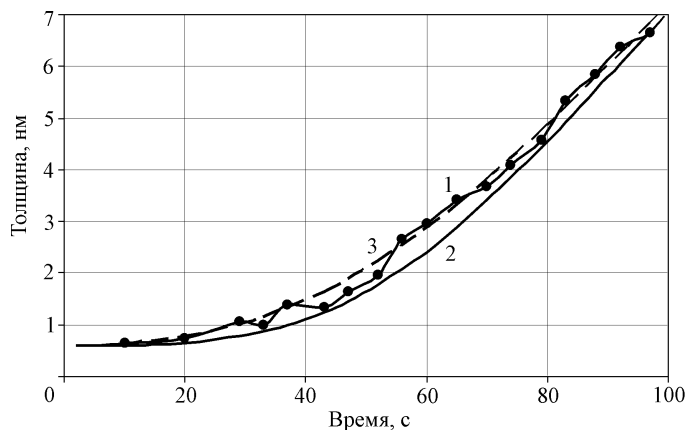


Рис. 2. Сравнение экспериментальной (кривая 1) и рассчитанных для постоянной скорости зарождения (2) и постоянной плотности зародышей (3) зависимостей толщины пленки ZnTe на подложке Si(013) : As от времени при температуре осаждения 300 °С

При малых степенях заполнения поверхности эффективная скорость роста пропорциональна времени в третьей степени для постоянной скорости зарождения:

$$C_{eff} = C_n \eta = 4k_l J C_n^3 t^3, \quad (1)$$

и во второй степени для фиксированной плотности центров:

$$C_{eff} = C_n \eta = 4k_l N C_n^3 t^2, \quad (2)$$

где  $C_n$  – нормальная скорость роста;  $\eta$  – степень заполнения поверхности растущим слоем;  $k_l$  – коэффициент формы центра кристаллизации.

Было проведено сравнение экспериментальных зависимостей толщины пленок ZnTe на подложках Si(013) : As от времени выращивания, полученных из эллипсометрических измерений и рассчитанных по выражениям из [7] для случаев постоянной скорости зарождения и постоянной плотности центров кристаллизации (1), (2). При расчетах скорости зарождения плотность зародышей и скорость роста служили подгоночными параметрами.

На рис. 2 приведены графики результатов расчетов по двум моделям и график эксперимента. Достоверно отличить постоянную скорость зарождения от постоянной плотности зародышей при имеющейся точности измерений не представляется возможным, хотя модель с постоянной плотностью зародышей несколько лучше описывает экспериментальные данные. Это, скорее всего, означает, что скорость зарождения не является постоянной. По мере заполнения поверхности и соответственно появления стоков для кристаллизуемого материала пересыщение между центрами кристаллизации падает и падает скорость зарождения. Тем не менее температурная зависимость плотности зародышей имеет место, поскольку плотность центров кристаллизации определяется скоростью зарождения в начальные моменты осаждения.

Из вышеописанного следует, что из эллипсометрических измерений можно определить не только толщину пленки, но и ее плотность. На рис. 3 приведены зависимости плотности от времени осаждения для различных

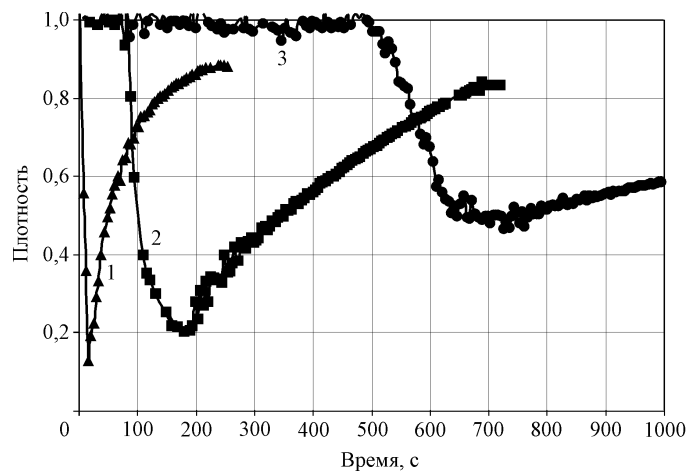


Рис. 3. Зависимости плотности  $q$  пленки ZnTe от времени для различных температур осаждения: кривая 1 – 300, 2 – 350, 3 – 360 °C

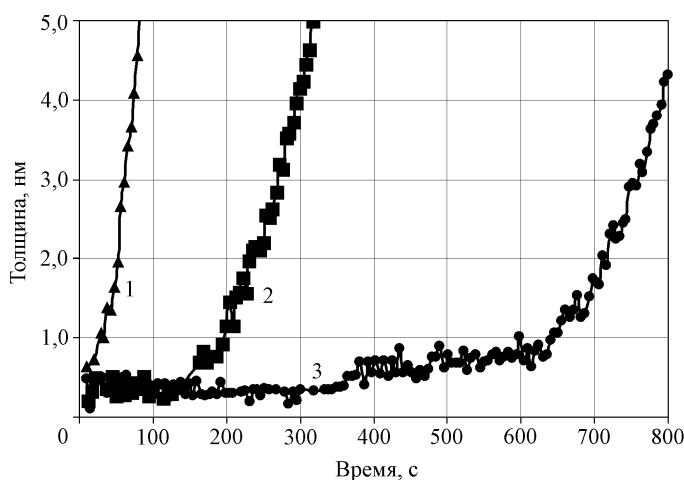


Рис. 4. Зависимости толщины  $d$  пленки ZnTe от времени для различных температур осаждения: кривая 1 – 300, 2 – 350, 3 – 360 °C

температур подложки. В начальные моменты осаждения плотность близка к единице, что соответствует образованию тонкого сплошного слоя, так называемого «смачивающего» слоя. Это согласуется с результатами измерения толщины, когда отмечается быстрое образование тонкого слоя в начале осаждения. Затем плотность слоя ZnTe уменьшается, что соответствует развитию рельефа поверхности вследствие разрастания центров кристаллизации. Последующее увеличение плотности соответствует выглаживанию поверхности или срастанию трехмерных островков. Сопоставление времен достижения минимума плотности пленок (см. рис. 3) и толщины (рис. 4) показывает, что минимум плотности достигается в конце индукционного периода.

Следует отметить, что динамика образования смачивающего слоя и последующего роста эпитаксиальной пленки ZnTe принципиально отлична. Смачивающий слой образуется быстро при всех температурах, в то время как последующий рост эпитаксиального слоя ZnTe требует образования трехмерных зародышей. Анализ дифракционных картин показывает, что смачивающий слой повторяет структуру подложки. Мы предположили, что этот слой имеет состав и структуру, отличающиеся от стехиометрической пленки ZnTe.

По стандартной методике анализа оже-спектров были проведены расчеты процентного содержания цинка и теллура в объемных (1 мкм) пленках ZnTe и в соединениях на гетерогранице. В объемных эпитаксиальных пленках процентное содержание теллура и цинка соответствует стехиометрической формуле ZnTe, т. е. 1 : 1. Кластеры, зарождающиеся в начальные моменты гетероэпитаксии, имеют состав, близкий к  $Zn_2Te$ , в отличие от состава объемных эпитаксиальных пленок. На рис. 5 приведены типичные оже-спектры, полученные от объемной пленки ZnTe и от гетерограницы в начальный момент зарождения. Рассчитанное отношение количества атомов цинка к атомам теллура в объемной пленке ZnTe равно единице (стехиометрический состав), на гетерогранице – приблизительно двум (см. [8]).

Результаты зависимости скорости зарождения пленки в течение индукционного периода от обратной температуры представлены на рис. 6.

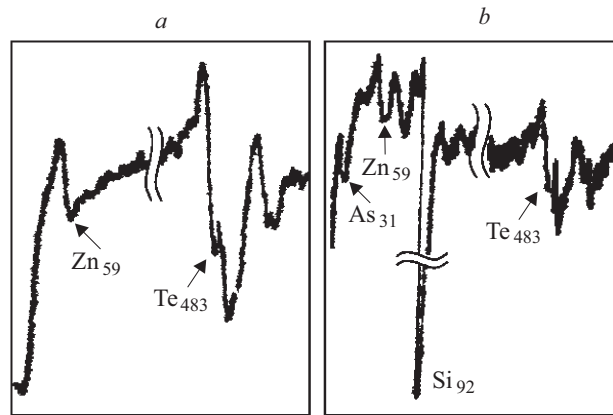


Рис. 5. Оже-спектры, полученные от объемной пленки ZnTe (a), гетерограницы ZnTe/Si(013) (b)

Если скорость зарождения определяется протеканием химического процесса с преодолением активационного барьера, то она должна расти с повышением температуры, и в координатах Аррениуса на рис. 6 должна наблюдаться прямая линия, наклон которой соответствует энергии активации. Поскольку скорость образования центров кристаллизации падает с повышением температуры осаждения и соответственно с понижением пересыщения, то скорость зарождения определяется работой образования критического зародыша, а не ограничениями в скорости перестройки поверхностных атомных конфигураций. Таким образом, может быть проведен анализ температурной зависимости скорости зарождения и определена работа образования зародыша критического размера.

Выражение для скорости образования зародышей [9] имеет вид

$$J = k_l \exp(-U_D/kT) \exp[-c_l \Delta\sigma^3 / (\Delta S \Delta T)^2 kT], \quad (3)$$

где  $U_D$  – энергия активации поверхностной миграции;  $k$  – постоянная Больцмана;  $c_l$  – постоянная, в которую входит коэффициент, характеризующий

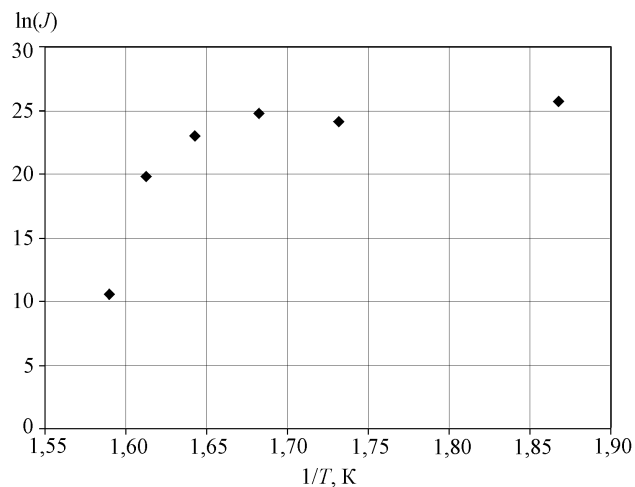


Рис. 6. Зависимость скорости зарождения пленки от обратной температуры подложки



форму зародыша;  $\Delta\sigma$  – изменение поверхностной энергии при образовании зародыша;  $\Delta S$  – изменение энтропии при кристаллизации;  $\Delta T = T_2 - T_1$  ( $T_1$  – температура осаждения,  $T_2$  – более высокая температура над подложкой).

Как показали эксперименты с осаждением ZnTe на подложках из GaAs [10], лимитирующего влияния поверхностная диффузия не оказывает и, следовательно, множитель  $\exp(-U_D/kT)$  близок к единице. Тогда в координатах  $\ln(J)$ ,  $1/(\Delta T)^2 T$  должна получиться прямая линия, наклон которой равен  $c_1 \Delta\sigma^3 / (\Delta S)^2$ .

Зависимость скорости зарождения от температуры подложки в координатах  $\ln(J)$ ,  $1/(\Delta T)^2 T$  представлена на рис. 7. Треугольниками представлены экспериментальные результаты. Из рисунка видно, что треугольники хорошо укладываются на прямую линию.

Изменение энтропии  $\Delta S$  при кристаллизации ZnTe для средней температуры осаждения 327 °С составляет 49,6 кал/град·моль [11], тогда наклон линии на рис. 7 дает величину изменения поверхностной энергии при зарождении, равную  $\Delta\sigma = 40$  эрг/см<sup>2</sup>. Низкие значения изменения поверхностной энергии при зарождении приводят к малым размерам зародышей критического размера. Расчеты показывают, что если форма зародышей представляет собой прямоугольный параллелепипед, высота его при температурах подложки ниже 300 °С не должна превышать толщину монослоя ZnTe. Представляет интерес сопоставить полученное значение  $\Delta\sigma$  со значением поверхностной энергии ZnTe.

**Изменение поверхностной энергии при зарождении ZnTe/Si.** Приближенный метод расчета поверхностной энергии полупроводников со структурой алмаза и цинковой обманки развит в работе [12]. Поверхностная энергия грани ( $hkl$ ) может быть определена по соотношению

$$\sigma_{(hkl)} = (\Delta f_{(hkl)} / f_{kv}) n_{(hkl)} [\Delta H_{\text{суб}}^0 - 3RT \ln 2], \quad (4)$$

где  $f_{kv}$  – координационное число кристалла;  $\Delta f_{(hkl)} / f_{kv}$  – относительное число недостающих ближайших соседей для атома, находящегося на плос-

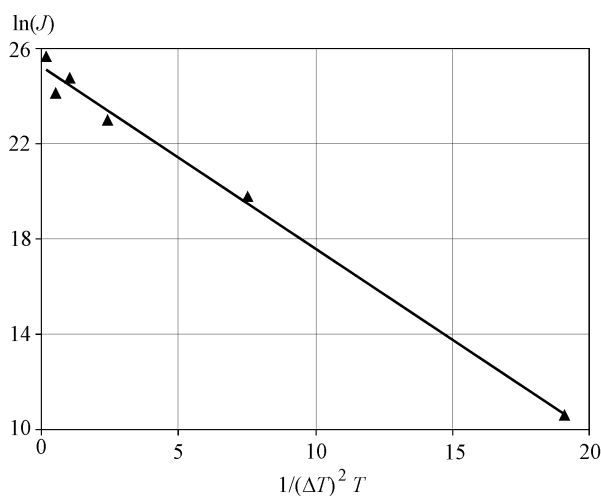


Рис. 7. Зависимость скорости зарождения пленки от температуры и пересыщения



кости ( $hkl$ ) на границе с вакуумом;  $n_{(hkl)}$  – число частиц на единице поверхности;  $\Delta H_{\text{суб}}^0$  – энтальпия сублимации при  $T=0$ ;  $R$  – универсальная газовая постоянная.

В соответствии с оценками работы [13]  $\sigma_{(100)} = 495 \text{ эрг/см}^2$ ,  $\sigma_{(110)} = 700 \text{ эрг/см}^2$ ,  $\sigma_{(111)} = 571 \text{ эрг/см}^2$ . Полученное значение поверхностной энергии ZnTe существенно больше рассчитанного значения изменения поверхностной энергии при зарождении ( $40 \text{ эрг/см}^2$ ) из работы образования критического зародыша.

**Влияние адсорбции на изменения поверхностной энергии при образовании зародышей.** Образование зародышей, происходящее с увеличением поверхности, имеет место в потоках осаждаемых компонентов. Как показано в работе [14], теллур адсорбируется на поверхности CdTe с большим энергетическим выигрышем; теплота адсорбции близка теплоте сублимации двухатомного теллура и составляет 41 ккал/моль. Более того, происходит недиссоциативная адсорбция теллура: двухатомные молекулы теллура не распадутся на атомы, и теплота слабо зависит от ориентации поверхности. Можно ожидать, что на ZnTe теплота адсорбции будет иметь примерно такую же величину. Совместная адсорбция цинка и теллура может повысить энергетический выигрыш от адсорбции  $\Delta G_{\text{адс}}$ . С увеличением поверхности  $\Delta s$ , происходящем при образовании зародыша, на поверхности адсорбируется дополнительное количество компонентов из паровой фазы с выигрышем энергии на единицу площади  $\Delta G = \Delta s \Delta G_{\text{адс}}$ .

Суммарный энергетический эффект вследствие увеличения поверхности при образовании зародыша составит  $\Sigma \Delta G = \Delta G + \Delta \sigma$ . Если величина суммарного энергетического эффекта отрицательна, то это означает, что процесс увеличения поверхности может происходить самопроизвольно при следующих условиях: кинетические затруднения процесса перестройки поверхности могут быть преодолены, и зарождение центров кристаллизации не будет лимитировать скорость осаждения. Если же величина суммарного энергетического эффекта положительна, морфологические перестройки энергетически невыгодны, поверхность окажется устойчивой и зарождение центров кристаллизации потребует преодоления барьера, связанного с работой образования критического зародыша. Таким образом, условие  $\Delta G + \Delta \sigma = 0$  соответствует границе морфологической устойчивости поверхности и переходу величины работы образования критического зародыша через нуль.

В нашем случае изменение поверхностной энергии при образовании центров кристаллизации составляет положительную величину  $40 \text{ эрг/см}^2$  и скорость процесса осаждения на начальных стадиях лимитируется зарождением центров кристаллизации. Однако полученная величина изменения поверхностной энергии существенно меньше величины поверхностной энергии чистой поверхности ZnTe, что указывает на сильное влияние адсорбции осаждаемых компонентов.

**Заключение.** Начальные стадии формирования эпитаксиальных пленок ZnTe на подложках Si(013) : As исследованы методами эллипсометрии, ДБЭ и оже-спектроскопии. Установлено:

1. Осаждение ZnTe начинается с формирования смачивающего слоя со скоростями, равными скоростям поступления осаждаемого материала. Состав слоя отличается от стехиометрического и может иметь вид  $\text{Zn}_2\text{Te}$ .

2. При росте стехиометрической эпитаксиальной пленки ZnTe после формирования смачивающего слоя наблюдается индукционный период, в течение которого толщина пленки медленно увеличивается со временем. Длительность индукционного периода с понижением температуры уменьшается и прекращается вовсе после достижения пленкой эффективной толщины около 2 нм.

3. Кинетика роста пленки ZnTe представлена моделью зарождения и роста центров кристаллизации. Скорость зарождения центров растет с понижением температуры подложки и соответствующим повышением пересыщения. После индукционного периода зарождение новых центров прекращается.

4. Температурная зависимость скорости зарождения  $J$  хорошо аппроксимируется прямой линией в координатах  $\ln(J)$ ,  $1/(\Delta T)^2 T$ , что указывает на лимитирующую роль образования зародышей критического размера. Наклон линии определяется работой образования критического зародыша и дает изменение поверхностной энергии при образовании зародышей ZnTe, равное 40 эрг/см<sup>2</sup>. Оценочный расчет поверхностной энергии ZnTe(001) дает 490 эрг/см<sup>2</sup>. Низкие значения увеличения поверхностной энергии при зарождении ZnTe могут быть обусловлены адсорбцией компонентов осаждаемого материала, снижающей избыточную энергию процесса увеличения поверхности.

Из малого значения изменения поверхностной энергии при зарождении ZnTe следует, что для низких температур роста при использованных интенсивностях потоков высота зародыша критического размера не должна превышать толщину монослоя ZnTe. В этом случае форму зародышей критического размера можно аппроксимировать двумерными образованиями, длина которых больше высоты, что согласуется с результатами анализа кинетики начальных стадий роста эпитаксиальных пленок ZnTe и плотности пленок  $q$ .

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Гутаковский А. К., Дворецкий С. А., Сабинина И. В. и др. Двойникование в пленках CdTe(111) на подложках GaAs(100) // ДАН. 1989. **304**, № 3. С. 604.
2. Зубков В. А., Калинин В. В., Кузьмин В. Д. и др. Исследование начальных стадий роста при молекулярно-лучевой эпитаксии CdTe на (100)GaAs // Поверхность. 1991. № 9. С. 45.
3. Sidorov Yu. G., Dvoretzky S. A., Yakushev M. V. et al. Peculiarities of the MBE growth physics and technology of narrow-gap II–VI compounds // Thin Solid Films. 1997. **306**. P. 253.
4. Pridachin D. N., Sidorov Yu. G., Yakushev M. V. et al. The heteroepitaxy of II–VI compounds on the non-isovalent substrates (ZnTe/Si) // Thin Solid Films. 2000. **367**, iss. 1–2. P. 203.
5. Сидоров Ю. Г., Труханов Е. М. О возможности образования аморфной фазы при гетероэпитаксии с большим несоответствием решеток // Поверхность. 1991. № 6. С. 45.
6. Aspnes D. E. Optical properties of thin films // Thin Solid Films. 1982. **89**. P. 249.
7. Александров Л. Н. Кинетика образования и структура твердых слоев. Новосибирск: Наука, 1972. С. 228.

8. Придачин Д. Н., Якушев М. В., Сидоров Ю. Г. Исследование начальных стадий зарождения при эпитаксиальном росте теллурида цинка на поверхностях кремния различных ориентаций // Поверхность. 2002. № 2. С. 25.
9. Жуховицкий А. А., Шварцман Л. А. Физическая химия. М.: Металлургия, 1968. С. 384.
10. Якушев М. В. Молекулярно-лучевая эпитаксия соединений  $A^{II}B^{VI}$  на подложках GaAs(112) и GaAs(310): Автореф. дис. ... канд. физ.-мат. наук /СО РАН. Ин-т физики полупроводников. Новосибирск, 2003. С. 14.
11. Справочник химика. Т. 1 /Под ред. Б. П. Никольского. М.–Л.: ГНТИ Хим. лит., 1962. С. 825, 834, 836.
12. Задумкин С. Н. Приближенный расчет поверхностной энергии некоторых полупроводников со структурой алмаза и цинковой обманки // ФТТ. 1960. 2. № 5. С. 878.
13. Кузнецов Ф. А., Сидоров Ю. Г., Марончук И. Е. К вопросу о количественном описании транспортных реакций // ФТТ. 1964. 6. С. 2981.
14. Михайлов Н. Н., Сидоров Ю. Г., Дворецкий С. А. и др. Изучение процессов адсорбции и десорбции теллура на поверхности CdTe методом эллипсометрии // Автометрия. 2000. № 4. С. 124.

*Институт физики полупроводников СО РАН,  
E-mail: dimmi@isp.nsc.ru*

*Поступила в редакцию  
15 ноября 2004 г.*