

## ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОДВОЙНИКОВ В (001)-ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ

© П.Д.Браун\*, Ю.Ю.Логинов, У.М.Стокс\*, К.Дж.Хамфрейс\*

Красноярский государственный университет,  
660062 Красноярск, Россия

\* Университет г.Кембридж, Великобритания.

(Поступила в Редакцию 17 января 1995 г.

В окончательной редакции 6 июля 1995 г.)

Методами обычной просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии (ПЭМ и ВРЭМ) исследован ряд эпитаксиальных гетероструктур  $A_2B_6/(001)GaAs$ , имеющих напряжения растяжения в эпитаксиальном слое, сжатия и практически полную компенсацию напряжений несоответствия на границе слоя-подложка. Обнаружено, что в эпитаксиальных слоях  $ZnS/GaAs$ ,  $(Cd,Zn)Te/GaAs$  и  $(Cd,Zn)S/GaAs$  наблюдается анизотропия в распределении таких характерных дефектов, как микродвойники, которые наблюдаются исключительно в проекции  $[1\bar{1}0]$ , а их распространение в эпитаксиальном слое хорошо объясняется на основе модели роста. В то же время наблюдение за начальной стадией двойникования в  $(Hg,Mn)Te$  позволяет предположить, что деформационные механизмы должны быть также учтены при описании первой стадии формирования микродвойников. Подчеркивается необходимость разделения процессов деформации и роста при образовании микродвойников.

С микродвойниками, пересекающими активные области прибора, в частности, связаны процессы быстрой деградации лазерных структур, изготовленных на основе соединений  $A_2B_6$  [1].

Основной проблемой при рассмотрении происхождения микродвойников является то, что изучается конечная картина в распределении дефектов, образующихся на различных стадиях в процессах нуклеации эпитаксиального слоя, роста, релаксации и охлаждения. Трудность заключается также в том, что при рассмотрении осаждения первых нескольких атомных слоев используют дислокационный подход применительно к таким малым объемам материала.

Микродвойники в дополнение к дислокациям несоответствия снижают напряжения на границе раздела гетероструктуры, и по крайней мере могут быть две причины для их образования. Предполагается, что для систем с низким параметром несоответствия решеток, таких как  $GaP/Si$ , имеющиеся напряжения недостаточны для введения микродвойников посредством деформационного механизма, а их существование объясняется в соответствии с моделью гетерогенного роста на гранях растущих островков [2]. С другой стороны, в [3] был предложен гомогенный деформационный механизм для описания образования наклонных двойников в гетероструктуре  $CdTe/GaAs$ , заключающийся в действии напряжений, обусловленных выстраиванием в ряд дислокаций не гетерогранице.

Таким образом, существует необходимость понимания процессов зарождения микродвойников с точки зрения гомогенных или гетерогенных источников и выработки эффективных стратегий для выращивания эпислоев с целью снижения плотности этих дефектов или их полного устранения. Важно понять, как микродвойники зарождаются на первых стадиях трехмерного роста островков с учетом эффектов, связанных с формированием  $60^\circ$  дислокаций несоответствия и наклоном островков роста, а также как они распространяются в дальнейшем в растущий эпислой.

Попытаемся рассмотреть эту проблему, изучая эпитаксиальные слои  $A_2B_6$ , характеризующиеся низкой энергией дефекта упаковки (ЭДУ), при условиях напряжения растяжения, сжатия в эпитаксиальном слое и почти полного соответствия параметров решеток эпислоя и подложки. Для этого рассмотрим эпитаксиальные слои  $ZnS$ ,  $(Cd,Zn)Te$  и  $(Cd,Zn)S$ , выращенные на  $\{001\}GaAs$ , что позволяет наблюдать гетероэпитаксию трехмерного роста островков при смене знака напряжений в эпислое в дополнение к двумерным процессам роста. Эти гетероструктуры были также выбраны потому, что они характеризуются сильной анизотропией в распределении микродвойников, что полезно для сравнения моделей формирования двойников. Кроме того, ожидается, что процессы двойникования в этих материалах могут в равной степени отражать двойникование в гетероструктурах  $A_3B_5$ . Чтобы получить дополнительную информацию о процессах нуклеации микродвойников на первых стадиях роста, рассмотрим также результаты изучения профиля атомарно-чистой поверхности  $(Hg,Mn)Te$ .

## 1. Экспериментальная часть

Гетероструктуры  $(Hg,Mn)Te/CdTe/\{001\}GaAs$ ,  $ZnSe/ZnS/\{001\}GaAs$ ,  $\{\bar{1}\bar{1}\bar{1}\}CdTe/\{001\}GaAs$  и  $CdTe/\{2\bar{1}\bar{1}\}B GaAs$  были выращены методом металлорганической парофазовой эпитаксии (МОПФЕ),  $(Cd,Zn)S/\{001\}GaAs$  — методом МОПФЕ низкого давления и  $(Cd,Zn)Te/CdTe/\{001\}GaAs$  — методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Образцы для электронно-микроскопических исследований были приготовлены в виде поперечного и планарного срезов стандартными методами с использованием техники ионного травления ионами  $Ag^+$  и затем на конечной стадии приготовления образцов ионами  $I^+$  [4]. Тонкие фольги исследовались на приборах JEM-100 CX и JEOL-4000 EX. Абсолютную полярность кристаллов определяли *in situ*, как правило, от  $GaAs$ -подложки, используя методы микродифракции [5,6] и дифракции электронов в сходящемся пучке [7,8].

## 2. Результаты и обсуждение

Полезно кратко провести различие между гетеросистемами с низкими и высокими параметрами несоответствия решеток.

Структуры с низким параметром несоответствия решеток характеризуются в терминах двумерного роста с начальным формированием псевдоаморфного слоя, который достигает некоторой критической толщины при полной релаксации напряжений на гетерогранице. Напряжения в эпислое снимаются рядом дислокаций несоответствия, зарождающихся на границе раздела слой-подложка, источником которых могут быть, например, дислокации в подложке или поверхностные источники.

Структуры с большими параметрами несоответствия решеток в основном характеризуются большой плотностью распространяющихся в эпислой дислокаций. Рост эпитаксиального слоя, сопровождающийся трехмерной коалесценцией островков, ведет к формированию коротких сегментов дислокаций несоответствия. Каждый сегмент (например, краевая дислокация Ломера), лежащий в плоскости границы раздела, заканчивается, как минимум, двумя дислокациями, пересекающими эпислой от гетерограницы к поверхности, которые в свою очередь взаимодействуют и аннигилируют по мере распространения через эпислой.

В (001)-ориентированных эпитаксиальных слоях, имеющих решетку сфалерита, часто наблюдается различие в распределении дефектов для различных ортогональных проекций эпислоя вдоль  $\langle 110 \rangle$ -направлений, что связано с анизотропными свойствами кристаллической решетки сфалерита. С точки зрения терминологии Гатоса, используемой при описании структур сфалерита (полезный обзор по этим вопросам приведен Холтом [9]), проекции  $[110]$  соответствуют разрастающиеся вперед плоскости  $\{1\bar{1}1\}B$  для направления роста эпислоя  $[001]$ , а проекции  $[\bar{1}\bar{1}0]$  — разрастающиеся плоскости  $\{111\}A$ . Анизотропия двойникования, когда наклонные к гетерогранице микродвойники и дефекты упаковки иногда наблюдаются только лишь для одного из ортогональных направлений  $\langle 110 \rangle$ , связывается с низкой величиной ЭДУ материалов, в которых обычно присутствует двойникование и формируется политипный тип структуры.

Гетерограница, содержащая  $60^\circ$  и  $90^\circ$  дислокации несоответствия, наклонные дефекты упаковки и микродвойники, является типичной для гетероструктур  $A_2V_6/(001)GaAs$  с большими параметрами несоответствия решеток эпислоя и подложки и низкой ЭДУ. Трудно оценить, как распределение  $60^\circ$  дислокаций, выстроенных в ряд вдоль границы раздела, варьируется относительно размеров трехмерных островков до релаксации и коалесценции и где обеспечиваются достаточные напряжения для введения дефектов упаковки.

Для анализа вопроса зарождения микродвойников рассмотрим гетероструктуры  $ZnS/GaAs$ ,  $Cd_{0.96}Zn_{0.04}Te/GaAs$  и  $Cd_{0.4}Zn_{0.6}S/GaAs$ , соответствующие условиям растяжения и сжатия в эпислое, а также условиям практически согласованной эпитаксиальной структуры с параметрами несоответствия 4.5, -12.6 и 1.3% соответственно.

1) **Н а п р я ж е н и я р а с т я ж е н и я.**  $ZnS/GaAs$ . Эпитаксиальный слой  $ZnS$  был легирован  $Mn$  до 1% и являлся частью гетероструктуры  $ZnSe/ZnS/\{001\}GaAs$ , используемой для формирования электролюминесцентного прибора [10]. После выращивания в слое  $ZnS$  наблюдались микродвойники, лежащие в плоскостях  $\{111\}A$ , для проекции эпислоя  $[\bar{1}\bar{1}0]$  при направлении его роста  $[001]$  (рис. 1), тогда как эти дефекты отсутствовали при наблюдении вдоль ортогонального направления  $[110]$ . Кроме того, для проекции  $[\bar{1}\bar{1}0]$  поверхность эпислоя представляла собой ряд наклоненных под углом  $\approx 70^\circ$  друг к другу  $\{111\}$ -граней, в то время как при наблюдении вдоль направления  $[110]$  поверхность эпислоя была параллельна гетерогранице. Прорастающие в эпислой дислокации наблюдались вдоль обоих ортогональных направлений  $\langle 110 \rangle$ .

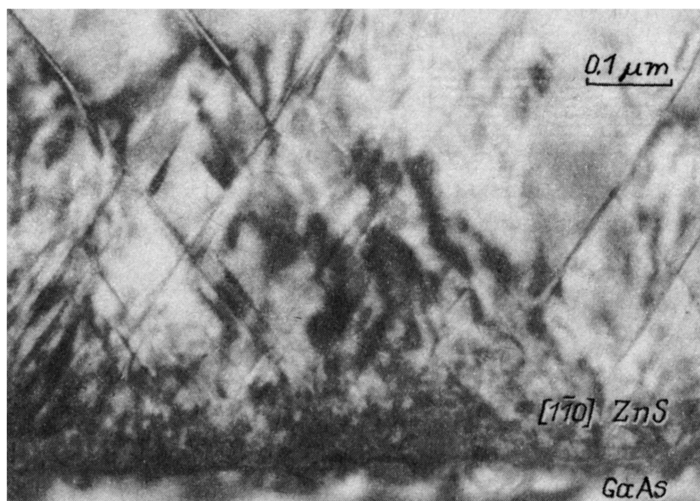


Рис. 1. ZnS/{001}GaAs. Микродвойники и прорастающие в эпитаксиальный слой дислокации в проекции эпислоя  $[1\bar{1}0]$ .

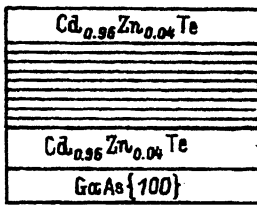
В то же время исследование гетероструктуры ZnS/GaAs методом высокого разрешения обнаруживало сравнимую плотность наклонных нарушений упаковки непосредственно у гетерограницы для обоих ортогональных направлений  $\langle 110 \rangle$ , в противоположность сильной анизотропии в распределении таких дефектов при большем масштабе (в толще эпислоя).

2) Напряжения сжатия. (Cd,Zn)Te/GaAs. В эпитаксиальной структуре  $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}/\text{GaAs}$  также наблюдается сильная анизотропия в распределении микродвойников для ортогональных проекций  $\langle 110 \rangle$  в толще эпислоя и отсутствие таковой непосредственно у гетерограницы по данным ВРЭМ-анализа. Эта эпитаксиальная структура являлась частью сверхструктуры (Cd,Zn)Te/GaAs, схема которой показана на рис. 2, а. Микродвойники наблюдались только вдоль проекции эпислоя  $[1\bar{1}0]$  на обычных ПЭМ-снимках (рис. 2, b, c) и вдоль обеих ортогональных проекций  $\langle 110 \rangle$  на снимках с высоким разрешением. ВРЭМ-снимок гетерограницы  $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}/\text{GaAs}$  в плоскости  $\langle 110 \rangle$  показан на рис. 2, d.

Вдоль  $[110]$  направления проекции гетерограницы дополнительно наблюдались V-образные выемки в подложке (рис. 2, d), происхождение которых, по-видимому, обусловлено преимущественным травлением поверхности подложки до начала наращивания буферного слоя  $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}$ .

3) Почти полностью согласованная гетероструктура (Cd,Zn)S/GaAs. В гетероструктуре с  $\text{Cd}_{0.4}\text{Zn}_{0.6}\text{S}/\text{GaAs}$  также наблюдалась высокая плотность наклонных нарушений упаковки для направления ее проекции  $[1\bar{1}0]$  (рис. 3, а), эти дефекты отсутствовали при наблюдении вдоль направления  $[110]$  (рис. 3, b).

Исследование такой гетероструктуры в ВРЭМ показало, что между подложкой и эпислоем имеется аморфный слой, из которого прораста-



$\alpha$

$h = 0.5 \mu\text{m}$

$< 50 \times \begin{cases} \text{Cd}_{0.92}\text{Zn}_{0.08}\text{Te} (\sim 21 \text{nm}) \\ \text{CdTe} (\sim 19 \text{nm}) \end{cases}$

$h = 0.5 \mu\text{m}$

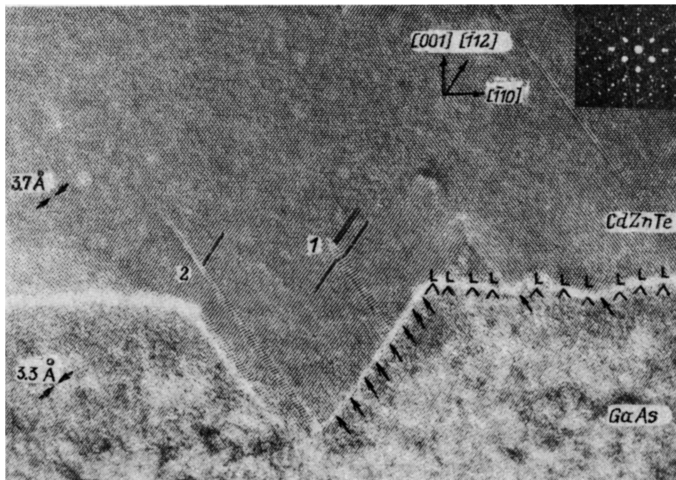


Рис. 2.  $(\text{Cd,Zn})\text{Te}/\text{CdTe}/\{001\}\text{GaAs}$ .

$a$  — схема эпитаксиальной сверхструктуры,  $b$  — микровдвойники,  $c$  — отсутствие таковых для ортогональных проекций эпислоя  $[1\bar{1}0]$  и  $[110]$ ,  $d$  —  $[110]$  ВРЭМ-изображение границы раздела  $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}/\text{GaAs}$ .

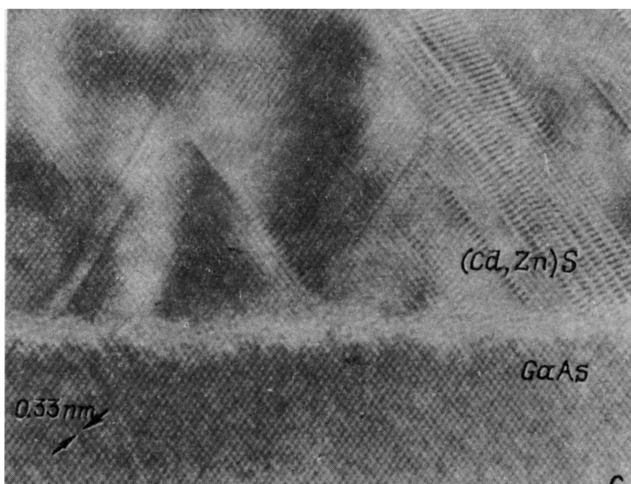
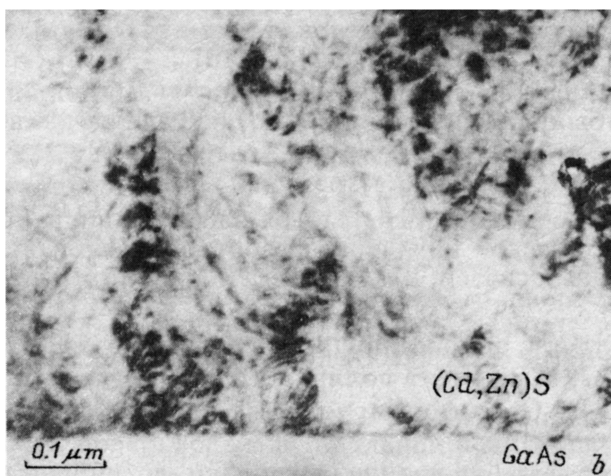
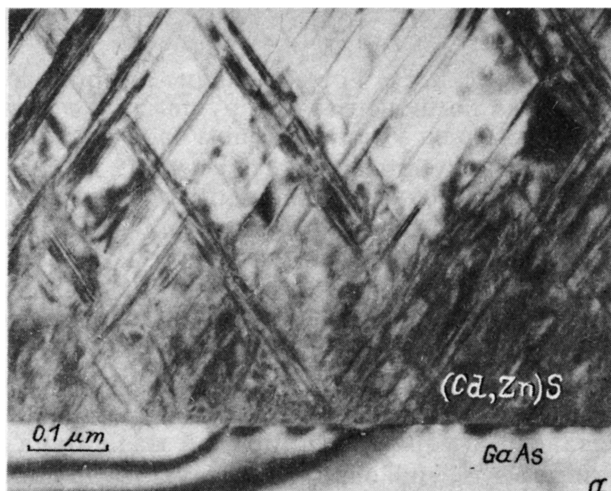


Рис. 3.  $(\text{Cd,Zn})\text{S}/\{001\}\text{GaAs}$ .

*a* — микровдвойники, *b* — их отсутствие для проекций эписюля  $[1\bar{1}0]$  и  $[110]$ , *c* — ВРЭМ-изображение гетерограницы для проекции  $[1\bar{1}0]$ , на котором также видно существование аморфного слоя.

ют микродвойники (рис. 3, с). Формирование аморфного слоя является результатом избытка компоненты VI группы при эпитаксии. Неожиданным является то, что на этом аморфном слое формируется монокристаллическая пленка с кубической структурой. Вероятно, разрывы в аморфном слое служат местами нуклеации растущего эпитаксиального слоя и являются также причиной большой плотности и латерального роста микродвойников и дефектов упаковки. Следовательно, формирование нарушений упаковки в этом случае определяется феноменом, связанным с процессами роста, а не степенью разориентации кристаллических решеток эпислоя и подложки.

4) Л а м е л л ы д в о й н и к о в. Пример ламелл двойников показан на рис. 4 для гетероструктуры  $\{111\}\text{CdTe}/\{001\}\text{GaAs}$ . Формирование двойников связано с внутренней природой материала, с низким значением энергии дефекта упаковки [11]. Ламеллы двойников разделены латеральными, некогерентными двойниковыми границами. Согласно моделям кристаллических решеток, таких латеральных границ может быть четыре типа:  $\{112\}_m - \{112\}_t$ ,  $\{115\}_m - \{111\}_t$ ,  $\{110\}_m - \{114\}_d$  и  $\{001\}_m - \{221\}_t$  [12], где  $m$  — матрица,  $t$  — двойник. Все четыре типа границ были идентифицированы как для объемно выращенных кристаллов, так и для эпитаксиальных структур CdTe [13]. Рис. 4 — пример  $\{112\}_m - \{112\}_t$  или  $\{110\}_m - \{114\}_t$ -латеральной границы.

Необходимо отметить, что латеральные границы обладают повышенной электрической активностью, обусловленной высокой пропорцией разорванных связей, и могут негативно влиять на работу приборов [14].

Рост ламелл или прорастающих дислокаций в CdTe, выращенном на подложке GaAs, зависит от полярности субстрата [15]. Например, на подложке  $\{2\bar{1}\bar{1}\}$  В GaAs формируется слой CdTe, содержащий наклонные ламеллы двойников.

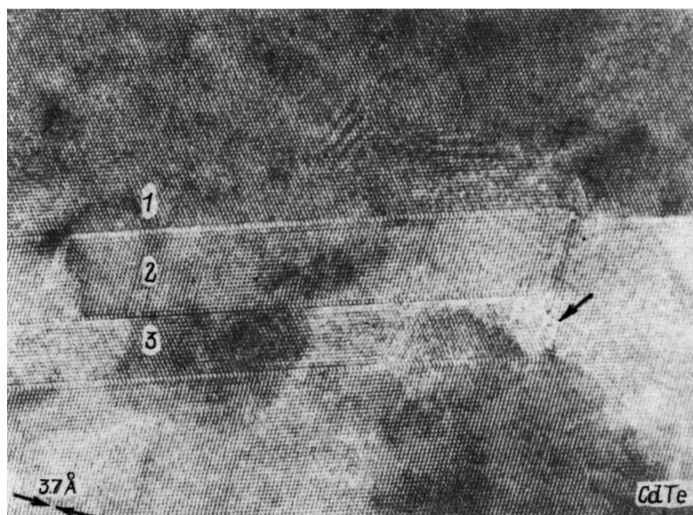


Рис. 4. Ламеллы двойников в эпитаксиальном слое  $\{111\}\text{CdTe}$ , выращенном на  $\{001\}\text{GaAs}$ .

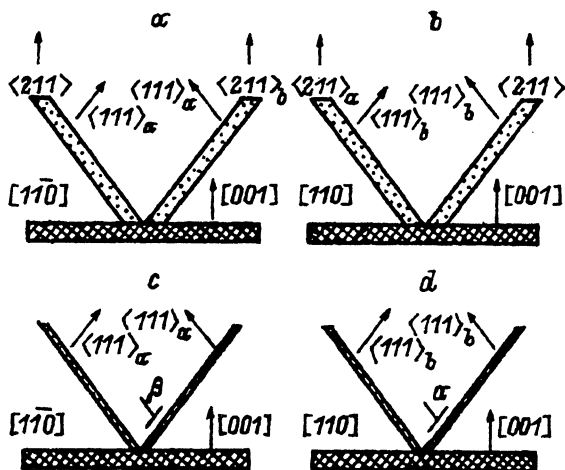


Рис. 5. Схемы проекций эпислоса вдоль  $[1\bar{1}0]$  (a, c) и  $[110]$  (b, d), поясняющие модели роста (a, b) и деформации (c, d).

Двойники растут для случаев (a, c) и не растут для случаев (b, d).

5) Распространение микродвойников, обусловленных ростом и деформацией. Рассмотрим распространение и разделение микродвойников с точки зрения моделей роста и деформации с учетом также анизотропного распределения микродвойников в гетероэпитаксиальных слоях  $\{001\}$  со структурой сфалерита. Схемы, поясняющие модели роста и деформации, показаны на рис. 5.

В модели роста предполагается, что рост двойников определяется скоростями роста поверхности латеральной границы и окружающей матрицы. Для двойников, располагающихся на растущих плоскостях  $\{111\}_A$ , поверхность латеральной двойниковой границы должна быть плоскостью В-типа (рис. 5, a) и А-типа для двойников на разрастающихся плоскостях  $\{1\bar{1}\bar{1}\}_B$  (рис. 5, b). Если скорость роста поверхности латеральной границы выше, чем окружающей матрицы, то двойник будет разрастаться, а при обратных условиях сокращаться. Для структуры сфалерита плоскость  $\{111\}_A$  растет более медленно, чем В-тип плоскости  $[16]$  (здесь не рассматривается влияние легирующей примеси); следовательно, можно ожидать, что микродвойники будут наблюдаться вдоль направления проекции эпислоса  $[1\bar{1}0]$ , что и подтверждается экспериментально в трех описанных нами случаях. На рис. 5 показан только один вариант латеральной границы ( $\{112\}_m - \{112\}_t$ ), хотя в целом рассуждения справедливы для всех четырех типов латеральных двойниковых границ.

Если за распространение микродвойников в эпитаксиальном слое ответственны деформационные процессы, то следует ожидать, что двойники будут наблюдаться для  $[1\bar{1}0]$ -направления проекции эпитаксиальной структуры ZnS/GaAs (экспериментально подтверждено) и для проекции  $[110]$  гетероструктуры (Cd,Zn)Te/GaAs (экспериментально не обнаружено).



Деформационная модель, применяемая для описания анизотропного распределения микродвойников, основана на различной подвижности  $\alpha$ - и  $\beta$ -дислокаций [17]. Менее подвижные  $\beta$ -дислокации расщепляются на  $90^\circ$  и  $30^\circ$  частичные дислокации с формированием полоски дефекта упаковки при последовательном его смещении на соседние плоскости  $\{111\}$ , что ведет к формированию микродвойников [18]. Как только движущая сила становится меньше, микродвойники становятся тоньше с частичными дислокациями, локализованными на каждой ступеньке, до тех пор, пока дефекты не разделятся. На рис. 5 показаны схемы эпислоя, находящегося в состоянии растяжения. Для проекций  $[1\bar{1}0]$  и  $[110]$ . Необходимо отметить, что в условиях растяжения и сжатия экстраплоскости дислокаций распространяются из эпислоя и субстрата соответственно, и, следовательно, медленно движущиеся  $\beta$ -дислокации ассоциируются с проекцией  $[1\bar{1}0]$ , когда эпислой находится в условии растяжения, и с проекцией  $[110]$  для эпислоя, находящегося в условии сжатия.

Для описания процесса микродвойникового в целом необходимо учитывать много факторов, таких как 1) приготовление подложки и разориентация кристаллических решеток; 2) различные реакции на гетерогранице, ответственные за введение гетерогенных частиц, центров напряжения и обуславливающие формирование промежуточной фазы; 3) физические параметры, например: атомный размер, легирование, различные скорости  $\alpha$ - и  $\beta$ -дислокаций, значение энергии дефекта упаковки; 4) процессы, протекающие после выращивания, например, в результате остывания из-за различий в коэффициентах теплового расширения материалов.

Важным является установление источника зарождения дефектов, поэтому необходимо критически пересмотреть образование микродвойников и окружающих их микроструктурных дефектов. Рассмотрение необходимо проводить с учетом вариаций в условиях роста, связанных, например, с неоднородным поступлением источника материала, что особенно важно при осаждении тройных соединений и может приводить к конкуренции между скоростями адсорбции и десорбции с последующим, например, ограничением поверхности.

Во многих гетероэпитаксиальных системах, содержащих в большом количестве микродвойники и дефекты упаковки, не наблюдается анизотропии в их распределении для обоих ортогональных направлений  $\langle 110 \rangle$ , что не удается объяснить на основе деформационной модели. Маловероятным с точки зрения деформационного механизма является также формирование в эпитаксиальном слое CdTe, выращенном на подложке  $\{2\bar{1}1\}$  в GaAs, наклонных ламелл двойников с широкими laterальными границами данной природы.

В большей степени удается объяснить процессы микродвойникового в рассмотренных гетероструктурах с точки зрения модели роста. Однако возникают трудности при интерпретации ВРЭМ-снимков, полученных при высоком увеличении и показывающих сравнимую плотность наклонных нарушений упаковки непосредственно у самой гетерограницы. Более тщательное рассмотрение процессов формирования двойников не позволяет полностью исключить деформационные механизмы в формировании этих дефектов.

Рассмотрим, например, начальные процессы реконструкции поверхности материала (Hg,Mn)Te при облучении его электронами с энергией 400 keV in situ в электронном микроскопе JEOL-4000 EX. Облучение электронами этого материала, имеющего слабые атомные связи, позволяет получать атомарно-чистую поверхность без специального нагрева образца, вызывая также его декомпозицию и соответственно восстановление структуры с формированием треугольных отверстий в тонкой фольге. Более детальное наблюдение позволяет выявить двухмерно-реконструированные {001}-поверхности [19], а также одно- и двухслойные атомные ступеньки на {111}-гранях. Эти образования напоминают диссоциированные 60° дислокации [20], что позволяет предложить механизм введения нарушения упаковки как результат роста трехмерного островка с диссоциацией поверхностных слоев на его {111}-гранях. Причиной диссоциации этих слоев могут являться напряжения на гетерогранице, возникающие при росте островка. Следовательно, представления, связанные с деформационной моделью, основанной на различных скоростях  $\alpha$ - и  $\beta$ -дислокаций, должны быть сохранены, когда рассматривается начальная стадия формирования двойника.

С точки зрения сравнимого распределения наклонных нарушений упаковки для обеих ортогональных проекций  $\langle 110 \rangle$  непосредственно у гетерограницы можно отметить, что в случае ZnS не обнаружено заметного различия в скоростях  $\alpha$ - и  $\beta$ -дислокаций даже при разных уровнях легирования [17]. Следовательно, если сильная анизотропия в распределении микродвойников в толще эпислоя ZnS, выращенного на (001)GaAs, связана с эффектами роста, то сравнимое распределение наклонных нарушений упаковки непосредственно у гетерограницы для ортогональных проекций эпислоя  $\langle 110 \rangle$  может быть обусловлено процессами, связанными как с ростом, так и с деформациями, что практически невозможно различить.

Существует мнение, что плотность микродвойников часто сравнима и не зависит от рассогласования кристаллических решеток [21], что согласуется с результатами, представленными здесь. Поэтому необходимо переосмысление роли микродвойников в гетероэпитаксиальном рельефе напряжений. Высокая плотность этих дефектов наблюдается и для слабо рассогласованных эпитаксиальных систем (например, сульфидов), хотя необходимо иметь в виду, что эти материалы имеют низкое значение ЭДУ. Предполагается, что в этом случае происходит гетерогенное зарождение микродвойников, которое не зависит от степени разориентации кристаллических решеток эпислоя и подложки.

Конечно, из-за недостатка статистики в исследованиях различных эпитаксиальных систем изложенные здесь положения не могут быть рассмотрены как общие для всех гетероструктур, однако такая методология позволяет выявлять типы процессов, которые могут действовать в течение формирования микродвойников.

Таким образом, на основе трех представленных здесь примеров, показывающих сильную анизотропию в распределении микродвойников, предпочтительно рассматривать процессы их формирования с точки зрения модели роста для распространения микродвойников и гетерогенного их зарождения.

Изложенные результаты позволяют сделать следующие выводы. Обнаружена сильная анизотропия в распределении микродвойников в толще эпитаксиальных структур ZnS, (Cd,Zn)Te и (Cd,Zn)S, выращенных на подложках {001}GaAs в условиях, соответствующих напряжениям растяжения и сжатия в эпслое, а также практически полной компенсации напряжений несоответствия на гетерогранице. Микродвойники наблюдаются исключительно в направлении проекции эпслоя [110]. Из двух рассмотренных моделей (роста и деформации), применяемых для описания процесса формирования микродвойников, наиболее приемлемой является модель роста при условии зарождения микродвойников на гетерогенных источниках. В то же время нельзя не учитывать деформационные процессы двойникования, особенно на первой стадии формирования микродвойников. Это согласуется с исследованиями начальной стадии двойникования на атомарно-чистых гранях {111} (Hg,Mn)Te в процессе облучения электронами.

Авторы выражают благодарность Королевскому обществу Великобритании за финансовую поддержку работы и Дж.Муллинсу и К.Дьюроузу за предоставленные образцы и полезное обсуждение результатов.

#### Список литературы

- [1] Guha S., DePuydt J.M., Haase M.A., Qiu J., Cheng H. Appl. Phys. Lett. **63**, 3107 (1993).
- [2] Ernst F., Pirouz P. J. Appl. Phys. **64**, 4526 (1988).
- [3] Angelo J.E., Gerberich W.W., Stobbs W.M., Bratina G., Sorba L., Franciosi A. Phil. Mag. Lett. **67**, 279 (1993).
- [4] Chew N., Cullis A.G. Ultramicroscopy **23**, 175 (1987).
- [5] Tafto J., Spence J.C.H. J. Appl. Cryst. **15**, 60 (1982).
- [6] Ishizuka K., Tafto J. Acta Cryst. **B 40**, 332 (1984).
- [7] Spellward P., James D. Electron microscopy and analysis. Inst. Phys. Conf. Bristol, Philadelphia, N. Y. (1991). Ser. N 119. P 375-378.
- [8] Burgess W.G., Saunders M., Bird D., Humphreys C.J. Microbeam Analysis S222 (1993).
- [9] Holt D.B. J. Mater. Sci. **23**, 1131 (1988).
- [10] Jones A.P.C., Brinkman A.W., Russell G.J., Woods J., Wright P.J., Cockayne B. J. Cryst. Growth **79**, 729 (1986).
- [11] Brown P.D., Hails J.E., Russell G.J., Woods J. Appl. Phys. Lett. **50**, 1144 (1987).
- [12] Durose K., Russell G.J. J. Cryst. Growth **101**, 246 (1990).
- [13] Brown P.D., Hails J.E., Russell G.J., Woods J. J. Cryst. Growth **86**, 511 (1988).
- [14] Durose K., Russell G.J. Microscopy Semicond. Mater. Inst. Phys. Bristol (1987). Ser. N 87. P. 327-332.
- [15] Brown P.D., Tromson-Carli A., Druilhe R., Triboulet R., Marfaing Y. Proc. 10<sup>th</sup> European Congress on Electron Microscopy. EUREM-92. University of Granada, Granada (1992). V 2. P. 101-102.
- [16] Sivananthan S., Chu X., Reno J., Faurie J.P. J. Appl. Phys. **60**, 1359 (1986).
- [17] Internat. Symposium on dislocations in tetragonally coordinated semiconductors. Colloque C6. Hunfeld/Fulda. J. de Physique **40** (1979).
- [18] Androussi Y., Vanderschaeve G., Lefebvre A. Microscopy Semicond. Mater. Inst. Phys. Bristol (1987). Ser. N 87. P. 291-296.
- [19] Brown P.D., Kirkland A., Humphreys C.J. Inst. Phys. Conf. (1993). Ser. N 138. P. 209-212.
- [20] Gerthsen D., Ponce F.A., Anderson G.B. Phil. Mag. **A 59**, 1045 (1989).
- [21] Pirouz P. Polycrystall. Semicond., Grain Boundaries and Interfaces. Proc. Intern. Sympos. Springer-Verlag Berlin (1989). V. 35. P. 200-212.