

УДК 621.383

Исследования гетероэпитаксиальных структур HgCdTe методами микроскопии высокого разрешения

Е. В. Пермикина, А. С. Кашуба, А. В. Ляликов, Е. Д. Коротаяев, И. Д. Бурлаков

Методами оптической, растровой, атомно-силовой и электронно-ионной микроскопии высокого разрешения исследована морфология поверхности эпитаксиальных слоев теллурида кадмия ртуты, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией. Представлены возможные механизмы образования микропустот и V-дефектов. Проведен сравнительный анализ элементного состава и особенностей формообразования V-дефектов.

PACS: 85.60.-q

Ключевые слова: эпитаксиальные слои, КРТ, микропустоты, морфология, V-дефекты, атомно-силовая микроскопия.

Введение

Теллурид кадмия ртуты (HgCdTe) благодаря своим отличительным свойствам широко используется для создания приборов второго и третьего поколения инфракрасного спектрального диапазона. Технология создания фотоприемных устройств на основе $Hg_xCd_{1-x}Te$ (КРТ) постоянно совершенствуется. Тем не менее, еще возникают технологические трудности получения высококачественного, кристаллически-совершенного материала при выращивании эпитаксиальных гетероструктур на подложках большого диаметра.

Основной проблемой на современном этапе является изготовление матриц больших форматов, отличающихся высокой однородностью чувствительности элементов в фокальной плоскости и минимальным числом дефектов. Решение этой проблемы накладывает определенные требования к материалу, из которого выращивают гетеропереходы и многослойные структуры для матричных фотоприемных устройств (МФПУ). Любые дефекты материала ведут себя как ловушки, центры прилипания и рекомбинации неосновных носителей заряда, ухудшая фотоэлектрические характеристики прибора. Увеличение количества мало-размерных дефектов в гетероэпитаксиальных

структурах (ГЭС) КРТ приводит к большим токам утечки в МФПУ, которые проявляют себя в возрастании шума; уменьшении сигнала и снижении чувствительности прибора в целом, что подтверждается результатами измерений фотоэлектрических характеристик МФПУ [7]. Крупные ростовые дефекты являются основной причиной "слепых" пикселей МФПУ. В связи с этим возрастает необходимость исследования и теоретического осмысления механизмов образования ростовых и структурных дефектов в ГЭС КРТ. Понимание фундаментальных причин и механизмов образования и развития дефектов в эпитаксиальных слоях КРТ очень важно для получения высококачественных гетероструктур.

В данной статье рассматриваются результаты исследований эпитаксиальных слоев КРТ на подложках GaAs ориентации (310) методами оптической, растровой, атомно-силовой и электронно-ионной микроскопии высокого разрешения.

Методика исследования

Исследовались многослойные ГЭС КРТ, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) в ИФП СО РАН. Гетероэпитаксиальные структуры КРТ были получены на подложках из арсенида галлия GaAs с ориентацией (310). На каждой подложке выращивался буферный слой из теллурида кадмия толщиной около 7 мкм и нижний варизонный слой толщиной 2,5 мкм, затем фоточувствительный рабочий слой из теллурида ртуты кадмия $Cd_xHg_{1-x}Te$ состава $x = 0,22$ толщиной 10 мкм. Для защиты узкозонного рабочего слоя структуры на поверхность эпитаксиальной пленки наносили одномикронный варизонный слой с увеличением состава x до 0,34.

Пермикина Елена Вячеславовна, ведущий инженер.
Кашуба Алексей Сергеевич, ведущий инженер-технолог.
Ляликов Алексей Владимирович, ведущий инженер.
Коротаяев Евгений Дмитриевич, инженер-электроник.
Бурлаков Игорь Дмитриевич, зам. генерального директора.
ФГУП «НПО "Орион"».
Россия, 111123, Москва, ш. Энтузиастов, 46/2.
E-mail: IDBUR@orion-ir.ru

Статья поступила в редакцию 20 марта 2012 г.

© Пермикина Е. В., Кашуба А. С., Ляликов А. В., Коротаяев Е. Д., Бурлаков И. Д., 2012

Исследование морфологии поверхности эпитаксиальных гетероструктур $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ проводилось методами оптической, сканирующей электронной и атомно-силовой микроскопии (АСМ). Трехмерные изображения ростовых дефектов были получены на растровых электронных микроскопах (РЭМ) Jeol-35CF, 3D EDEX SMA при увеличении до $60\,000\times$ с ускоряющим напряжением 15 кВ и током зонда от 10 пА до 1 нА.

Наиболее четкие детальное изображения дефектов эпитаксиальных слоев КРТ МЛЭ разрешением до $200\,000\times$ были получены на электронно-ионном микроскопе Quanta 3D FEG. Двухлучевой электронно-ионный микроскоп Quanta 3D FEG дает обширный круг возможностей для исследований морфологии и дефектов поверхности эпитаксиальных структур. Высококачественная электронно-оптическая система с автоэмиссионным катодом позволяет получать изображения во вторичных электронах с разрешением лучше 2 нм; электростатическая ионно-оптическая система с холодным галлиевым катодом обеспечивает прецизионное фрезерование материала образца с субмикронной точностью, большой набор детекторов создает широкие аналитические возможности. Сухое прецизионное травление ионами галлия в глубину гетероструктуры КРТ позволило получить поперечные разрезы дефектных областей, что способствовало более полному изучению ростовых дефектов в эпитаксиальных слоях.

Профиль микрорельефа поверхности ГЭС КРТ МЛЭ исследовался при помощи метода атомно-силовой микроскопии (АСМ Integra Maximus). В основе метода — измерение силы взаимодействия кончика иглы кантилевера и поверхности. По мере приближения к поверхности гетероструктуры игла испытывает ван-дер-ваальсово притяжение, а затем — отталкивание. Сканирование поверхности гетероструктур осуществлялось прецизионно заостренной иглой кантилевера из проводящего материала. С помощью современного программного обеспечения были получены достаточно наглядные результаты.

Относительный элементный состав эпитаксиального слоя определялся методом рентгеновского микроанализа при помощи энергодисперсионного спектрометра X MAX 80 при ускоряющем напряжении 12 кВ и приставки с детектором отраженных электронов к микроскопу 3D EDEX.

Кристаллографическая структура и ориентация молекулярной решетки около дефектных областей ГЭС КРТ исследовалась при помощи детектора Nordlys методом регистрации картин дифракции отраженных электронов чувствительной камерой

ССД. Метод основан на "захватывании" изображения с фосфоресцирующего экрана, находящегося вблизи поверхности гетероструктуры. Линии на экране сопоставлялись с кристаллическими плоскостями, и в каждой точке образца определялись тип кристаллической решетки и ориентация элементарной ячейки.

Особенности поведения дислокаций в эпитаксиальных слоях КРТ МЛЭ были исследованы методом поочередного селективного и полирующего травления.

Морфология поверхности слоев ГЭС КРТ МЛЭ

В процессе исследования морфологии поверхности слоев ГЭС КРТ МЛЭ наблюдалось два типа рельефа:

рельеф со случайным расположением бугорков и впадин;

рельеф с характерным систематическим чередованием бугорков и впадин.

Рельеф первого типа, показанный на рис. 1, наблюдается при оптимальных условиях роста, в то время как рельеф второго типа (рис. 2) характерен для отклонения условий выращивания от оптимальных [1]. Различие микронеоднородностей поверхности по высоте h "пик—впадина" для рельефа первого типа составляет 7 нм, по интервалу "пик—пик" — до 2 мкм. Рельеф второго типа отличается относительно систематическим чередованием нановолн вдоль направления [001] и малым интервалом между нановолнами — около 150 нм. Высота нановолн и интервал между ними зависят от ориентации поверхности и условий роста [1]. Ветвление и деление нановолн понижает напряжение кристаллической структуры. Но именно в местах изгибов, ветвлений и неровностей поверхности энергетически более выгодно закрепляться примесям и теллурическим преципитатам. Поэтому на поверхности рельефа второго типа наиболее вероятно зарождение и развитие дефектов, инициируемых скоплениями теллура.

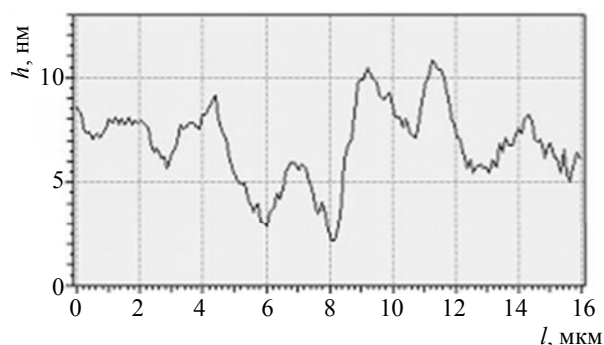


Рис. 1. АСМ-профиль поверхности эпитаксиального слоя КРТ со случайным расположением бугорков и впадин

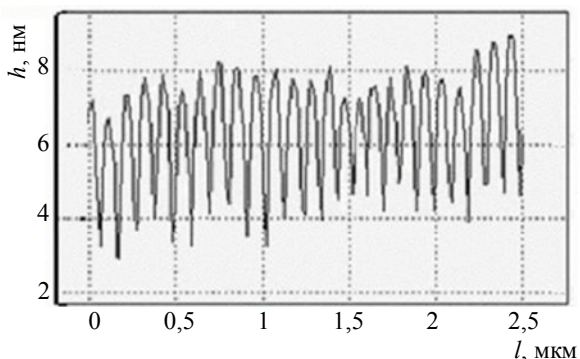


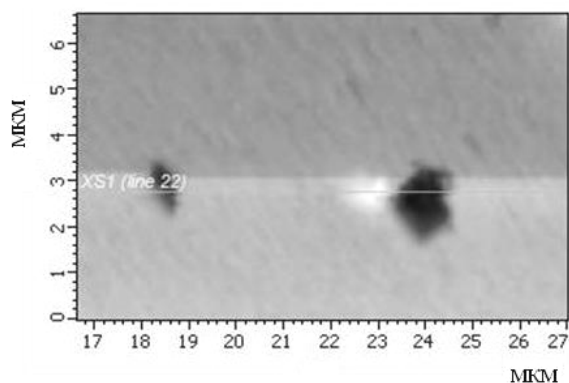
Рис. 2. АСМ-профиль поверхности эпитаксиального слоя с характерным систематическим чередованием бугорков и впадин

В процессе исследования на поверхности эпитаксиальных слоев $Hg_{1-x}Cd_xTe$ (310) были обнаружены следующие виды дефектов.

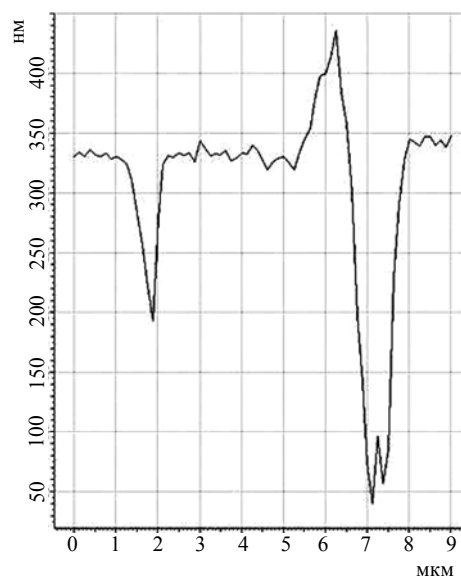
Холмики, представляющие собой маленькие (высотой 20 нм и диаметром 0,3—0,5 мкм) и большие (высотой 200 нм и диаметром 1—1,5 мкм) бугорки. Причинами возникновения холмиков мо-

гут быть неровности или повреждения поверхности подложки из-за недостаточно качественной полировки, что способствует поверхностной адсорбции загрязнений и образованию кластеров. Такие дефекты становятся причинами напряжений, релаксирующих в кристаллической структуре с образованием дислокаций. Холмики могут инициировать образование более крупных ростовых дефектов.

Микропустоты различной формы и размеров. На АСМ-изображении (рис. 3) видны более или менее развитые пустоты на поверхности (310) ГЭС КРТ. АСМ-измерения показали, что глубина таких пустот составляет от 0,1 до 0,3 мкм. Сложные микропустоты имеют огранку. С одной стороны от такой микропустоты образуется возвышение высотой от 0,04 до 0,06 мкм. Для микропустот характерна треугольная форма с каналом, вытянутым в направлении, симметричном направлению [100] (рис. 4).



а



б

Рис. 3. АСМ-изображение микропустот (а) и АСМ-профиль рельефа поверхности ЭС КРТ (б)

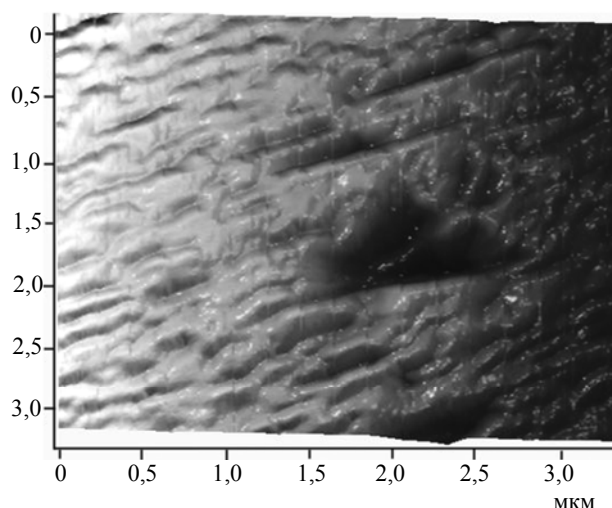


Рис. 4. АСМ-изображение микропустоты на поверхности ЭС КРТ

Дефекты с огранкой такого типа, но более остrokонечные, были обнаружены E. Selvig и др. при исследовании HgTe ориентации (211) [3]. В эпитаксиальных слоях CdHgTe стенки граней, окаймляющие микропустоты, более неровные, чем в теллуриде ртути. Внешний вид огранки микропустот зависит от характера отклонения температуры выращивания от оптимальной T_{opt} . Причинами зарождения микропустот являются простые пустоты, возникающие вследствие недостаточного потока ртути в процессе выращивания, а также из-за примесей и загрязнений. В процессе роста простые по форме пустоты всегда инициируют образование микропустот с огранкой, но общий вид огранки может меняться в зависимости от условий выращивания [3, 4].

Механизм образования микропустот в эпитаксиальных слоях CdHgTe

Существует предположение, что механизм формирования огранки микропустот в CdHgTe основывается на диффузии Te в направлении, симметричном [111] [3]. На АСМ-изображении профиля видно, как материал выстраивается на одной из сторон микропустоты, образуя "канал" снизу (см. рис. 4). Появление "канала", вытянутого в симметричном направлении [100], можно объяснить недостатком атомов материала, диффундирующих снизу от микропустоты. Загрязнения поверхности (или дефект подложки) может блокировать диффузию атомов так, что материал будет накапливаться вокруг них.

Особенности огранки микропустот можно объяснить низкой поверхностной подвижностью Cd в сравнении с Te (т. е. осевший Cd огораживает свои области, тогда как Te диффундирует на большие расстояния, а Hg легко переиспаряется с поверхности). Большое значение для появления огранки имеет также диссоциация молекул Te_2 . Chang и др.

предполагают, что диссоциация Te_2 на поверхности замедлена как при низких температурах (благодаря низкому коэффициенту диссоциации), так и при высоких (из-за избытка Te на поверхности) [5]. Более того, энергия диссоциации Te_2 выше на дефектах и загрязнениях, чем на атомно-гладкой поверхности КРТ. Поэтому молекулы теллура аккумулируются в дефектных местах поверхности. Следовательно, загрязнения и примеси с адсорбируемым теллуrom будут образовывать центры зарождения микропустот. Возможно, что микропустоты в процессе роста становятся источниками образования макродефектов, например, таких как V-дефекты.

V-дефекты

В литературе такие дефекты называются кратерами, высокотемпературными пустотами, V-образными и винтовыми дефектами.

В настоящее время это самый наиболее распространенный вид дефектов, характерный для эпитаксиальных слоев ГЭС КРТ, выращиваемых методом МЛЭ на подложках из арсенида галлия ориентации (310). Поэтому изучение V-дефектов представляет для нас наибольший интерес.

Исследования методами атомно-силовой и электронной микроскопии высокого разрешения показали, что V-дефекты — это сложные поликристаллические образования протяженностью от нескольких единиц до десятков микрометров. Поверхностная плотность V-дефектов на исследуемых образцах составила $(4,7—9) \cdot 10^2$ шт./см².

Каждый V-дефект состоит из центральной и периферических областей. Как видно на рис. 5, центральная область — это конгломерат наиболее крупных поликристаллов 1. Периферические области состоят из области мелких кристаллитов 2, переходящей в нарушенный слой структуры поверхности 3, и двойниковых ламелей 4.

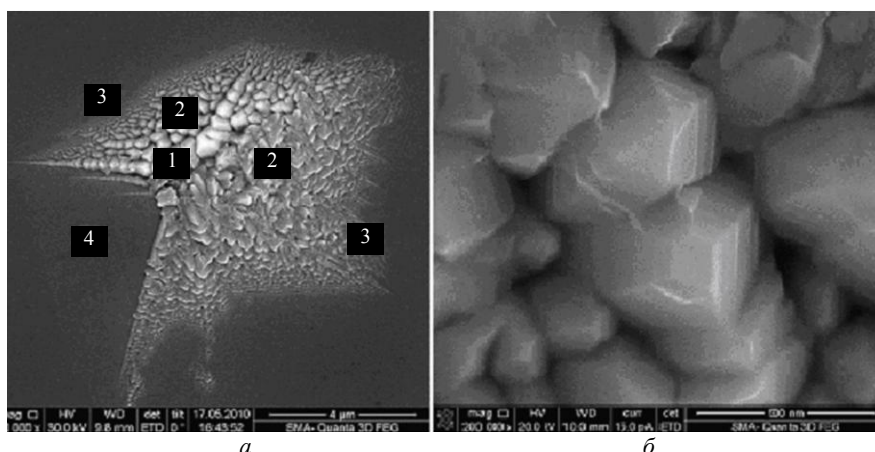


Рис. 5. Высокорастворяющие изображения, полученные на электронно-ионном микроскопе:
а — V-дефект; б — центральная область V-дефекта

Размеры V-дефекта могут достигать от 10 до 25 мкм в диаметре при толщине эпитаксиального слоя КРТ МЛЭ 10 мкм. Размеры поликристаллов центральной области V-дефекта увеличиваются с ростом толщины эпитаксиального слоя так же, как и размеры его периферических областей. Таким образом, размеры V-дефекта увеличиваются с ростом толщины слоя HgCdTe.

Полученные картины дифракции и карты ориентации элементарной ячейки показали, что различные участки V-дефекта имеют одинаковую структуру, но разную ориентацию элементарной ячейки. Ориентационная карта на рис. 6 показывает ориентацию элементарной ячейки в каждой точке поверхности с помощью цветового кода по трем углам Эйлера. Наиболее темные участки соответствуют точкам, где невозможно определение кристаллической структуры.

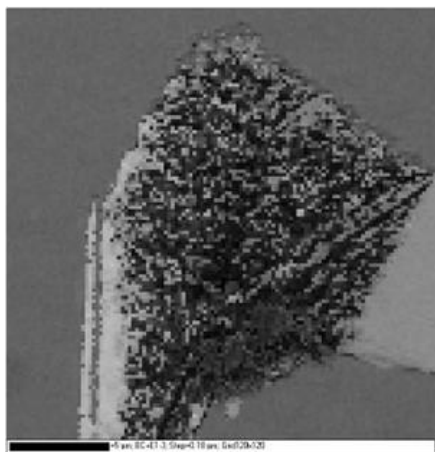


Рис. 6. Карта ориентации элементарной ячейки V-дефекта, полученная при помощи детектора Nordlys

В частности, такие точки имеются в середине дефекта, где сильно выражена топография поверхности. Здесь метод дифракции отраженных электронов (EBSD) не позволяет получить чистое ("без теней") изображение. Всего в области дефекта было обнаружено три различных ориентации кристаллической структуры. Как показали картины EBSD, угол между ориентацией эпитаксиального слоя и любой из трех ориентаций кристаллитов составил 60° . Углы разориентации между кристаллитами отличались, примерно, на 39° . (На рис. 6 разориентированные области отличаются цветом.) Области вблизи V-дефектов, отличающиеся цветовой гаммой и тональной насыщенностью, представляют собой двойниковые структуры. В результате явления двойникового монокристаллический эпитаксиальный слой может быть разложен на блоки, отделенные друг от друга дислокационными границами.

Электронно-микроскопическое изображение на рис. 5, б показывает, что наиболее крупные поли-

кристаллы центральной области V-дефекта имеют форму гексагональных пирамид, ориентированных в направлении роста и сросшихся боковыми гранями. Центр V-дефекта — это самая высокая область. Высота крупных поликристаллов составляет более 1 мкм. Ориентация крупных поликристаллов центральной и периферических областей V-дефекта различны. Периферические области V-дефекта, состоящие из мелких кристаллитов, постепенно переходят в нарушенный слой структуры поверхности, где развиваются дислокации 3 и двойники 4 (см. рис. 5, а). На карте ориентации элементарной ячейки (см. рис. 6) изображения двойников отличаются по цвету. Очевидно, что форма и размеры каждого кристаллита зависят от направления его роста относительно основной ориентации поверхности эпитаксиального слоя.

Сравнительный анализ элементного состава V-дефекта и бездефектной области поверхности эпитаксиального слоя $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$

Методом рентгеновского микроанализа определен относительный элементный состав дефектных и монокристаллических бездефектных областей поверхности варизонного слоя $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$, где $x = 0,35$. Проведен анализ состава V-дефектов, отличающихся между собой формой и размерами, а также бездефектных областей, находящихся на расстоянии 10—30 мкм от края V-дефекта. На основе анализа данных элементного состава V-дефекта и поверхности слоя ГЭС КРТ МЛЭ (рис. 7) были получены следующие результаты:

отклонение содержания теллура от стехиометрического в сторону избытка в центре дефектной области — около 2,5 %, для монокристаллической области — 0,4 %;

содержание кадмия понижается в направлении от центральной области V-дефекта к бездефектной, причем в бездефектной области наблюдается недостаток кадмия около 0,45 %;

концентрация ртути заметно понижена в центре V-дефекта, здесь недостаток ртути по сравнению со стехиометрическим около 3 %.

Избыточное содержание теллура в центральной области V-дефекта и некоторое отклонение от стехиометрического отношения в сторону избытка в бездефектной области можно объяснить высоким коэффициентом поверхностной адсорбции теллура. В процессе роста почти 100 % Te осаждается на поверхность, не переиспаряясь. Однако поведение Te в дефектной и монокристаллической областях различно. Если в области образования и развития V-дефекта диссоциация Te_2 затруднена

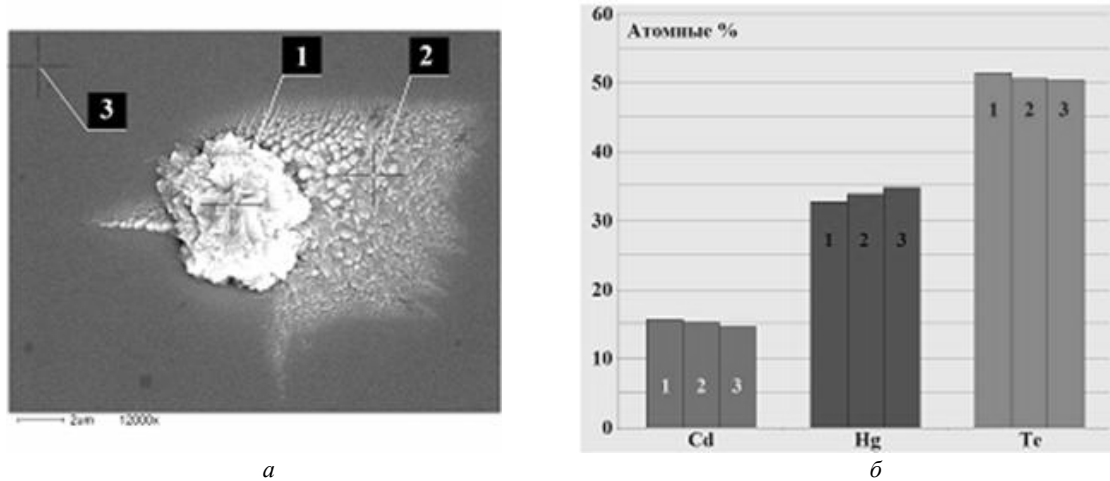


Рис. 7. Результаты исследования дефектных и бездефектных областей:

а — высокоразрешающее изображение V-дефекта, полученное на электронно-ионном микроскопе, с обозначением областей, отличающихся элементарным составом; *б* — диаграмма элементного состава дефектных и бездефектной областей

и избыточный теллур переходит в кристаллическое состояние, инициируя рост поликристаллов, то в бездефектной монокристаллической области молекулы теллура диссоциируют и встраиваются не только в кристаллическую подрешетку теллура, но и в междоузлия. Ртуть имеет свойство выходить из узлов своей подрешетки, создавая вакансии, и диффундирует по междоузлиям к поверхности, легко переиспаряясь. Поэтому теллур может оказаться в междоузлиях, в которых ранее находилась ртуть. В связи с этим в эпитаксиальных слоях КРТ всегда наблюдается некоторый избыток теллура и недостаток ртути.

Исследование V-дефектов методом поперечных разрезов

При исследовании морфологии V-дефектов методом поперечных разрезов (cross-секций) поверхности ЭС КРТ (310) было установлено, что V-дефекты могут зарождаться как на границе раздела подложка—эпитаксиальный слой, так и внутри эпитаксиальных слоев (рис. 8, *а*, *б*).

На основе анализа микроскопических изображений высокого разрешения рис. 8 можно сделать вывод о причинах зарождения V-дефектов.

Первая группа причин связана с морфологией поверхности подложки. Поверхностные дефекты подложки, неровности, загрязнения приводят к зарождению V-дефекта на границе раздела подложка—эпитаксиальный слой. Вторая группа причин обусловлена отклонением технологических режимов процесса эпитаксиального выращивания от оптимальных. В этом случае V-дефект образуется уже внутри эпитаксиального слоя.

Как показали наблюдения, образование V-дефекта может начинаться с зарождения периферической области (например, на границе раздела подложка—эпитаксиальный слой), а затем развивается внутри эпитаксиального слоя в центральной области. В местах зарождения V-дефектов было замечено ухудшение адгезии структурного материала растущей поверхностью, приводящее к образованию пустот. На рис. 8 заметно, что поликристаллический материал V-дефекта отделен пустотой от монокристаллического материала эпитаксиального слоя КРТ.

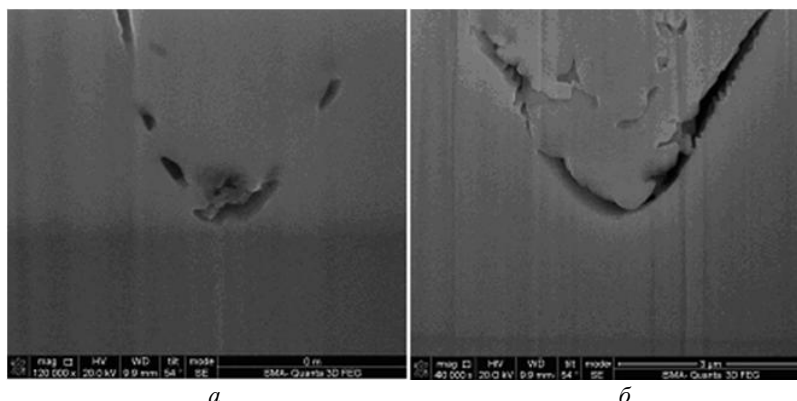


Рис. 8. Микроскопические изображения поперечных разрезов V-дефекта, зародившегося:

а — на границе раздела подложка/эпитаксиальный слой КРТ; *б* — внутри эпитаксиального слоя КРТ

Механизм образования и развития V-дефекта

Итак, зарождение и развитие V-дефекта непосредственно связано с преципитатами теллура. Теллур активен в процессе эпитаксиального роста HgCdTe (поверхностная подвижность Te больше, чем Cd [3]), к тому же поверхностная адсорбция Te довольно высока. Как известно, в процессе выращивания материала молекулы будут закрепляться, в первую очередь, в местах, способствующих понижению поверхностной энергии, т. е. на изгибах, выступах и микронеоднородностях, а при неоптимальных условиях выращивания — вдоль ступеней роста. Энергия диссоциации молекул теллура Te_2 в таких местах более высокая, чем на атомно-гладкой поверхности HgCdTe (310). Поэтому диссоциация молекул Te_2 здесь будет затруднена.

Молекулярный теллур не может быть материалом для построения кристаллической решетки КРТ. Молекулы теллура инициируют формирование кристаллического теллура. Наличие скоплений кристаллического теллура с размерами до 10—30 нм и толщиной в несколько монослоев вдоль фронта роста (изгибов макроступеней) наблюдали ранее [6] методом высокоразрешающей электронной микроскопии при атомном разрешении. Таким путем были обнаружены преципитаты теллура с расстоянием между атомными слоями 0,59 нм. Указанная величина соответствует одному из двух параметров гексагональной кристаллической решетки теллура. Возможно, возникновение гексагональной кристаллической структуры металлического теллура впоследствии инициирует зарождение тонких поликристаллитов HgCdTe, которые разрастаются в гексагональные пирамиды (см. рис. 5). Возможно, что это один из механизмов зарождения центральной области V-дефекта, которая состоит из самых крупных пирамидальных кристаллов, окруженных кристаллическим теллуrom.

Несоответствия параметров решеток кристаллического теллура и теллурида кадмия ртути в процессе роста приводят к большим механическим напряжениям в эпитаксиальных слоях структуры КРТ, вследствие чего продолжают образовываться и развиваться дислокации несоответствия. Во время процесса выращивания дислокации скользят вдоль плоскости (111) и локализуют образование новых тонких стенок разориентированных поликристаллитов. К тому же дефектные структуры являются центрами, куда стекаются дислокации, создавая дислокационные кластеры. Образование поликристаллитов в периферической области V-дефекта непосредственно связано с явлением двойникования. Вероятно, что направление роста и форма таких поликристаллитов будет определяться ориентацией двойников (см. рис. 6).

Анализ формообразования V-дефектов

При наблюдении поверхности эпитаксиальных слоев структур КРТ (130) оказалось, что V-дефекты отличаются формой центральной области:

шаровидные (см. рис. 7);

протяженные (вытянутые) (рис. 9);

смешанные, отличающиеся крупнокристаллической центральной областью и лучеобразными периферическими ответвлениями (см. рис. 5, а).

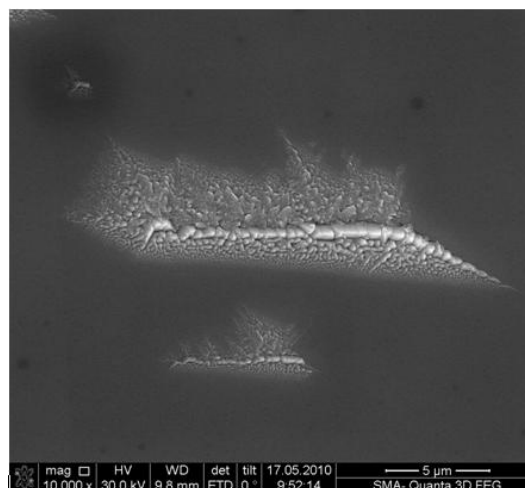


Рис. 9. Изображение протяженного V-дефекта

Возможно, что причина различной формы V-дефектов носит кристаллографический характер. Точнее говоря, конфигурация центральной области каждого V-дефекта зависит от особенностей микрорельефа поверхности и дислокационного кластера, на котором развивается V-дефект. Так, бугорок или царапина на поверхности подложки, образовавшиеся, вследствие скопления загрязнений или плохой полировки, могут адсорбировать молекулы Te_2 и стать источником напряжений на границе раздела, которые релаксируют с образованием дислокаций и последующим зарождением V-дефектов. При неоптимальных режимах выращивания на изгибах макроступеней роста "возмущенного" рельефа поверхности адсорбируется избыточный Te, который также способствует развитию дислокаций и V-дефектов. Форма центральной области V-дефекта, вероятно, связана с особенностями первичного дефекта (бугорок, царапина, микропустота). Обычно первичные дефекты являются не только источниками, но и становятся центрами — стоками дислокаций. Перемещаясь в растущей структуре и взаимодействуя между собой, дислокации образуют скопления (кластеры) часто в области первичного дефекта. Дислокационный кластер в области развития V-дефекта, выявленный в результате селективного травления, показан на рис. 10, а.

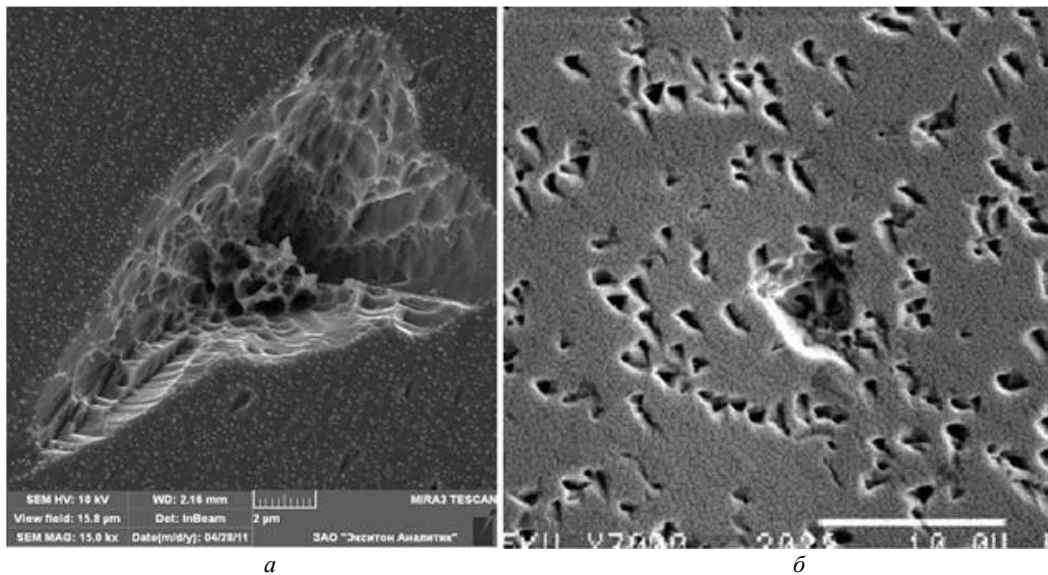


Рис. 10. Результаты травления:

a — V-дефект после селективного травления; *б* — эпитаксиальная поверхность КРТ после поочередного селективного и полирующего травления. В центре видимого поля — дислокационная петля

Исследования особенностей роста спиралеподобных структур на скоплениях винтовых дефектов (в частности, на дислокационных петлях) доказали, что причиной плохой адгезии материала в начале зарождения V-дефекта является поверхностный энергетический барьер в центре дислокационных кластеров [6—8]. Энергия в центре винтового дефекта, может быть очень большой, и это, возможно, установит предельный энергетический барьер для адсорбции атомов растущей поверхностью. Следовательно, скорость роста значительно уменьшится.

Радиус отдельных винтовых дислокаций очень мал, и, соответственно, имеет низкий энергетический барьер. Поэтому на отдельных дислокациях возможен слоисто-спиральный рост. Например,

винтовая дислокация, которая находится внутри эпитаксиального слоя, имеет небольшой радиус и, вероятно, поэтому здесь не происходит зарождения V-дефекта. В центре микроскопического изображения на рис. 11 показана винтовая дислокации, выявленная в результате поочередного травления эпитаксиальной поверхности КРТ в полирующем и селективном травителях. Чем больше растет спиралевидный дефект (винтовые дислокации, взаимодействуя, образуют петли), тем выше становится энергетический барьер, что и делает выращивание на центрах винтовых дефектов энергетически неблагоприятным. Процесс испарения в этом случае будет доминировать над поверхностной адсорбцией, и, таким образом, появляются пустоты.

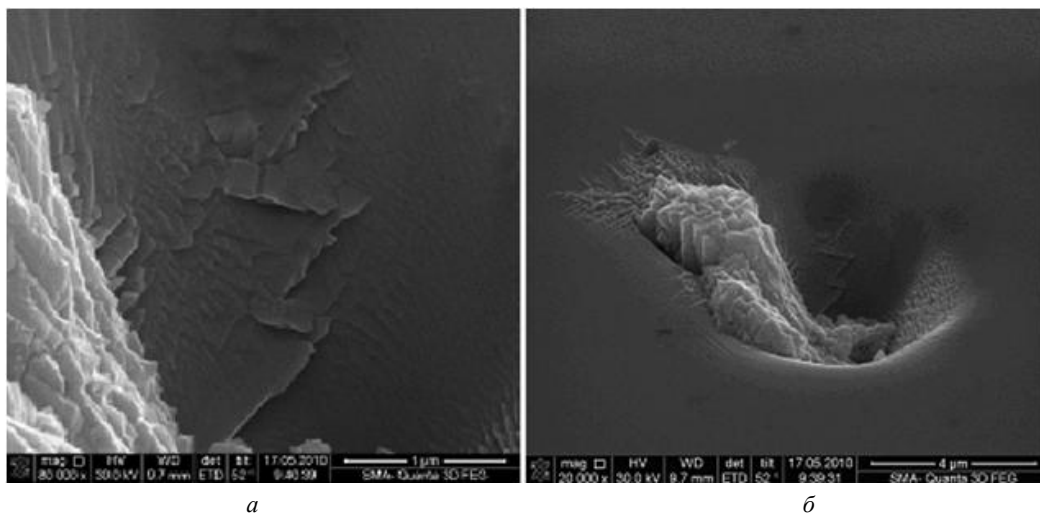


Рис. 11. Виды дефектов:

a — спиралевидная структура на винтовой дислокации; *б* — зарождение V-дефекта на спиралевидной структуре

На рис. 11, *a* детально показана спиралевидная структура, которая образовалась на винтовой дислокации. Винтовая дислокация огораживает пустоту и проходит через растущие слои. В зависимости от того, каким образом винтовые и краевые дислокации взаимодействуют между собой, будет конфигурация пустоты в центре V-дефекта. Поэтому шаровидная центральная область V-дефекта будет развиваться на винтовых дислокациях и дислокационных петлях (см. рис. 7, *a*). Вытянутая форма V-дефекта станет характерной для конгломерата дислокаций с преобладанием краевой составляющей (см. рис. 9), а V-дефект смешанного типа зарождается и развивается на смешанных дислокациях, разветвляющихся в различных направлениях (см. рис. 5, *a*).

Для эпитаксиальных слоев КРТ наиболее характерно развитие винтовых дислокаций и дислокаций смешанного типа с преобладанием винтовой составляющей. Внутри монокристалла КРТ дислокации, взаимодействуя между собой, образуют дислокационные петли. Дислокационная петля, выявленная в результате поочередного травления в селективном и полирующем травителях, показана на рис. 10, *б*. Установлено, что плотность дислокаций в слоях КРТ, выращенных на подложках из арсенида галлия, обычно порядка 10^6 — 10^7 см⁻². Образование, перемещение и взаимодействие дислокаций между собой в эпитаксиальном слое КРТ определяется условиями роста и температурной историей образца, и, следовательно, изменяется от образца к образцу. Микроскопическое изображение скоплений ямок травления в области V-дефекта после селективного травления показывает, что данный V-дефект развивается на дислокационном кластере смешанного типа (см. рис. 10, *a*), поэтому наблюдаются треугольные фигуры травления, которые по-разному ориентированы в области развития этого дефекта: одни из них как бы разворачиваются от слоя к слою из глубины структуры, другие — однонаправлены.

Заключение

В работе мы рассмотрели особенности морфологии поверхности эпитаксиальных слоев гетероструктур (310) HgCdTe, выращенные методом молекулярно-лучевой эпитаксии.

Было проведено подробное исследование микропустот и V-дефектов. Представлен сравнительный анализ элементного состава V-дефекта и бездефектной области эпитаксиального слоя Hg_{1-x}Cd_xTe. Даны вероятные механизмы образования микропустот и V-дефектов. Установлено, что формирование V-дефектов связано с преципитатами избыточного теллура, способствующего образованию кристаллического Te. Кристаллический теллур инициирует зарождение гексагональных пирамидальных поликристаллов, ориентированных в направлении роста (центральная область V-дефекта), и дислокационных кластеров. Во время процесса выращивания дислокации скольжения локализуют образование кристаллических структур, отличающихся ориентацией от поликристаллов центра V-дефекта. Установлено, что форма центральной области V-дефекта зависит от характера взаимодействия дислокаций между собой.

Литература

1. Sabinina I. V., Gutakovsky A. K., Sidorov Yu. G., Latshev A. V. // Journal of Crystal Growth. 2005. V. 274. P. 339.
2. Benson J. D., Almeida L. A., Carmody M. W. et al. // J. of Electronic Materials. 2007. V. 36. No. 8. P. 949.
3. Selvig E., Tonheim C. R., Kongshaug, K. O. et al. // J. Vac. Sci. Technol. 2007. V. 25. No. 6. P. 1776.
4. Haakenaasen R., Steen H., Selvig E. et al. // Phys. Scr. 2006. V. 126. P. 31.
5. Chang Y., Badano G., Zhao J. et al. // Appl. Phys. Lett. 2003. V. 83. P. 4785.
6. Chang Y., Becker C.K., Grein C.H. et al. // J. of Electronic Materials. 2008. V. 37. No. 9. P. 1171.
7. Бурлаков И. Д., Кашуба А. С., Пермикина Е. В., Головин С. В., Арбенина В. В. // Вестник МИТХТ. 2009. Т. 4. № 4. С. 78.
8. Васильев Д. М. Физическая кристаллография. — СПб.: С.-Петербургский государственный техн. у-тет, 1996.

High-resolution microscopy investigations of HgCdTe heteroepitaxial structures

E. V. Permikina, A. S. Kashuba, A. V. Ljalikov, E. D. Korotaev, I. D. Burlakov
Orion R&P Association
46/2 Enthusiasts road, Moscow, 111123, Russia
E-mail: IDBUR@orion-ir.ru

Presented are results of study of the HgCdTe epitaxial layers grown on the GaAs substrates by MBE. The scanning atomic force microscopy and high-resolution electron-ion microscopy have

been used. The defects of heterostructure surfaces have been obtained such as hillocks, microvoids and V-shaped defects. Hillocks were observed various on a magnitude. Microvoids had faceted. V-shaped defects were completely covered with polycrystalline material.

PACS: 85.60.-q

Keywords: epitaxial layers, HgCdTe, hillocks, morphology, V-shaped defects, atomic-force microscope.

Bibliography — 8 references.

Received March 20, 2012