

Дефекты кристаллической структуры в слоях $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$, выращенных на подложках из $\text{Si}(310)$

© М.В. Якушев[¶], А.К. Гутаковский, И.В. Сабина, Ю.Г. Сидоров

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

(Получена 28 декабря 2010 г. Принята к печати 31 декабря 2010 г.)

Методами просвечивающей электронной микроскопии и селективного травления исследована микроструктура слоев $\text{CdTe}(310)$ и $\text{CdHgTe}(310)$, выращенных молекулярно-лучевой эпитаксией на подложках из Si . Установлено, что в гетероструктурах $\text{CdHgTe}/\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{Si}(310)$ образование антифазных доменов определяется условиями формирования интерфейса ZnTe/Si . Создав условия, облегчающие адсорбцию цинка, возможно получение монокристаллических слоев. Повышение температуры роста и давления паров Te_2 вызывает появление антифазных доменов и увеличение их плотности вплоть до роста поликристалла. Обнаружено, что в гетероструктуре $\text{CdHgTe}/\text{Si}(310)$ присутствуют дефекты упаковки, анизотропно распределенные в объеме выращенных слоев. Дефекты упаковки преимущественно лежат в одной плоскости (111), пересекающей поверхность (310) под углом 68° . Зарождение дефектов упаковки происходит на границе раздела $\text{ZnTe}/\text{Si}(310)$. Обсуждаются причины образования дефектов упаковки и их анизотропного распределения.

1. Введение

Гетероэпитаксиальная структура $\text{CdHgTe}/\text{CdTe}/\text{ZnTe}/\text{Si}$ является наиболее перспективным материалом для создания матричных фотодетекторов, работающих в инфракрасном (ИК) диапазоне. Использование подложек из кремния позволяет получать матричные фоточувствительные элементы, согласованные по коэффициенту термического расширения с кремниевой интегральной микросхемой считывания сигнала (мультиплексором), что очень важно для фотоприемников, работающих при криогенных температурах. Кроме того, переход на слои CdHgTe (КРТ), выращенные на подложках из кремния большого диаметра, существенно снизит себестоимость ИК фотоприемников.

Принципиальной возможностью получения гетероэпитаксиальных структур на альтернативных подложках обладают различные парофазные эпитаксиальные методы, такие как модификации молекулярно-лучевой эпитаксии и эпитаксии из паровой фазы с использованием металлорганических соединений. Молекулярно-лучевая эпитаксия (МЛЭ) превосходит другие эпитаксиальные методы выращивания слоев КРТ на „альтернативных“ подложках. К преимуществам МЛЭ по сравнению с остальными методами относятся: 1) низкая температура роста; 2) наиболее чистые условия выращивания и соответственно низкий уровень фонового легирования; 3) возможность получения многослойных объектов, включая сверхрешетки и структуры с квантовыми точками; 4) наличие встроенных методик анализа поверхности, позволяющих *in situ* исследовать и контролировать ключевые стадии изготовления гетероструктур.

При выращивании КРТ методом МЛЭ на подложках кремния чаще всего используются подложки с ориентацией поверхности (112). Существенным недостатком поверхности (112) является очень узкий диапазон условий роста. Изменив соотношение давлений паров ртути

и теллура в 2 раза или температуру роста на 5°C , вы полностью перекрываете диапазон бездефектного роста [1,2]. Проведенные исследования процессов роста слоев КРТ методом МЛЭ на подложках из GaAs позволили определить основные факторы, влияющие на качество получаемых гетероструктур [3]. Было установлено, что на подложках из GaAs с ориентацией поверхности по плоскости (310) минимальная плотность поверхностных макроскопических дефектов и высокие значения электрофизических параметров достигаются в более широком интервале условий роста, чем на подложках, ориентированных по плоскости (112)В. В связи с этим перспективным представляется использование подложек $\text{Si}(310)$ для гетероэпитаксиальных слоев КРТ.

При гетероэпитаксии КРТ на кремнии существуют проблемы, связанные с большим несогласованием параметров решеток, неизовалентностью и моноатомностью кремния, которые приводят к появлению большого количества дефектов. Высокая плотность дефектов кристаллической структуры ведет к деградации электрофизических свойств гетероструктур и параметров приборов, изготовленных на основе выращиваемых пленок.

К дефектам кристаллической структуры, которые могут присутствовать в пленках КРТ, выращенных на подложках из Si , относятся антифазные домены, дефекты упаковки и дислокации. В данной работе изучены механизмы образования антифазных доменов и дефектов упаковки в гетероструктурах $\text{CdHgTe}/\text{Si}(310)$.

2. Методика эксперимента

Рост гетероэпитаксиальных структур $\text{CdHgTe}/\text{Si}(310)$ осуществлялся на многокамерной сверхвысоковакуумной установке молекулярно-лучевой эпитаксии „Обь“ [4]. Установка включала камеры загрузки-выгрузки, камеру предэпитаксиального отжига, камеру роста буферных слоев и камеру роста КРТ. Для *in situ* контроля процессов предэпитаксиальной подготовки и

[¶] E-mail: yakushev@isp.nsc.ru

роста использовались дифракция быстрых электронов (ДБЭ) и одноволновая эллипсометрия (длина волны $\lambda = 632.8$ нм). В качестве подложек использовались заводские кремниевые пластины КДБ 10ТУ 240 диаметром 76 мм, ориентированные по плоскости (310).

Перед загрузкой в вакуумную систему подложки обрабатывались по стандартной RCA-методике [5], в результате которой поверхность пассивировалась тонким окислом. На последнем этапе химической обработки подложки погружались в 1% водный раствор HF для удаления тонкого окисла и гидрогенизации поверхности [6]. Закрепление подложек в держателе и загрузка в вакуумную систему проводилась в герметичном боксе в атмосфере сухого азота.

Предэпитаксиальный отжиг в вакууме проводился в два этапа. На первом этапе образец выдерживался при температуре 150–180°C в течение 2 ч для удаления физически адсорбированных загрязнений, которые могли попасть на образец и носитель при операциях загрузки. Затем образец нагревался до температуры 550–600°C со скоростью около 30 град/мин в потоке мышьяка (As_4) с эквивалентным давлением порядка 10^{-6} Торр. После экспозиции в течение 15 мин в потоке мышьяка при заданной температуре образец охлаждался до 100°C и передавался в камеру роста буферных слоев.

Рост буферного слоя проводился в два этапа. На первом этапе, со скоростью 0.05–0.3 мкм/ч, выращивался слой ZnTe(310) толщиной 0.02 мкм. На втором этапе, со скоростью 2–2.5 мкм/ч, выращивался слой CdTe(310) толщиной 6–8 мкм. Температура роста теллурида кадмия составляла 280–320°C, плотность потока атомов Cd в 3–5 раз превышала плотность потока атомов Te_2 .

Исследования дефектов в объеме пленок проводились методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и селективного травления. Анализ методом ПЭМ проводился на электронном микроскопе JEM-4000EX (JEOL). Образцы для ПЭМ препарировались как в виде тонких фольг, параллельных поверхности роста, так и в виде поперечных срезов.

Для получения прозрачных для пучка электронов тонких фольг в плоскости, параллельной поверхности пленки, была разработана оригинальная методика. Образец, представляющий собой гетероструктуру CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si, помещался в горячий раствор KOH и выдерживался до полного растворения кремниевой подложки. Затем пленку (CdHgTe/CdTe/ZnTe) промывали и утоняли травлением либо со стороны ростовой поверхности, либо с противоположной стороны в растворе брома (1.5%) в метаноле. При таком способе отделения пленки от подложки появляется возможность исследовать структуру пленки как вблизи поверхности, так и вблизи гетерограницы.

Для выявления дефектов в слоях CdTe использовался раствор следующего состава: 10 мл HNO_3 + 20 мл H_2O + 4г $K_2Cr_2O_7$ + 1.5 мг $AgNO_3$ (травитель E-Ag1)[7]. Для выявления дефектов в пленках CdHgTe использовался раствор: 5г CrO_3 + 3 мл HCl + 15 мл H_2O (травитель Schaake) [8]. В результате селективного травления

на поверхности образцов появлялись ямки, имеющие характерную форму, различную для разных типов дефектов. Дислокации выявлялись в виде вытянутых треугольников для поверхности CdTe и в виде точек для поверхности CdHgTe, антифазные границы выявились в виде линий произвольной формы, а дефекты упаковки в виде прямых параллельных линий.

3. Результаты и их обсуждение

3.1. Антифазные домены

Антифазные домены являются характерными дефектами для любой гетероструктуры, где в качестве подложки выступает полупроводник с кристаллической решеткой алмаза (Si, Ge), а в качестве выращиваемого слоя выступает бинарное соединение с кристаллической решеткой сфалерита (GaAs, CdTe). Наиболее подробно механизм образования антифазных доменов и способы получения монокристаллических слоев рассмотрены для случая гетероэпитаксии GaSb/Si и GaAs/Ge [9]. Возникновение антифазных доменов в слоях GaAs, выращенных на подложках из Si, обусловлено моноатомностью кремния. Если поверхность кремния содержит ступени моноатомной высоты и осаждение на всех террасах начинается, например, с мышьяка, то при образовании второго монослоя слой галлия на нижележащих террасах окажется

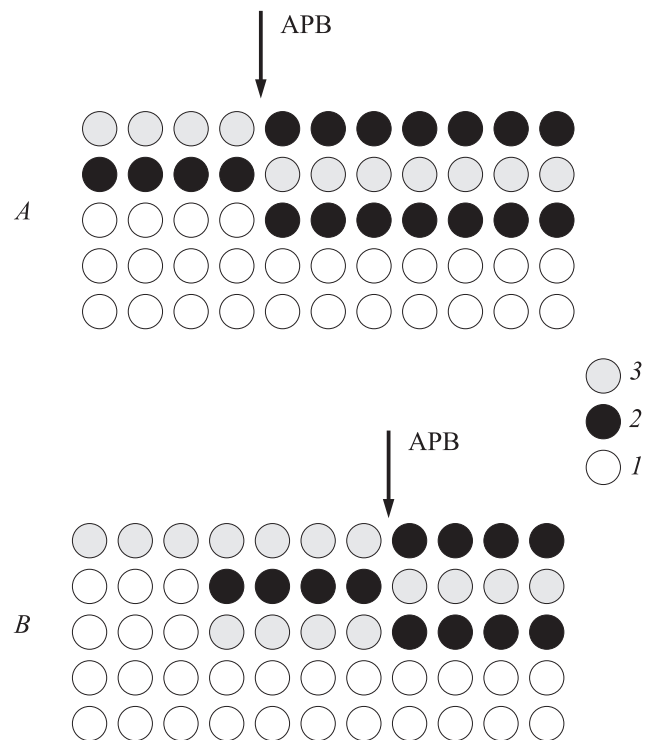


Рис. 1. Механизмы образования антифазных границ. *A* — в случае присутствия на поверхности подложки ступеней одноатомной высоты. *B* — в случае образования несплошного адсорбционного слоя. 1 — атомы подложки, 2 — атомы V или VI группы, 3 — атомы II или III группы.

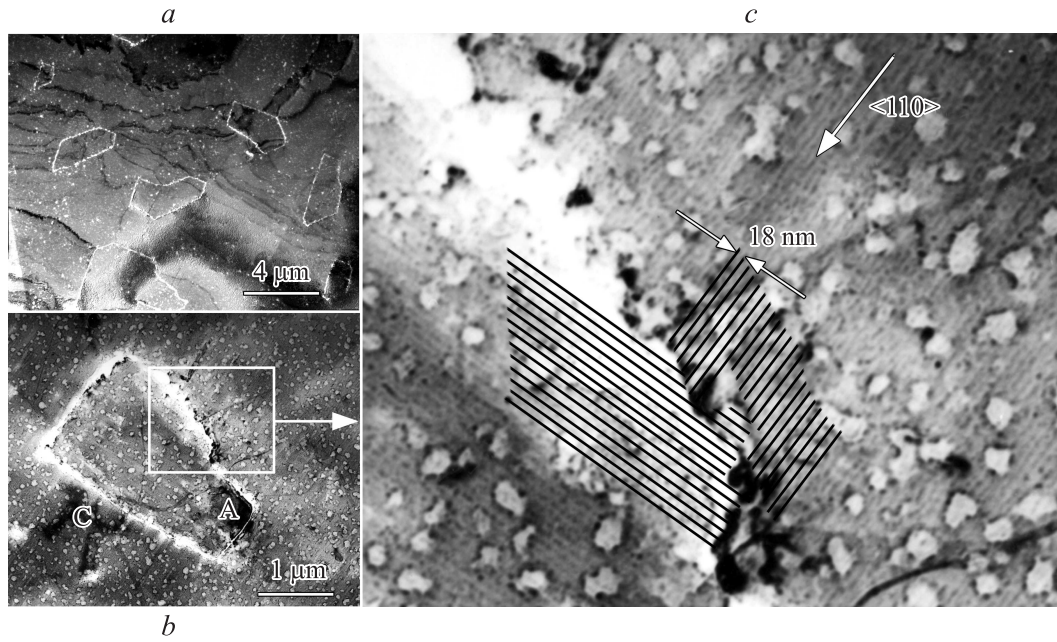


Рис. 2. *a* — ПЭМ-изображения приповерхностной области гетероструктуры CdTe/ZnTe/Si(310), содержащей антифазные домены, полученные в полюсе (100); *b* и *c* — граница между двумя доменами. *c* — увеличенный участок рис. 2, *b*.

продолжением слоя мышьяка на вышележащих террасах (рис. 1, *a*). Такая ситуация соответствует образованию антифазных границ, наличие которых при дальнейшем росте приведет к появлению антифазных доменов. Таким образом, для отсутствия антифазных доменов необходимо, чтобы поверхность образца имела ступени двухатомной высоты. Так как мышьяк в широком диапазоне условий адсорбируется на поверхности кремния в количестве, равном одному монослою [10], наличие ступеней двухатомной высоты является необходимым и достаточным требованием для получения гетероструктур GaAs/Si без АФГ.

При переходе к гетероструктурам ZnTe/Si наличие ступеней двухатомной высоты на поверхности кремния недостаточно для получения пленок без АФГ. Современные технологии получения высококачественных структур CdHgTe/CdTe/Si предполагают проведение предэпитаксиального отжига подложки в парах As₄ [11–13]. Чистая поверхность Si активно взаимодействует с остаточной атмосферой вакуумной системы, в частности с теллуром [14], образуя центры, из которых при дальнейшем росте развиваются дефекты кристаллической структуры. Адсорбция As пассивирует поверхность Si, так как избыточные относительно кремния валентные электроны мышьяка полностью насыщают связи на поверхности Si [15]. В результате этого количество остаточных загрязнений на поверхности подложки снижается, что приводит к повышению кристаллического совершенства гетероэпитаксиальных слоев. На примере роста ZnSe на Si(100) [16] показано, что монослой мышьяка предотвращает образование в гетеропереходе аморфного слоя SiSe_x и значительно снижает плотность двойниковых ламелей и дефектов упаковки в

слоях ZnSe. Также экспериментально установлено, что отсутствие As в гетеропереходе CdTe/Si(211) приводит к поликристаллическому росту [14].

Как на поверхности As/Si(310), так и на чистой поверхности Si(310) ни Zn, ни Te не адсорбируются в виде сплошного слоя [17]. Теллур адсорбируется в виде отдельных островков. Цинк в отсутствие паров Te имеет бесконечно малый коэффициент встраивания, который начинает стремиться к единице только тогда, когда в паровой фазе присутствуют атомы теллура. В таких условиях существует возможность одновременного присутствия на одной террасе зародышей, нижний слой которых образован как атомами цинка, так и атомами теллура, что неизбежно будет приводить к образованию АФГ, даже если террасы на поверхности подложки разделены ступенями двухатомной высоты (рис. 1, *b*).

Из приведенных выше рассуждений следует, что в гетероструктурах CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310) образование антифазных доменов определяется не только структурой поверхности подложки, но и условиями формирования гетерограницы ZnTe/Si(310).

Было установлено, что поверхность Si(310) в широком интервале температур имеет развитый, неупорядоченный рельеф, среднеквадратичное значение шероховатости для которого составляет 0.15–0.3 нм. Основной составляющей такой поверхности является ступенчатая поверхность (310) со ступенями двухатомной высоты [18]. Ступени высотой два межплоскостных расстояния на поверхности подложки Si(310) наблюдаются сразу после десорбции пассивирующего слоя. Однако, несмотря на наличие на поверхности Si(310) ступеней двухатомной высоты, в гетероструктурах CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310) присутствуют антифазные домены.

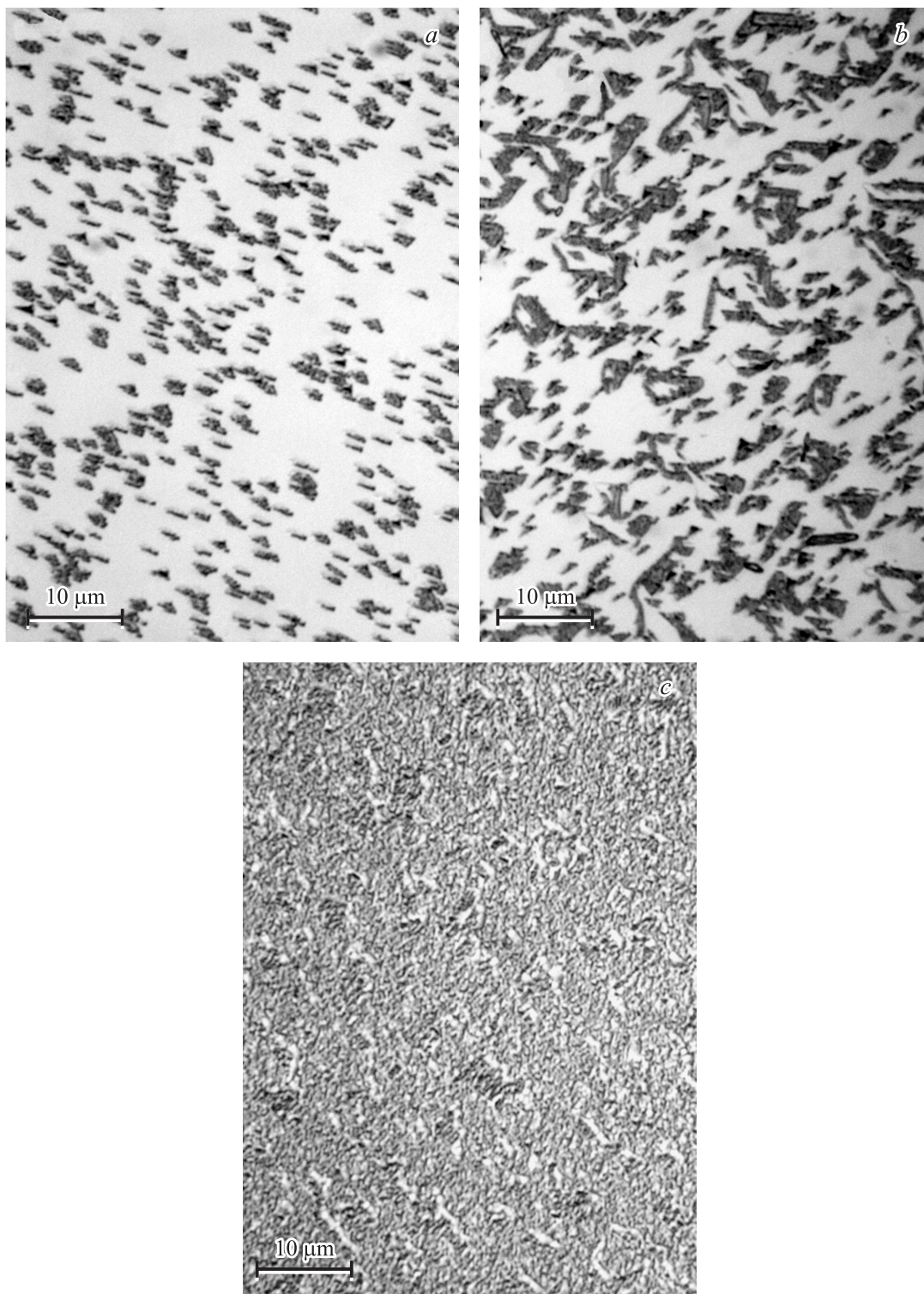


Рис. 3. Ямки травления на поверхности гетероструктур CdTe/ZnTe/Si(310), выращенных при разных температурах подложки, °C: 1 — 200, 2 — 240, 3 — 280.

На рис. 2 приведены ПЭМ-изображения приповерхностной области пленки CdTe, содержащей домены, полученные в полюсе (100). Картины микродифракции, полученные от соседних доменов, полностью совпадают, что свидетельствует об отсутствии разворота

кристаллических решеток в соответствующих областях. На ПЭМ изображении, показанном на рис. 2, с при большом увеличении в соседних доменах наблюдаются взаимно перпендикулярные полосы с периодом приблизительно 18 нм, вытянутые вдоль направлений [110].

Точечный контраст, наблюдаемый вдоль полос, может возникать вследствие декорирования самых активных мест ростовой поверхности пленки CdTe. Природа выделенных линейных неоднородностей, так же как и природа декорирующих частиц, не будет обсуждаться в этой работе. Анализ изображений поверхности в полюсах (301) и (100) позволяет сказать, что направление выделенных линий совпадает со следами пересечения плоскостей типа (110) с поверхностью пленки. Поскольку поверхность CdTe в условиях роста МЛЭ обычно терминирована одним сортом атомов, тот факт, что выделенные линии в доменах расположены взаимно перпендикулярно (при наблюдении в полюсе (100)), означает, что домены являются антифазными доменами.

Также на рис. 2, с видно, что антифазная граница представляет собой прослойку нарушенной структуры. Это позволяет нам выявить антифазные домены при помощи химического травления в селективном травителе с последующим наблюдением в оптический микроскоп.

Для установления связи между условиями роста ZnTe/Si(310) и плотностью АФГ выращивались гетероструктуры CdTe/ZnTe/Si(310) с толщиной слоя CdTe 6–8 мкм и толщиной слоя ZnTe 0.01–0.02 мкм. При росте всех гетероструктур варьировались только условия роста ZnTe, а условия роста CdTe и предэпитаксиальной подготовки не менялись. Выращенные структуры травилась в растворе E–AgI.

При сопоставлении режимов роста ZnTe с результатами селективного травления было установлено, что существуют оптимальные условия формирования гетерограницы ZnTe/Si(310), при которых не наблюдаются АФГ (рис. 3, а). Такими условиями являются: температура подложки 200–220°C, поток молекул Te₂, эквивалентный давлению $(5–20) \cdot 10^{-8}$ Торр и поток атомов Zn, эквивалентный давлению $(1–10) \cdot 10^{-6}$ Торр. Отклонение от этих условий, а именно снижение потока атомов Zn или повышение температуры подложки, приводит к появлению антифазных границ. На рис. 3 представлены фотографии поверхности гетероструктур CdTe/ZnTe/Si(310) после селективного травления. Представленные на рис. 3 образцы получены в одинаковых условиях, за исключением температуры роста ZnTe, которая составляла 200, 240 и 280°C (рис. 3, а, b и с). Из представленных рисунков видно, что чем выше температура роста теллурида цинка относительно оптимальной, тем больше плотность АФГ. Подобная последовательность картин наблюдается и в том случае, если температура роста и давление паров молекул теллура остаются неизменными, а снижается давление паров атомов цинка. Повышение потока атомов Zn выше оптимального не вызывает образования АФГ.

В методе МЛЭ теллурид цинка выращивают при температуре подложки ~ 300°C и потоках молекул обоих компонентов, эквивалентных давлению ~ 10^{-6} Торр. Как видно, найденные нами оптимальные условия формирования гетерограницы ZnTe/Si(310) существенно отличаются от оптимальных условий роста толстых слоев

ZnTe. Основное отличие состоит в том, что для подавления образования АФГ в начальный момент роста необходимо понижать температуру подложки и повышать давление паров атомов цинка — т.е. создавать условия, облегчающие адсорбцию цинка. Для гетерограницы ZnTe/Si существует два типа антифазных доменов, которые отличаются чередованием атомных слоев в гетеропереходе, — Si-As-Zn-Te и Si-As-Te-Zn. Полученный результат можно интерпретировать двояко. Во-первых, можно предположить, что последовательность атомных слоев в гетеропереходе Si-As-Zn-Te более выгодна, чем Si-As-Te-Zn. Во-вторых, можно предположить, что, так как ни Zn, ни Te не адсорбируются в виде сплошного слоя, то, сделав давление паров одного компонента на 1–2 порядка больше давления паров другого компонента, мы повышаем вероятность образования одной из двух возможных атомных конфигураций.

Для проверки второго предположения были выращены гетероструктуры в условиях, когда давление паров Te₂ более чем на порядок превышало давление паров Zn. Однако выращенные в таких условиях слои теллурида цинка, по данным дифракции электронов высокой энергии на отражение, имели поликристаллическую структуру.

Полученные результаты подтверждают вывод о предпочтительности одной атомной конфигурации над другой. Это, по-видимому, связано с избытком валентных электронов на гетерогранице в случае реализации атомной конфигурации Si-As-Te-Zn.

3.2. Дефекты упаковки

Проведенные нами исследования позволили установить, что в гетероструктурах CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310) присутствуют многослойные дефекты упаковки преимущественно типа вычитания с плотностью $10^5–10^7$ см⁻² (рис. 4, а). Дефекты упаковки лежат в близко расположенных параллельных плоскостях (111), пересекающих плоскость (310) под углом 68.58°. Дефекты упаковки зарождаются на границе раздела ZnTe/Si(310) и прорастают через всю толщину пленки до ее поверхности (рис. 4, b).

Сопоставление картин селективного травления с изображением пленок КРТ в просвечивающем электронном микроскопе позволило установить взаимосвязь между формой ямок травления и микроструктурой пленки. Установлено, что дефекты упаковки при селективном травлении выявляются в виде параллельных прямых линий (рис. 5). Возможность выявления ДУ при селективном травлении позволяет получать экспрессную информацию о плотностях, кристаллографии и характере распределения ДУ по поверхности пластины.

В кристаллах с решеткой сфалерита дефекты упаковки могут лежать в четырех плоскостях {111}, образующих с плоскостью (310) пирамиду. Линии пересечения плоскостей {111} с плоскостью (310) образуют четырехугольник, диагонали которого лежат вдоль направлений [-130]

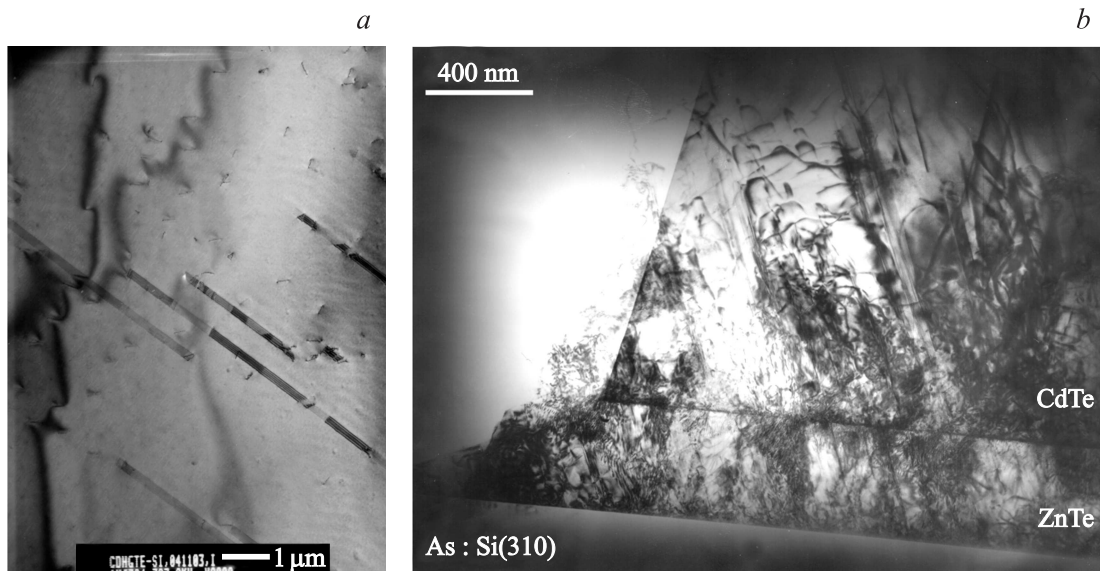


Рис. 4. Дефекты упаковки в гетероструктуре $CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310)$, выявленные методом просвечивающей электронной микроскопии. *a* — планарное изображение приповерхностной области. *b* — поперечный срез гетероструктуры $CdTe/ZnTe/Si(310)$.

и $[001]$. Стороны этого четырехугольника не параллельны, что позволяет различать ДУ, залегающие в каждой из четырех плоскостей $\{111\}$. Обнаружена анизотропия в распределении дефектов упаковки относительно кристаллографических направлений $[-130]$ и $[001]$. По

данным ПЭМ и селективного травления, плотность дефектов упаковки в плоскостях $(111)A$ и $(111)B$ различается на несколько порядков, а латеральный размер — в несколько раз.

Наши предыдущие исследования [19] показали, что отжиг гетероструктур $CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310)$ в инертной атмосфере при температуре $200-250^\circ C$ в течение $5-10$ ч приводит к исчезновению дефектов упаковки во всем объеме слоя $CdHgTe$. Для более полного понимания механизма исчезновения ДУ нами была проведена серия отжигов гетероструктур $CdTe/ZnTe/Si(310)$ толщиной $6-8$ мкм в различных средах и при различных температурах. Отжики проводились в атмосфере теллура, кадмия и в инертной атмосфере. Было установлено, что только отжиг в атмосфере теллура при $350^\circ C$ приводит к исчезновению дефектов упаковки в слоях $CdTe$ (по данным ПЭМ, дефекты упаковки отсутствуют во всем объеме гетероструктуры). Отжики в атмосфере кадмия и в инертной атмосфере не уменьшают количество ДУ в гетероструктурах $CdTe/ZnTe/Si(310)$.

Причин образования дефектов упаковки при гетероэпитаксии полупроводников с решеткой сфалерита может быть несколько. Рассматривая эти причины, нужно принимать во внимание, что в гетеросистеме $CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310)$ образование ДУ происходит только в одной из четырех возможных плоскостей $\{111\}$. Предлагаемая модель должна объяснять не только образование ДУ, но и их анизотропию. Из четырех плоскостей $\{111\}$ две плоскости образуют с плоскостью (310) угол 43.09° , а две другие угол 68.58° . Дефекты упаковки, лежащие к границе раздела под меньшим углом, при одинаковой толщине выросшего слоя будут иметь большую площадь, чем ДУ, лежащие под большим углом. Соответственно они будут иметь большую избыточную

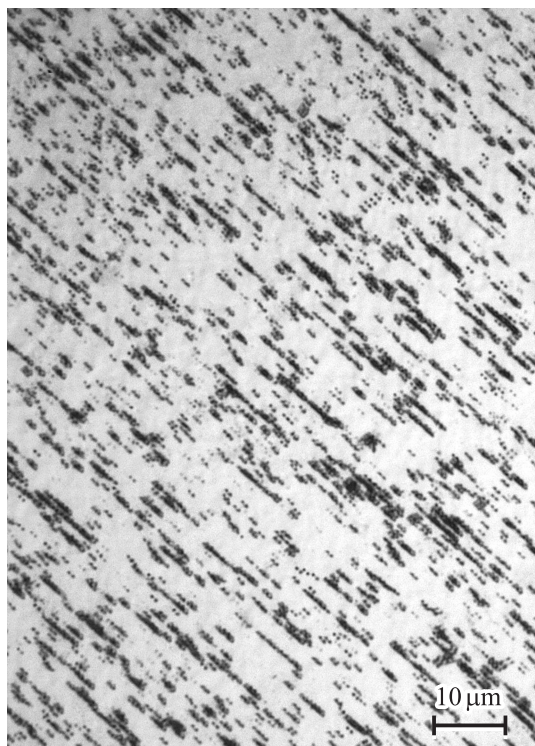


Рис. 5. Изображение ДУ в гетероструктурах $CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310)$ в оптическом микроскопе после селективного травления.

энергию, и их образование будет не выгодно. Два оставшихся дефекта упаковки лежат в плоскостях (111) с разной полярностью. Остается понять, почему одна из двух разнополярных плоскостей является предпочтительнее другой.

Наиболее детально образование дефектов упаковки исследовано для гетероструктуры ZnSe/GaAs(100). Установлено, что максимальная плотность дефектов упаковки наблюдается в том случае, когда рост ZnSe на подложках из GaAs(100) происходит по трехмерному механизму [20]. Дефекты упаковки образуются на фасетках (111), которые возникают на склонах трехмерных островков [21]. Полярность плоскости (111), в которой залегают дефекты упаковки, задается соотношением давлений паров атомов Zn и Se. Рост в условиях избытка цинка приводит к появлению дефектов упаковки, лежащих в плоскости (111)A, тогда как рост в условиях избытка селена вызывает образование дефектов упаковки, лежащих в плоскости (111)B [22]. Ростовую природу имеют и дефекты упаковки, возникающие в слоях $A^{III}B^V$, выращенных на подложках из Si [23].

Для гетероструктуры ZnTe/Si(310) рассогласование параметров кристаллических решеток пленки и подложки составляет величину $f = 12.3\%$. Поэтому образование дефектов упаковки может быть вызвано напряжениями несоответствия в гетеропереходе [24], т.е. образованием на начальной стадии релаксации напряжений частичных дислокаций несоответствия (ДН). Косвенным подтверждением этого факта является, во-первых, тип дефектов упаковки (почти все ДУ — типа вычитания и образуются путем скольжения частичных дислокаций Шокли) и, во-вторых, образование ДУ происходит в близко расположенных параллельных плоскостях (111).

Исчезновение дефектов упаковки после отжига гетеросистемы может быть связано также со скольжением частичных дислокаций Шокли в плоскостях ДУ, но знак этих дислокаций должен быть противоположным знаку уже существующих дислокаций Шокли. Детальный анализ причин и механизмов исчезновения ДУ будет выполнен в наших дальнейших исследованиях.

Для гетероэпитаксии полупроводников с решеткой сфалерита характерным является тот факт, что ДУ лежат преимущественно в плоскостях (111) одинаковой полярности. В работе [25] предложена модель, объясняющая анизотропию дефектов упаковки в гетероструктурах ZnSe/ZnS/GaAs(001). Согласно этой модели, анизотропия ДУ вызвана разными скоростями скольжения α - и β -дислокаций. После достижения растущим слоем критической толщины происходит образование дислокационных петель. Более подвижные α -дислокации быстро достигают границы раздела и образуют дислокацию несоответствия. Менее подвижные β -дислокации в процессе движения к гетеропереходу успевают расщепиться на частичные дислокации, что и приводит к появлению ДУ, лежащих в плоскостях (111) одинаковой полярности. Не обсуждая правомочность такого

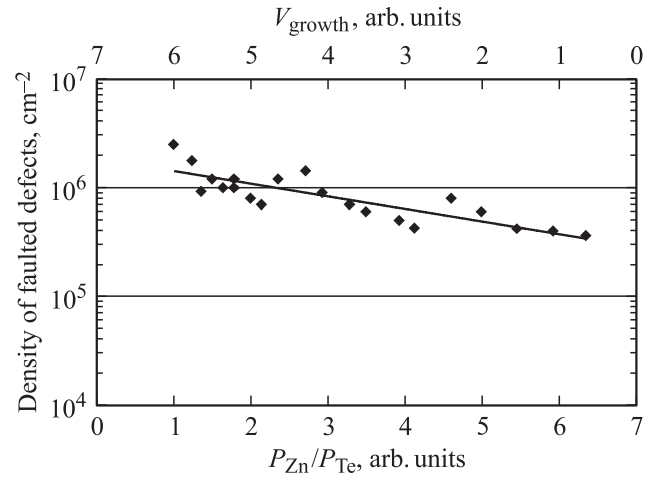


Рис. 6. Зависимость плотности ДУ в гетероструктурах CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310) от условий роста ZnTe.

подхода для объяснения анизотропии ДУ, заметим, что в случае гетероструктуры ZnTe/Si(310) критическая толщина настолько мала, что образование дислокаций несоответствия происходит в первом монослое теллурида цинка. При этом возможно образование частичных ДН и связанных с ними дефектов упаковки. Хотя напряжение снимается не полностью и ДН продолжают вводиться еще в течение какого-то времени роста.

В наших предыдущих исследованиях было установлено, что рост ZnTe на поверхности Si(310) происходит по трехмерному механизму и скорость роста лимитируется образованием и ростом зародышей [26]. Поэтому, на наш взгляд, для гетероперехода ZnTe/Si(310) нельзя исключать возможность существования, помимо деформационного, ростового механизма образования дефектов упаковки. Такой механизм реализуется при коалесценции трехмерных островков на начальной стадии роста, подобно тому, как это описано в работах [21,23]. Как было установлено нами в данной работе, для подавления образования антифазных доменов необходимо, чтобы давление паров Zn больше чем на порядок превосходило давление паров Te. Создавая такие условия, мы, по видимому, делаем предпочтительным появление фасеток (111) одной полярности, что и приводит к наблюдаемой анизотропии дефектов упаковки.

Подтверждением существования ростовых дефектов упаковки в гетероструктурах CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310) является обнаруженная нами корреляция между плотностью ДУ в приповерхностном слое CdHgTe и условиями роста ZnTe (рис. 6). Выбор в качестве объекта исследования многослойной гетероструктуры с суммарной толщиной слоев более 10 мкм был вызван следующими причинами. В качестве способа выявления ДУ мы выбрали метод селективного травления, так как он является экспрессным и позволяет рассматривать образцы большей площади по сравнению с методом ПЭМ. Нам не удалось найти селективный травитель, выявляющий ДУ в слоях ZnTe и CdTe. Дефекты упаковки мы можем выявлять методом селективного травления только

в слоях $CdHgTe$. Рассогласование параметров кристаллических решеток подложки и слоев гетероструктуры очень велико, поэтому с уменьшением толщины слоя плотность прорастающих дислокаций в нем возрастает до величин, делающих невозможным подсчет плотности дефектов (как самих дислокаций, так и дефектов упаковки). Кроме того, для изготовления приборов на основе гетероструктур КРТ практический интерес представляет плотность дефектов именно в рабочем слое.

При выращивании данных гетероструктур варьировалась только температура источника Te , а температуры источника Zn и подложки были постоянными. Также постоянными были режимы предэпитаксиального отжига, роста буферного слоя $CdTe$ и роста КРТ. Толщина слоя $ZnTe$ *in situ* контролировалась одноволновым эллипсомером, и рост теллурида цинка прекращался при достижении толщины 20 нм. Так как во всех экспериментах давление паров Zn было постоянным и более чем на порядок превосходило давление паров Te , то время роста слоя одинаковой толщины прямо пропорционально отношению давлений паров Zn и Te (P_{Zn}/P_{Te}) и обратно пропорционально скорости роста $ZnTe$ (V_{growth}). Из данных, представленных на рис. 6, видно, что плотность ДУ падает при увеличении относительного давления паров Zn и при уменьшении скорости роста. Мы предполагаем, что в наших экспериментах влияние на плотность ДУ оказывает скорость роста. Как уже упоминалось, в нашей предыдущей работе было установлено, что скорость роста $ZnTe$ на поверхности $Si(310)$ лимитируется образованием и ростом зародышей. При более низкой скорости роста плотность зародышей ниже (что подтверждается *in situ* эллипсометрическими измерениями [27]) и соответственно ниже плотность центров зарождения дефектов упаковки.

4. Заключение

Механизмы образования антифазных доменов и дефектов упаковки в гетероструктурах $CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310)$ были исследованы методами селективного травления и просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что ансамбль структурных дефектов определяется условиями формирования гетерограницы $ZnTe/Si(310)$.

Установлено, что плотность антифазных границ зависит от соотношений давлений паров Zn и Te_2 и температуры подложки в начальный момент роста теллурида цинка. Высокое давление паров цинка приводит к получению монодоменных слоев. Повышение температуры роста или понижение давления паров Zn вызывает появление АФГ и увеличение их плотности вплоть до роста поликристалла.

Обнаружено, что в гетероструктуре $CdHgTe/Si(310)$ присутствуют дефекты упаковки преимущественно типа вычитания, сгруппированные в близко расположенных параллельных плоскостях (111) одной полярности, пересекающих плоскость (310) под углом 68° . Зарождение дефектов упаковки происходит на границе раздела

$ZnTe/Si(310)$. Отжиг гетероструктур при $350^\circ C$ в атмосфере теллура приводит к аннигиляции дефектов упаковки. Причины, по которым из четырех возможных дефектов упаковки преобладает только один, являются высокое давление паров Zn , облегчающее фасетирование трехмерных островков на начальной стадии роста фасетками (111) одной полярности, и выигрыш во внутренней энергии гетероструктуры за счет снижения площади дефекта упаковки, залегающего под большим углом к границе раздела.

Список литературы

- [1] R.J. Koestner, H.F. Schaake. J. Vac. Sci. Technol. A, **6** (4), 2834 (1988).
- [2] Y.S. Ryu, B.S. Song, T.W. Kang, T.W. Kim. J. Mater. Sci, **39**, 1147 (2008).
- [3] Ю.Г. Сидоров, С.А. Дворецкий, В.С. Варавин, Н.Н. Михайлов, М.В. Якушев, И.В. Сабинина. ФТП, **35** (9), 1092 (2001).
- [4] Ю.Г. Сидоров, С.А. Дворецкий, Н.Н. Михайлов, В.С. Варавин, А.П. Андиферов, М.В. Якушев. Оптик. журн., **67** (1), 39 (2000).
- [5] W. Kern, D.A. Puotinen. RCA Rev., **31**, 187 (1970).
- [6] D.B. Fenner, D.K. Biegelsen, R.D. Bringans. J. Appl. Phys., **66**, 419 (1989).
- [7] M. Inoue, J. Teramoto, S. Takayanagi. J. Appl. Phys., **33** (8), 2578 (1962).
- [8] P. Mackett. In: *Properties of Narrow Gap Cadmium-based Compounds*, ed. by P. Capper (London, EMIS Data Review Series, 1944) v. 10, p. 188.
- [9] А.К. Гутаковский, А.В. Катков, М.И. Катков, О.П. Пчеляков, М.А. Ревенко. Письма ЖТФ, **24** (24), 7 (1998).
- [10] R.D. Bringans, D.K. Beigelsen, L.-E. Swartz. Phys. Rev. B, **44** (7), 3054 (1991).
- [11] L.A. Almeida, L. Hirsch, M. Martinka, P.R. Boyd, J.H. Dinan. J. Electron. Mater., **30** (6), 608 (2001).
- [12] D.J. Hall, L. Buckle, N.T. Gordon, J. Giess, J.E. Hails, J.W. Cairns, R.M. Lawrence, A. Graham, R.S. Hall, C. Maltby, T. Ashle. Appl. Phys. Lett., **85** (11), 2113 (2004).
- [13] M.E. Groenert, J.K. Markunas. J. Electron. Mater., **35** (6), 1287 (2006).
- [14] A. Million, N.K. Dhar, J.H. Dinan. J. Cryst. Growth, **159**, 76 (1996).
- [15] R.D. Bringans, D.K. Beigelsen, J.E. Northrup, L.E. Swartz. Jpn. J. Appl. Phys., **32**, 1484 (1983).
- [16] R.D. Bringans, D.K. Beigelsen, L.-E. Swartz, F.A. Ponce, J.C. Tramontana. Phys. Rev. B, **45** (23), 13400 (1992).
- [17] D.N. Pridachin, M.V. Yakushev, Yu.G. Sidorov, V.A. Shvets. J. Appl. Surf. Sci., **142**, 485 (1999).
- [18] М.В. Якушев, Д.В. Брунев, К.Н. Романюк, А.Е. Долбак, А.С. Дерябин, Л.В. Миронова, Ю.Г. Сидоров. Поверхность, вып. **2**, 41 (2008).
- [19] А.А. Бабенко, В.С. Варавин, В.В. Васильев, Л.В. Миронова, Д.Н. Придачин, В.Г. Ремесник, И.В. Сабинина, Ю.Г. Сидоров, А.О. Сусликов. Прикл. физика, **4**, 108 (2007).
- [20] S. Miwa, L.H. Kuo, K. Kimura, A. Ohtake, T. Yasuda, C.C. Jin, T. Yao. J. Cryst. Growth, **184/185**, 41 (1998).
- [21] N. Wang, K.K. Fung, I.K. Sou. Appl. Phys. Lett., **77** (18), 2846 (2000).

- [22] L.H. Kuo, K. Kimura, S. Miwa, T. Yasuda, T. Yao. *J. Electron. Mater.*, **26** (2), 53 (1997).
- [23] Y. Takagi, H. Yonezu, K. Samonji, T. Tsuji, N. Ohshima. *J. Cryst. Growth*, **187**, 42 (1998).
- [24] А.К. Гутаковский, С.И. Стенин. В кн.: *Современная электронная микроскопия в исследовании вещества М.*, Наука, 1982, с. 139.
- [25] P.D. Brown, G.J. Russell, J. Woods. *J. Appl. Phys.*, **66** (1), 129 (1989).
- [26] Д.Н. Придачин, М.В. Якушев, Ю.Г. Сидоров, В.А. Швец. *Автометрия*, вып. **1**, 104 (2005).
- [27] М.В. Якушев, В.А. Швец, Ю.Г. Сидоров. *Автометрия*, вып. **3**, 20 (2001).

Редактор Л.В. Беляков

Defects of crystal structure in $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ layers grown on Si(310) substrates

*M.V. Yakushev, A.K. Gutakovsky, I.V. Sabinina,
Yu. G. Sidorov*

Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch, Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

Abstract The microstructure of CdTe (310) and CdHgTe (310) layers grown by molecular beam epitaxy on Si substrates have been investigated by transmission electron microscopy and selective etching methods. It was established that the formation of antiphase domains (AD) in CdHgTe/CdTe/ZnTe/Si(310) heterostructures is determined by conditions of ZnTe/Si interface growth. It is possible to obtain monodomain layers creating conditions which facilitate zinc adsorption. Increased temperature and decreased Zn vapors pressure cause the appearance of AD and an increase of their density up to polycrystalline growth. It was revealed that there are anisotropic distributed stacking faults in HgCdTe/Si(310) heterostructure. Stacking faults are preferentially located in (111) plane intersection (310) surface at the angle of 68° . The origin of stacking faults occurs on ZnTe/Si(310) interface. Reasons of stacking faults formation and their anisotropic distribution are being discussed.