

УДК 548.571;548.4

## ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В ГЕТЕРОЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ CdTe И CdZnTe, ВЫРАЩЕННЫХ НА GaAs

© Ю.Ю. Логинов, П.Д. Браун,<sup>1</sup> К.Дж. Хамфрейс<sup>1</sup>

Красноярский государственный университет,  
660000 Красноярск, Россия

<sup>1</sup> Университет г. Кембридж, Великобритания  
(Поступила в Редакцию 13 декабря 1994 г.  
В окончательной редакции 23 июня 1995 г.)

Методами просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии исследовано формирование структурных дефектов в эпитаксиальных системах  $\{111\}\text{CdTe}/\{001\}\text{GaAs}$ ,  $\{111\}\text{CdTe}/\{111\}\text{GaAs}$ ,  $\{001\}\text{CdTe}/\{001\}\text{GaAs}$  и  $\{001\}\text{HgMnTe}/\{001\}\text{CdTe}/\{001\}\text{GaAs}$ , выращенных методом металлорганической парофазовой эпитаксии, а также методом молекулярно-пучковой эпитаксии в сверхструктуре  $\{001\}\text{CdZnTe}/\{001\}\text{CdZnTe}/\{001\}\text{GaAs}$ .

Основной задачей программы выращивания эпитаксиальных слоев является получение качественных материалов, пригодных для изготовления приборов. Однако коммерческое их применение часто сдерживается из-за наличия в эпитаксиальных слоях структурных дефектов, для понимания процессов образования которых и их контроля необходимо изучать закономерности образования дислокаций несоответствия на гетерогранице и дефектов в эпислое.

Эпитаксиальные пленки CdTe являются идеальными подложками для выращивания  $\text{Hg}_{1-x}\text{Cd}_x\text{Te}$  [1-3], используемого для производства инфракрасных приемников. Одновременно CdTe действует как буфер между HgCdTe и GaAs, предотвращая диффузию Ga в HgCdTe из GaAs-подложки [3]. Гетероструктуры (Cd,Zn)Te также часто используют в качестве буферных слоев, снижающих плотность прорастающих в эпитаксиальную пленку HgCdTe дислокаций [2,4-7]. Кроме того, сверхструктуры CdTe//ZnTe обладают интересными оптоэлектронными свойствами [8,9], а (Cd,Zn)Te может быть использован для создания новых  $p-i-n$ -ZnTe/(Cd,Zn)Te/CdS-структур солнечных элементов [7]. Дополнительно в гетероструктурах CdTe/CdZnTe и CdTe/CdMnTe, выращенных вдоль  $\{111\}$ -кристаллографических направлений, обнаружены больше пьезоэлектрические поля [10].

Известно, что  $\{111\}$ -ориентированные слои CdTe формируются на  $\{111\}\text{GaAs}$ -подложках, в то время как на  $\{001\}\text{GaAs}$ -подложках могут быть выращены  $\{111\}$ - или  $\{001\}$ -ориентированные эпитаксиаль-

ные слои CdTe в зависимости от обработки подложки [11]. Например, тонкий слой ZnTe иногда осаждают на (001)GaAs-подложку для того, чтобы получить (001)CdTe.

В последнее время изучение дефектообразования в гетероэпитаксиальных слоях на основе CdTe является предметом интенсивных электронно-микроскопических исследований [1-4,6,7,11-19]. Ламели двойников, параллельные поверхности подложки, обнаружены в {111}CdTe, выращенном методами молекулярно-лучевой эпитаксии [14,17] и металлорганической парофазовой эпитаксии (МОПФЭ) [11,18] на {001}GaAs, а также методом МОПФЭ [1,11] на {111}GaAs. Дислокации несоответствия и наклонные к гетерогранице эпислои-подложка микродвойники и дефекты упаковки являются характерными дефектами в гетероструктуре {001}CdTe/{001}GaAs, выращенной методами молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) [15,17] и МОПФЭ [1,3,7,11,12,18]. Наклонные ламели двойников обнаружены в слоях CdTe, выращенных на GaAs-подложках с «нетрадиционной» ориентацией {311} и {211} [13]. ПЭМ-исследования гетероструктур (Cd,Zn)Te/GaAs, выращенных методами МОПФЭ и МПЭ, проведены в [2,7,12] и [6,7] соответственно. Несмотря на это, многие вопросы, например связанные с нуклеацией наклонных к гетерогранице микродвойников, остаются открытыми.

В данной работе методами просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии (ПЭМ и ВРЭМ) проводятся более детальные исследования {111}- и {001}-ориентированных слоев CdTe, выращенных в одних лабораторных условиях на {111}- и {001}-подложках GaAs методом МОПФЭ, и проводится сравнение с {001}(Cd,Zn)Te, выращенным на {001}GaAs методом МПЭ, и с {001}Hg<sub>0.9</sub>Mn<sub>0.1</sub>Te, выращенным на {001}CdTe методом МОПФЭ. Тем более что HgMnTe был впервые выращен методом МОПФЭ в 1991 г. [20] и детальных ПЭМ-исследований не проводилось.

## 1. Экспериментальная часть

Гетероструктуры CdTe/GaAs и (Hg,Mn)Te/CdTe/{001}GaAs были выращены методом МОПФЭ, (Cd,Zn)Te//CdTe/{001}GaAs методом МПЭ. Перед наращиванием эпислоя подложку GaAs обезжиривали и затем травили в растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>:H<sub>2</sub>O:H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> = 4:1:1, после чего подложку прогревали в реакторе при 610 °C (CdZnTe) и 550 °C (CdTe) для десорбции остаточной тонкой поверхностной пленки оксида. В методе МОПФЭ в качестве источников Cd, Te, Hg и Mn были использованы диметилкадмия, диизопропилтеллур, элементарная ртуть и трикарбонил-циклопентадиэнилметил марганца. Гетероструктуры {001}CdTe/{001}GaAs были выращены при температуре 300 °C со скоростью 0.4 nm/s за время 60 min с толщиной пленки ≈ 1.43 μm, а {111}CdTe/{001}GaAs при 390 °C. Пленка Hg<sub>0.9</sub>Mn<sub>0.1</sub>Te была выращена при температуре 350 °C на буферном слое {001}CdTe толщиной 1 μm, который в свою очередь был осажден при 350 °C на {001}-ориентированную подложку GaAs [20]. Для получения {001}CdTe на {001}GaAs обычно между GaAs и CdTe наносился тонкий слой ZnTe

(несколько атомных слоев). Структура  $\text{Cd}_{0.92}\text{Zn}_{0.08}\text{Te}/\text{CdTe}$ , состоящая из 50 слоев  $\text{CdZnTe}$  (21 nm) и  $\text{CdTe}$  (19 nm), и буферный слой  $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}$  были выращены на  $\{001\}\text{GaAs}$  при температуре  $250^\circ\text{C}$  в установке МПЭ «Varian 360». Образцы для электронно-микроскопических исследований были приготовлены в виде поперечных срезов стандартными методами с использованием техники ионного травления ионами  $\text{Ag}^+$  и затем, на конечной стадии приготовления образцов, ионами  $\text{I}^+$  [21]. Тонкие фольги исследовались на приборах JEM-100 CX и JEOL-4000 EX.

## 2. Результаты и обсуждение

На рис. 1 показано ПЭМ-изображение гетерограницы  $\{111\}\text{CdTe}/\{001\}\text{GaAs}$  в проекции  $\langle 110 \rangle$  с соответствующими электронограммами, полученными в результате микродифракции электронов от эпитаксиальной пленки  $\text{CdTe}$ , выращенной вдоль направления  $\langle 111 \rangle$ , от гетерограницы  $\text{CdTe}/\text{GaAs}$  и от подложки  $\{100\}\text{GaAs}$ . Видно, что пленка  $\text{CdTe}$  содержит большое число дислокаций, прорастающих в эпителию от границы раздела, и двойников, параллельных поверхности подложки, что согласуется с результатами исследования подобных структур, выращенных методами МПЭ [14,17] и МОПФЭ [11,18] на  $\{001\}\text{GaAs}$ .

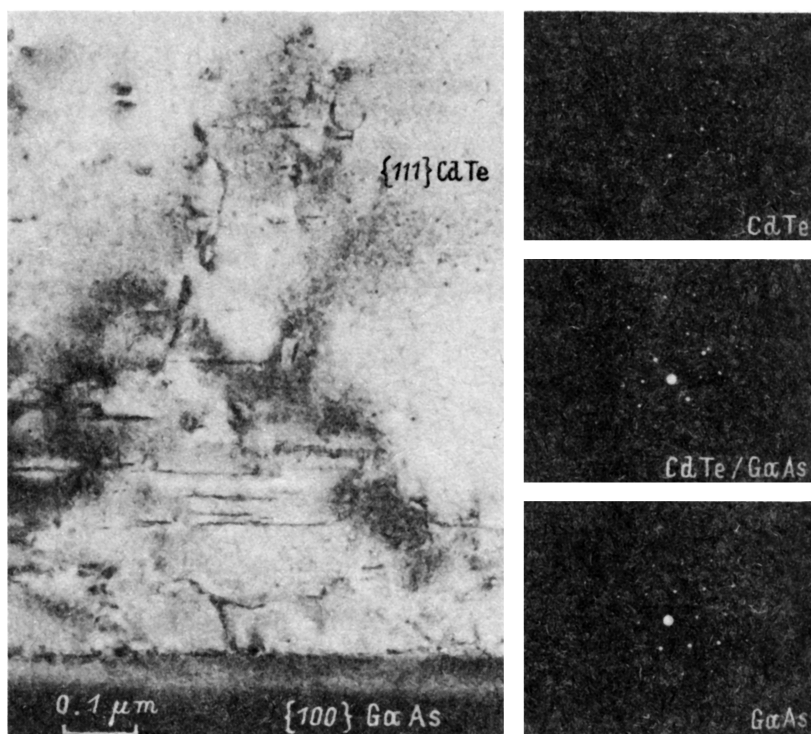


Рис. 1. Поперечный срез гетероэпитаксиальной структуры  $\{111\}\text{CdTe}/\{100\}\text{GaAs}$ , выращенной методом МОПФЭ.

Светлопольное изображение. Ось зоны  $\langle 110 \rangle$ .

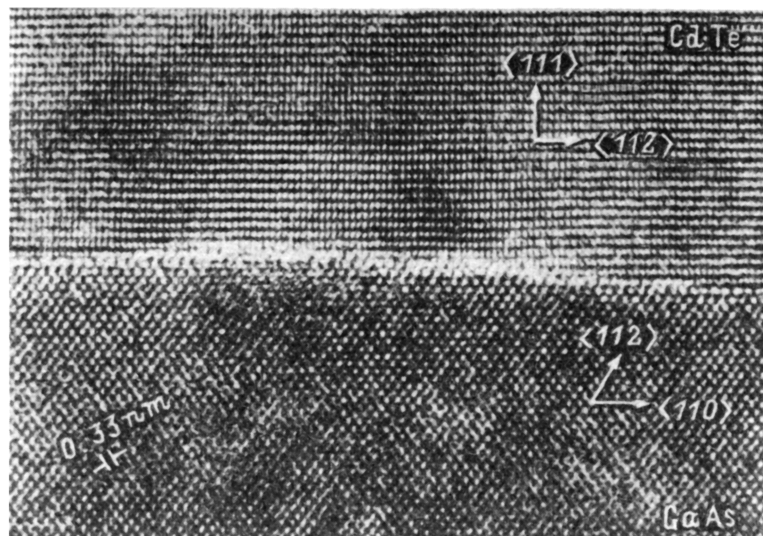


Рис. 2. ВРЭМ-снимок гетерограницы  $\{111\}\text{CdTe}/\{100\}\text{GaAs}$ .

Ось зоны  $\langle 110 \rangle$ .

На рис. 2 приведен ВРЭМ-снимок гетерограницы  $\{111\}\text{CdTe}/\{001\}\text{GaAs}$ , показанной на рис. 1. Видны атомные ступеньки на поверхности подложки. При этом в правой части снимка поверхность GaAs расположена на пять атомных слоев ниже, чем в центре снимка. Известно, что ВРЭМ-изображение, зависящее от величины тока объективной линзы (фокусировки) и толщины образца, является изображением точек, соответствующих колонкам каналов или колонкам близких пар атомов в кристаллах со структурой цинковой обманки. В верхней части рис. 2 колонки атомов (каналов) в CdTe расположены в двух взаимно перпендикулярных направлениях  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 112 \rangle$  (при этом направление роста пленки совпадает с направлением  $\langle 111 \rangle$ ), а в GaAs колонки атомов (каналов) расположены строго вдоль  $\langle 112 \rangle$ - и  $\langle 110 \rangle$ -направлений, как показано на этом рисунке.

Ламели двойников, параллельные гетерогранице и формирующиеся в эпитаксиальном слое  $\{111\}\text{CdTe}$ , выращенном на  $\{111\}\text{GaAs}$ , показаны на рис. 3, а. Один из возможных механизмов формирования таких двойников был предложен в [14].

Формирование двойников связано с внутренней природой материала, с низким значением энергии дефекта упаковки (ЭДУ-SFE) [12]. Если сравнивать полупроводниковые соединения  $\text{A}_2\text{B}_6$  с материалами IV группы или  $\text{A}_3\text{B}_5$ , то переход от IV группы к  $\text{A}_3\text{B}_5$  и затем к  $\text{A}_2\text{B}_6$  сопровождается снижением энергии дефекта упаковки, а следовательно, повышается вероятность образования более протяженных и более разнообразных дефектов в  $\text{A}_2\text{B}_6$  (по сравнению с Si, Ge или  $\text{A}_3\text{B}_5$ ).

Ламели двойников разделены латеральными, некогерентными двойниковыми границами. Согласно моделям кристаллических решеток, такие латеральные границы могут быть четырех типов:  $\{112\}_m - \{112\}_d$ ,  $\{115\}_m - \{111\}_d$ ,  $\{110\}_m - \{114\}_d$  и  $\{001\}_m - \{221\}_d$  [22], где  $m$  — матрица,  $d$  — двойник. Все четыре типа границ были иденти-

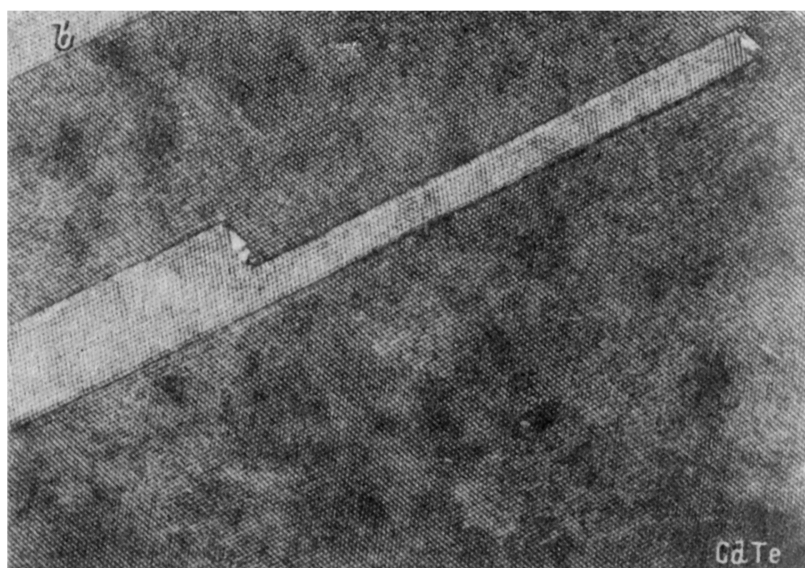
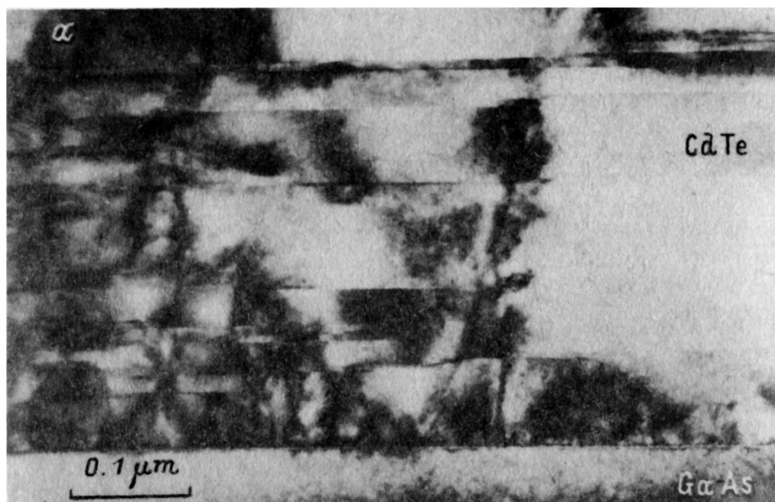


Рис. 3. Ламели двойников в гетероэпитаксиальной структуре  $\{111\}\text{CdTe}/\{111\}\text{GaAs}$ .

*a* — ПЭМ-, *b* — ВРЭМ-изображения. Ось зоны  $\langle 110 \rangle$  (*b*). Стрелками указаны латеральные границы двойников.

фицированы как для объемно выращенных кристаллов, так и для эпитаксиальных структур CdTe [1]. На рис. 3, *b* приведен снимок с высоким разрешением двойников с латеральными границами  $\{112\}_m - \{112\}_d$  или  $\{110\}_m - \{114\}_d$  (отмечено стрелками).

Предрасположенность CdTe к двойникованию — пример влияния внутренней природы материала на образование структурных дефектов в гетероэпитаксиальном слое, что является доминирующим в формировании микроструктуры растущей пленки в данном случае.

Родственной проблемой формированию ламелей двойников является проблема образования наклонных к поверхности подложки микро-

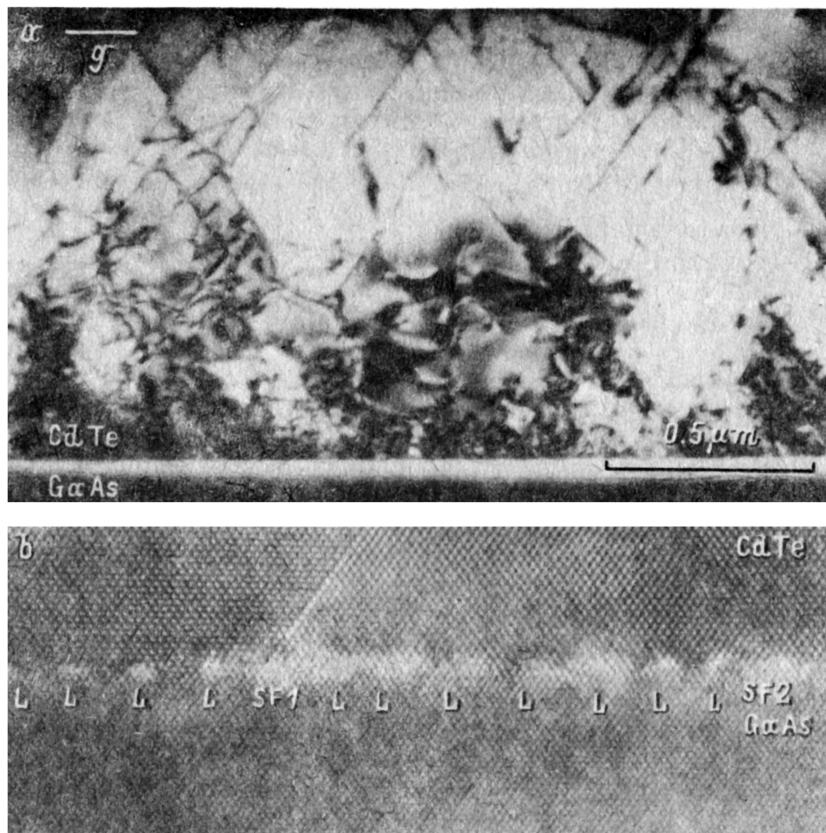


Рис. 4. ПЭМ- (а) и ВРЭМ-изображения (b) гетерограницы  $\{100\}\text{CdTe}/\{100\}\text{GaAs}$ . Ось зоны  $(110)$ .

двойников и дефектов упаковки. Эти дефекты уменьшают величину упругих напряжений на гетерогранице дополнительно к действию дислокаций несоответствия.

Гетерограница, содержащая  $60^\circ$  и  $90^\circ$  дислокации несоответствия, наклонные нарушения упаковки, является типичной для гетероструктур  $\text{A}_2\text{B}_6/(001)\text{GaAs}$  с большими параметрами несоответствия решеток эпитаксиального слоя и подложки и низкой ЭДУ. На рис. 4 показан пример гетероструктуры  $\{100\}\text{CdTe}/\{100\}\text{GaAs}$ , где видны прорастающие в эпитаксиальном слое дислокации (рис. 4,а), наклонные к гетерогранице нарушения упаковки и дислокации несоответствия (рис. 4,б).

Системы с большим параметром несоответствия решеток ( $f = 12.7\%$  для  $\text{CdTe}/\text{GaAs}$ ) характеризуются содержанием большой плотности прорастающих дислокаций и имеют теоретически предсказанную критическую толщину всего в несколько атомных слоев. Например, 7 атомных слоев для  $\text{ZnTe}/\text{GaAs}$  и 5–6 атомных слоев для  $\text{CdTe}/\text{GaAs}$  [23].

В соответствии с моделью, предложенной в [24], плотность прорастающих дислокаций  $D$  в тонком эпитаксиальном слое при высоком параметре несоответствия решеток эпитаксиального слоя и подложки пропорциональ-

на  $f$  и обратно пропорциональна толщине пленки  $h$

$$D = \frac{|f|\sqrt{2}(1+\nu)(1-2\nu)\ln\left|\frac{2\pi|f|}{1-\nu}\right|}{\alpha b h (1-\nu)^3 \left(1 - \ln(2b\sqrt{D})\right)},$$

где  $\nu$  — коэффициент Пуассона,  $b = \{a_e\}/\sqrt{2}$  — вектор Бюргерса,  $\alpha \geq 1$  — геометрический параметр.

Для CdTe с  $\nu \approx 0.4$ ,  $a_e = 0.648$  nm,  $\alpha = 1$  и  $f \approx 12.7\%$  получаем значения  $D \approx 2.25 \cdot 10^9$  и  $\approx 4.78 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup> для  $h \approx 1$  и  $0.5$  μm соответственно. Эти значения отражают равновесную плотность прорастающих в пленку дислокаций.

Измеряя толщину фольги в ПЭМ по толщинным контурам на изображениях, полученных в слабом пучке, можно экспериментально оценить плотность прорастающих дислокаций на единицу площади поверхности пленки  $D$  (см<sup>-2</sup>) для заданной величины  $h$  при изучении поперечных срезов эпислой. Исследование ряда образцов показывает, что плотность прорастающих дислокаций близка к теоретически предсказанной и в первую очередь зависит от  $h$ , в то время как вариации в условиях роста имеют меньшее влияние. Некоторые изменения в  $D$  различаются в 2 или 3 раза, что незначительно по сравнению с порядком плотности дислокаций, и, по-видимому, малозначимы для качества материала будущего прибора.

Дислокации несоответствия в плоскости гетерограницы  $\{100\}$ CdTe/ $\{1090\}$ GaAs в основном являются 90° дислокациями (Ломер-Коттрелловский замок), что хорошо видно из рис. 4, *b* (отмечены буквами  $L$ ), хотя 60° дислокации также имеются (в меньшем количестве) и, например, присутствуют в области наклонных дефектов упаковки (SF на рис. 4, *b*). Среднее расстояние между дислокациями несоответствия

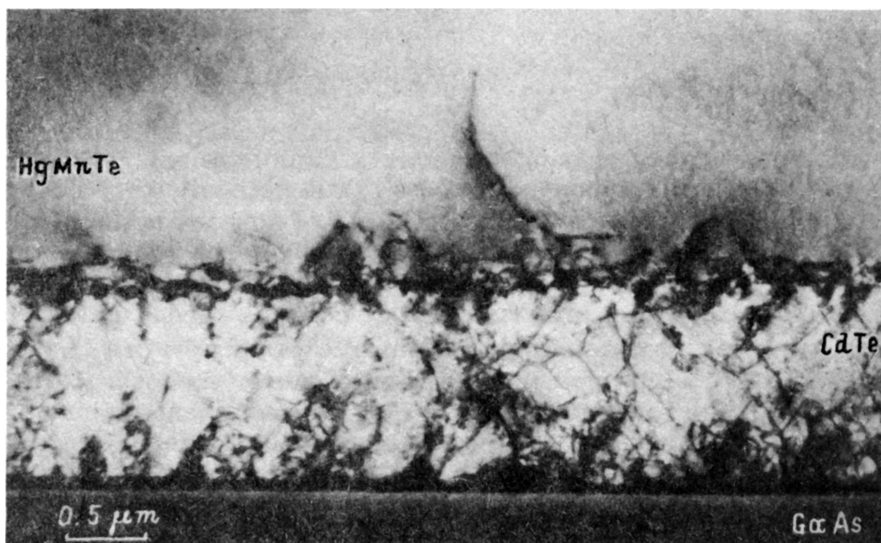


Рис. 5. Изображение поперечного среза гетероструктуры  $\{100\}$ HgMnTe/ $\{100\}$ CdTe/ $\{100\}$ GaAs.

с вектором Бюргерса типа  $b = a/2\langle 110 \rangle$  можно рассчитать по формуле  $d = kb/f$  [25], где  $k = 1$  и  $0.5$  для чисто краевых и  $60^\circ$  дислокаций соответственно. Учитывая, что экстраплоскости дислокаций Ломера находятся в подложке и  $|b|_{\text{GaAs}} = 0.3997 \text{ nm}$ , получим для  $k = 1$   $d = 3.15 \text{ nm}$ . Экспериментальное значение  $d$ , определенное из рис. 4, *b*, составляет  $3.19 \text{ nm}$ , что хорошо согласуется с теоретическими представлениями.

Необходимо отметить, что дислокации несоответствия справа от дефекта упаковки ДУ1 (SF1) (рис. 4, *b*) локализованы на одну атомную ступень выше, чем дислокации слева от ДУ1 (SF1), что свидетельствует о возможности гетерогенного зарождения дефектов упаковки на атомных ступеньках подложки.

На рис. 5 показана гетероструктура (Hg,Mn)Te/CdTe/{001}GaAs. Слой {001}(Hg,Mn)Te толщиной  $\approx 2 \mu\text{m}$  расположен на буферном слое {001}CdTe толщиной  $\approx 1 \mu\text{m}$ , который в свою очередь выращен на {001}GaAs. Высокая плотность прорастающих дислокаций в CdTe существенно снижается на границе раздела (Hg,Mn)Te/CdTe с даль-



**Рис. 6.** Гетероструктура {100}(Cd, Zn)Te/{100}GaAs, выращенная методом МПЭ. Поперечный срез. *a* — светлопольное изображение, *b* и *c* — ВРЭМ-изображения чередующихся слоев CdTe/Cd<sub>0.96</sub>Zn<sub>0.04</sub>Te и границы раздела Cd<sub>0.96</sub>Zn<sub>0.04</sub>Te/GaAs соответственно.



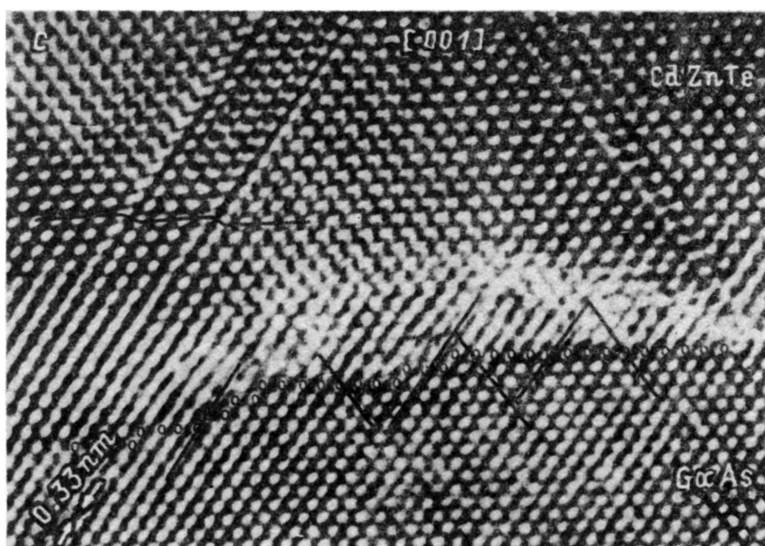


Рис. 6 (продолжение).

нейшим распространением в пленку  $(\text{Hg},\text{Mn})\text{Te}$  лишь отдельных дефектов. Гетероэпитаксиальная структура  $\text{Hg}_{0.9}\text{Mn}_{0.1}\text{Te}/\text{CdTe}$  является системой с практически полной компенсацией несоответствия на гетерогранице ( $f = 0.9\%$ ) по сравнению, например, с  $\text{CdTe}/\text{GaAs}$  ( $f = 12.7\%$ ) с соответствующими параметрами кристаллических решеток  $a(\text{HgTe}) = 0.643 \text{ nm}$ ,  $a(\text{MnTe}) = 0.634 \text{ nm}$ ,  $a(\text{Hg}_{0.9}\text{Mn}_{0.1}\text{Te}) = 0.642 \text{ nm}$  и  $a(\text{CdTe}) = 0.648 \text{ nm}$ . Кроме того, слой  $\text{Hg}_{0.9}\text{Mn}_{0.1}\text{Te}$  находится в условиях растяжения ( $a_{\text{HgMnTe}} < a_{\text{CdTe}}$ ), а слой  $\text{CdTe}$  на подложке  $\text{GaAs}$  в условиях напряжения сжатия ( $a_{\text{CdTe}} > a_{\text{GaAs}}$ ). Это является причиной использования эпислой  $(\text{Hg},\text{Mn})\text{Te}$  в качестве «дислокационного фильтра», что, как видно из рис. 5, вполне реально.

На рис. 6,а показана сверхструктура  $(\text{Cd,Zn})\text{Te} // \text{CdTe} / \{001\} \text{GaAs}$ . На границе раздела с GaAs виден буферный слой  $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te}$  толщиной  $\approx 0.5 \mu\text{m}$ , на котором наращены 50 слоев CdTe (19 nm):  $\text{Cd}_{0.92}\text{Zn}_{0.08}\text{Te}$  (21 nm). Видно, что сверхструктура содержит большое число прорастающих в эпислой дислокаций и наклонных к поверхности гетерограницы под углом  $\approx 55^\circ$  микродвойников, лежащих в плоскостях  $\{111\}$ . Вопрос об анизотропии распределения таких двойников для ортогональных проекций  $[\bar{1}10]$  и  $[110]$  [6,7], а также об их зарождении и распространении является важным в понимании физики явлений гетероэпитаксии, но не обсуждается в данной работе. На рис. 6,б и с показаны  $\langle 110 \rangle$  ВРЭМ-снимки мультислоев CdTe: CdZnTe и границы раздела  $\text{Cd}_{0.96}\text{Zn}_{0.04}\text{Te} / \text{GaAs}$  соответственно. Из рис. 6,с видно, что на поверхности подложки имеются атомные ступеньки, а экстраплоскости дислокаций из подложки не обязательно оканчиваются на границе раздела, а могут простираются в растущий эпитаксиальный слой. Кроме того, на рис. 6,с видны наклонные к гетерогранице микродвойники.

Примеры структур, показанных на рис. 4–6, являются больше примерами непосредственно проблем гетерограниц, чем проблем, связанных с внутренними свойствами отдельных материалов эпислоя и подложки, в противоположность примерам, показанным на рис. 1–3.

Полученные результаты могут быть использованы для разработки моделей формирования структурных дефектов в гетероэпитаксиальных слоях, в частности моделей зарождения наклонных нарушений упаковки. Эпитаксиальный слой  $(\text{Hg,Mn})\text{Te}$  может быть использован в качестве дислокационного фильтра для системы CdTe/GaAs, в то время как сверхструктура  $(\text{Cd,Zn})\text{Te} // \text{CdTe} / \text{GaAs}$  мало эффективна в качестве дислокационного фильтра и снижает плотность прорастающих в эпислой дислокаций только в несколько раз, а не на 2–3 порядка, как требуется для изготовления приборных структур.

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] Brown P.D., Hails J.E., Russell G.J., Woods J. J. Cryst. Growth **86**, 511 (1988).
- [2] Sugiyama I., Hobbs A., Saito T., Ueda O., Shinohara K., Takigawa H. J. Cryst. Growth **117**, 161 (1992).
- [3] Cheng T.T., Aindow M., Jones I.P., Hails J.E., Williams D.J., Astles M.G. J. Cryst. Growth **135**, 409 (1994).
- [4] Kawano M., Oda N., Sasaki T., Ichihashi T., Iijima S., Kanno T., Saga M. J. Cryst. Growth **117**, 171 (1992).
- [5] Kleebe H.J., Hamilton W.J., Ahlgren W.L., Johnson S.M., Ruhle M. Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **161**, 63 (1990).
- [6] Brown P.D., Golding T.D., Russell G.J., Dinan J.H., Woods J. Microscopy of Semicond. Mater. Inst. Phys. Bristol N.Y. (1989). Ser. N 100. P. 357–362.
- [7] Brown P.D., Kelly H., Clifton P.A., Mullins J.T., Simmons M.Y., Durose K., Brinkman A.W., Golding T.D., Dinan J. Mat. Res. Soc. Symp. Proc. **216**, 427 (1991).
- [8] Miles R.H., Wu G.Y., Johnson M.B., McGill T.C., Faurie J.P., Sivananthan S. Appl. Phys. Lett. **48**, 1383 (1986).
- [9] Mathieu H., Allegre J., Chatt A., Lefebvre P., Faurie J.P. Phys. Rev. **B38**, 7740 (1988).

- [10] Cibert J., Andre R., Deshayes C., Dang Le Si, Okumura H., Tatarenko S., Fenillet G., Jounean P.H., Mallard R., Saminadayar K. *J. Cryst. Growth* **117**, 424 (1992).
- [11] Cullis A.G., Chew N.G., Irvine S.J.C., Giess J. *Microscopy Semicond. Mater. Inst. Phys. Bristol* (1987). Ser. N 87. P. 141-146.
- [12] Brown P.D., Loginov Y.Y., Mullins J.T., Durose K., Brinkman A.W., Humphreys C.J. *J. Cryst. Growth* **138**, 538 (1994).
- [13] Patriarche G., Tromson Carli A., Riviere J.P., Triboulet R., Marfaing Y., Castaing J. *Phys. Stat. Sol. (a)* **138**, 437 (1993).
- [14] Sabinina I.V., Gutakovskii A.K., Sidorov Yu.G., Kuzmin V.D. *Phys. Stat. Sol. (a)* **126**, 181 (1991).
- [15] Angelo J.E., Gerberich W.W., Stobbs W.M., Bratina G., Sorba L., Franciosi A. *Phil. Mag. Lett.* **67**, 4, 279 (1993).
- [16] Sabinina I.V., Gutakovskii A.K., Sidorov Yu.G., Dvoretzky S.A., Kuzmin V.D. *J. Cryst. Growth* **117**, 238 (1992).
- [17] Otsuka N., Kolodziejski L.A., Genshor R.L., Datta S., Bicknell R.N., Schetzina J.F. *Appl. Phys. Lett.* **46**, 860 (1985).
- [18] Lu P.Y., Williams L.M., Chu S.N.G. *J. Vacuum. Sci. Technol.* **A4**, 2137 (1986).
- [19] Hobbs A., Ueda O., Nishijima Y., Ebe H., Shinohara K., Umebu I. *J. Cryst. Growth* **126**, 605 (1993).
- [20] Al-Allak H.M., Brinkman A.W., Clifton P.A., Brown P.D. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* **216**, 35 (1991).
- [21] Chew N., Cullis A.G. *Ultramicroscopy* **23**, 175 (1987).
- [22] Durose K., Russell G.J. *J. Cryst. Growth* **101**, 246 (1990).
- [23] Cohen-Solal G., Bailly F., Barde M. *J. Cryst. Growth* **138**, 68 (1994).
- [24] Ayers J.E., Ghandhi S.K., Schowalter L.J. *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* **209**, 661 (1991).
- [25] Booker G.R., Titchmarsh J.M., Fletcher J., Darby D.B., Hockley M., Al-Jassim M. *J. Cryst. Growth* **45**, 407 (1978).