

Генерация дислокаций в варизонных гетеросистемах CdTe/CdHgTe на начальных стадиях эпитаксиального роста

© А.И. Власенко, З.К. Власенко, И.В. Курило*, И.А. Рудый*

Институт физики полупроводников Национальной академии наук Украины,
03028 Киев, Украина

* Национальный университет „Львовская политехника“,
29013 Львов, Украина

E-mail: zvlav@isp.kiev.ua

(Поступила в Редакцию 24 февраля 2005 г.
В окончательной редакции 12 мая 2005 г.)

На основе сопоставления данных микроскопических исследований, исследований состава и микротвердости показано, что в эпитаксиальных варизонных гетеросистемах CdTe/CdHgTe существует развитая система массивов дислокаций различного происхождения (прорастающих, несоответствия, на границах сращивания трехмерных островков и др.) с наклонными и параллельными границе раздела сегментами. Обнаружено неравномерное по толщине гетеросистемы увеличение микротвердости, коррелирующее в эпитаксиальном слое с распределением плотности дислокаций.

PACS: 61.72.Ff, 62.20.Qp

1. Введение

В связи с применением гетеросистем на основе эпитаксиальных варизонных слоев твердых растворов $Cd_xHg_{1-x}Te$ (МСТ) на подложках с различной степенью сопряженности кристаллических решеток для создания фотоприемных структур в инфракрасном диапазоне спектра возникает вопрос о доминирующих типах протяженных дефектов, определяющих или влияющих на функциональные параметры этих гетеросистем [1].

При наращивании эпитаксиальных слоев МСТ с $x \approx 0.2$ в качестве сопряженных применяют, как правило, подложки CdTe (СТ), $Cd_{0.96}Zn_{0.04}Te$ (CZT) и др., имеющие близкие параметры решеток. Это в определенной степени позволяет минимизировать влияние расогласованности параметров решеток подложки и наращиваемого слоя на структурные свойства гетеросистем. Тем не менее, как свидетельствуют анализ литературных данных и наши исследования [1–3], полностью устранить это влияние не удастся.

Влияние расогласованности параметров подложки СТ и наращенного слоя МСТ на физико-механические свойства границы раздела (металлургической границы) анализировалось в [2]. В то же время существенное влияние на процессы формирования протяженных дефектов в эпитаксиальном слое могут оказывать особенности ростового процесса, в том числе его начальных стадий (зародышеобразование, коалесценция островков и т.д.) [4,5]. Это может быть обусловлено как причинами фундаментального характера, определяющими специфику фазовых превращений в условиях направленной кристаллизации на подложке, так и причинами технического характера, связанными с нарушением стабильности технологических условий, переходными процессами вывода системы на ростовой режим и выхода из него [6] и т.п., что практически не изучалось.

Именно с наличием развитой системы протяженных дефектов, формируемых под влиянием целого ряда, не всегда надежно контролируемых факторов, могут быть связаны низкие по сравнению с объемными кристаллами и не всегда надежно воспроизводимые электрические и фотоэлектрические параметры наращенных слоев, о чем неоднократно упоминалось в литературе (см., например, [1]).

Исходя из отмеченного выше основная цель настоящей работы состоит в выявлении и анализе доминирующих процессов формирования дислокаций в гетеросистеме СТ/МСТ, в том числе с учетом начальных стадий эпитаксиального роста.

2. Подготовка образцов и методы исследования

Для исследований использовались варизонные гетеросистемы СТ/МСТ, полученные методом парофазной эпитаксии [7], что позволяло применять для эпитаксиального наращивания сравнительно невысокие (по сравнению с синтезом объемных кристаллов) температуры ($T = 550–600^\circ C$), при которых, как правило, было достаточно традиционных технологических приемов очистки исходных компонентов и технологической оснастки для получения сравнительно чистых слоев. В качестве подложек применялись пластины высокоомного p -СТ ориентации $\{111\}$ или $\{110\}$; в качестве источника — кристаллы HgTe (МТ), МСТ ($x < 0.2$). Основные параметры эпитаксиальных слоев — толщина, состав на поверхности и профиль его распределения по толщине, тип проводимости и уровень легирования — регулировались температурой, временем роста, давлением насыщенных паров Hg, составом источника и режимами послеростового отжига.

Начальные стадии роста пленок исследовались методами трансмиссионной электронной микроскопии, растровой электронной микроскопии, дифракции электронов высоких энергий на отражение. Распределение состава по толщине эпитаксиальных слоев анализировалось по данным электронно-зондового рентгеноспектрального микроанализа сколов (Camebax).

Распределение плотности дислокаций по толщине наращенного слоя МСТ исследовалось послойно с помощью оптической микроскопии поверхностей, обработанных в селективном травителе ($\text{HNO}_3 : \text{HCl} : \text{H}_2\text{O} = 1 : 1 : 1$).

Поскольку эпитаксиальные слои были достаточно тонкими (как правило, до $200 \mu\text{m}$), распределение микротвердости H_V по поперечному сечению гетероструктур определялось анализом отпечатков при индентировании химически протравленного косо́го шлифа (с углом наклона к поверхности пленки 3°), величина нагрузки на индентор была равна 0.2 N , времена опускания индентора, статического действия и снятия нагрузки составляли по 10 s .

3. Экспериментальные результаты и их обсуждение

3.1 Генерация дислокаций несоответствия. На рис. 1, *a* приведена микрофотография поперечного скола гетеросистемы, протравленного в селективном травителе. В области металлургической границы наблюдается повышенная плотность дислокационных ямок травления $N_d \approx 3 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$. Это может быть обусловлено различием как постоянных кристаллических решеток исходных компонентов *a* и их линейных коэффициентов термического расширения α , так и их упругих свойств (упругих констант c_{ij} , модулей Юнга E , модулей сдвига G , коэффициентов Пуассона ν и др.). Перечислим наиболее часто встречающиеся значения этих величин: для CdTe $a = 0.6481 \text{ nm}$, $\alpha = 4.9 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $E = 41.2 \text{ GPa}$, $G = 1.539 \text{ GPa}$, $\nu = 0.34$; для HgTe $a = 0.6461 \text{ nm}$, $\alpha = 4 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $E = 45.8 \text{ GPa}$, $G = 1.614 \text{ GPa}$, $\nu = 0.42$ (более детальный анализ расчетных и экспериментальных значений этих величин приведен в [2,8]).

Несмотря на небольшое различие постоянных решеток исходных материалов этой гетеросистемы ($\Delta a \approx 0.3\%$), параметр их несоответствия $f = (a_{\text{СТ}} - a_{\text{МТ}})/a_{\text{СТ}} = 3 \cdot 10^{-3}$, что более чем на порядок превышает этот параметр для условий гомоэпитаксии [4]. Это обстоятельство, как показано далее, необходимо учитывать при анализе физико-механических свойств границы раздела. Напряжение несоответствия, вызванное различием постоянных решеток гетеропары и возникающее непосредственно при наращивании эпитаксиального слоя, $\sigma_{\Delta a} = E_{\text{МТ}}(\Delta a)/[(1 - \nu_{\text{МТ}})\bar{a}] \approx 222 \text{ MPa}$. Термическое напряжение, вызванное различием коэффициентов термического расширения



I II III

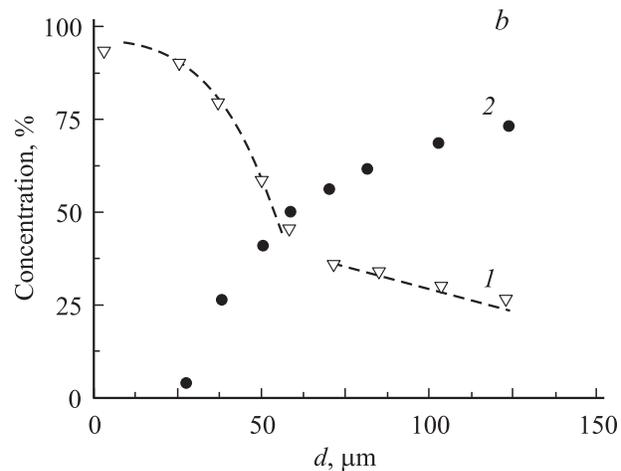


Рис. 1. Микрофотография поперечного скола эпитаксиальной гетеросистемы СТ/МСТ, протравленной в селективном травителе (*a*), и распределение состава Cd (1), Hg (2) по толщине слоя МСТ d (*b*).

контактирующих материалов, в предположении линейной температурной зависимости параметров решетки составляет $\sigma_{\Delta\alpha} \approx E_{\text{МТ}}\Delta\alpha\Delta T/(1 - \nu_{\text{МТ}}) \approx 36 \text{ MPa}$ (для реальных технологических условий $\Delta T \approx 500 \text{ K}$).

Как те, так и другие напряжения действуют в одном направлении: подложка сжимается, эпитаксиальный слой растягивается. Отметим, что $\sigma_{\Delta a}$ существенно (в 6 раз) превышает $\sigma_{\Delta\alpha}$.

При наращивании эпитаксиальных слоев упругих материалов на тонких подложках при некоторых условиях можно было бы ожидать изгиба структуры [9], знак и кривизна которого зависят от параметров сопрягаемых материалов, соотношения толщин подложки, переходного слоя и слоя квазипостоянного состава и др. Тем не менее в нашем случае толстой подложки ($0.5\text{--}1 \text{ mm}$), тонкого наращенного слоя (до $200 \mu\text{m}$) и пластичного материала (значения упругих напряжений несоответствия существенно превышают верхние гра-

ницы текучести, для МСТ с $x = 0.2$ они составляют 41.4, 25.3, 28.6 МПа для направлений осей сжатия [100], [110], [111] соответственно [2]) эти напряжения в процессе эпитаксии при высоких температурах вызывают пластическую деформацию и образование дислокаций несоответствия (MD).

При наращивании однородного слоя МСТ введение сетки MD должно происходить на поверхности раздела уже на начальных стадиях роста. Поскольку в структуре цинковой обманки, в которой кристаллизуются СТ и твердые растворы МСТ, существуют дислокации α - и β -типов, такая сетка MD образуется из параллельно расположенных совокупностей MD α -типа и направленных под углом к ним MD β -типа. Физико-механические и электронные свойства α - и β -дислокаций различаются, поэтому возможна анизотропия этих свойств в гетеросистеме по различным направлениям.

В условиях парафазной эпитаксии в результате процессов взаимодиффузии в подложке происходит твердофазное замещение атомов Cd атомами Hg, а в наращиваемой пленке МСТ — замещение атомов Hg атомами Cd (по данным [10] Hg диффундирует в CdTe быстрее, чем Cd в осаждаемый слой HgTe). Это приводит к образованию переходного слоя твердого раствора с непрерывно изменяющимся в пределах $1 > x > x_d$ составом (где x_d — состав Cd на поверхности нарощенного слоя; рис. 1, b), соответственно изменяется постоянная кристаллической решетки.

Наличие слоя переменного состава является причиной не скачкообразного изменения напряжений несоответствия на границе раздела, а их постепенного возрастания в процессе наращивания эпитаксиального слоя. Это приводит к более равномерному перераспределению MD в толще пленки [11]. Следует отметить, что замена резкой границы раздела на границу с плавным градиентом состава не уменьшает общего числа MD, а лишь более равномерно распределяет их по всей толщине слоя.

Как видно из рис. 1, a, b, металлургическая граница (область II) разделяет гетероструктуру на две области: диффузионную в подложке (область I) и эпитаксиально-диффузионную в нарощенном слое (область III), причем основное изменение состава происходит именно в подложке (градиент состава $2 \cdot 10^{-2} \mu\text{m}^{-1}$), в нарощенном же слое градиент состава значительно меньше ($2.4 \cdot 10^{-1} \mu\text{m}^{-1}$). Таким образом, наличия объемной сетки параллельных поверхности раздела MD следует ожидать не только в эпитаксиальном слое, но и в подложке. Причем, как показывают расчеты, при условиях равномерного распределения MD по толщине этих областей их плотность в диффузионной области подложки превышает плотность в эпитаксиально-диффузионной области нарощенного слоя в 3–5 раз. Эти MD должны были бы выходить на боковую поверхность диффузионной области. Тем не менее, как свидетельствует рис. 1, a, в этой области подложки (область I) не наблюдается значительного повышения плотности ямок

травления. Это может быть связано как с тем, что селективный для МСТ травитель не эффективен для СТ, так и с тем, что релаксация напряжений в подложке происходит вследствие образования MD с сегментами, не параллельными поверхности раздела. Изгибаясь и образуя полупетли, такие дислокации могут выходить не на торцевую поверхность, а на поверхность раздела и далее прорасти в наращиваемый слой.

Для случая резкой границы раздела гетеросистемы линейная плотность MD ($N_{d(\text{MD})}^l$) зависит от ориентации подложек. С учетом использованных нами в [2] моделей расчеты дают следующие значения $N_{d(\text{MD})}^l$ для различных плоскостей сопряжения:

$$\begin{aligned} N_{d(\text{MD})\{100\}}^l \begin{matrix} [0\bar{1}\bar{1}], [0\bar{1}\bar{1}] \\ \end{matrix} &= N_{d(\text{MD})\{110\}}^l \begin{matrix} [00\bar{1}] \\ \end{matrix} \\ &= N_{d(\text{MD})\{111\}}^l \begin{matrix} [\bar{2}11], [1\bar{1}\bar{2}], [1\bar{2}\bar{1}] \\ \end{matrix} = 7 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-1}, \\ N_{d(\text{MD})\{110\}}^l \begin{matrix} [\bar{1}10] \\ \end{matrix} &= 5 \cdot 10^4 \text{ cm}^{-1}, \end{aligned}$$

где нижние индексы — плоскости сопряжения, верхние индексы — направления векторов Бюргерса MD.

MD имеют высокую плотность ненасыщенных связей, которые могут действовать как электрически активные состояния и существенно влиять на процессы переноса и неравновесные процессы как в электронной, так и ионной подсистеме структуры.

Рассчитанные значения поверхностной плотности ненасыщенных связей для различных плоскостей сопряжения с учетом того, что плотности оборванных связей α - и β -дислокаций одинаковы, а в плоскости {111} действуют лишь α - или β -дислокации, составляют

$$\begin{aligned} \Delta N\{100\} &= 6.20 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}, \\ \Delta N\{110\} &= 4.39 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}, \\ \Delta N\{111\} &= 3.58 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-2}. \end{aligned}$$

Поскольку значения ΔN для плоскостей разной кристаллографической ориентации несколько различаются, можно ожидать зависимостей от ориентации подложки не только электрофизических и рекомбинационных параметров нарощенных слоев, но и самих механизмов эпитаксиального зародышеобразования. Последнее подтверждается экспериментально (см. далее).

3.2. Прораствание дислокаций. Морфологические исследования поверхностей подложек и нарощенных на них слоев свидетельствуют о том, что пленки, как правило, повторяют ориентацию подложек и некоторые их протяженные дефекты (в частности, такие как границы зерен, крупно- и малугловые границы, большие скопления дислокаций и т.п.). Это указывает на то, что протяженные дефекты могут прорасти из подложки сквозь всю толщу наращиваемого эпитаксиального слоя с выходом на его поверхность, участвуя в формировании массивов наклонных дислокаций, и в значительной мере определять структурное совершенство этого слоя.

В то же время, как следует из приведенного в [4] анализа, наличие напряжений несоответствия в гетеросистеме может приводить к изгибу прорастающих дислокаций с образованием параллельных границ раздела сегментов и даже к их выходу на боковую поверхность. Некоторое несоответствие в картинах распределения массивов дислокаций на исходных поверхностях подложки и нарощенного слоя в нашем случае как раз и может свидетельствовать в пользу этого предположения.

3.3 Генерация дислокаций на границах сращивания островков. Указанные особенности формирования массивов параллельных и наклонных к поверхности раздела дислокаций имеют место лишь при наличии сплошного эпитаксиального слоя на поверхности подложки. В реальной ситуации значительное влияние на структурное совершенство нарощенных слоев оказывают особенности элементарных процессов роста на его начальной стадии, связанные в основном с характером образования зародышей МСТ и последующей коалесценции островков.

После осаждения на подложке паров Te и Hg начинается рост кристаллитов, морфология и физические параметры которых определяются характером взаимодействия атомов (или частичек) конденсированного вещества между собой и с поверхностью подложки в заданных условиях осаждения (степени пересыщения, температуры, скорости конденсации и т.п.) и, как было установлено, зависят от наличия на поверхности подложки структурных дефектов (дислокаций, границ зерен, включений теллура, следов механических обработок и т.п.) и кристаллографической ориентации поверхности. Последнее может быть обусловлено тем, что зародышеобразование происходит на электрически активных точечных дефектах или их скоплениях на поверхности подложки [5], параметры и плотность которых, как было показано выше, существенно зависят от ориентации подложек.

Действительно, на плоскости $\{110\}$ СТ наблюдается, как правило, двумерный рост МСТ, который начинается с образования отдельных плоских или уплощенных трехмерных островков, которые при их коалесценции образуют „лужицы“ (рис. 2, *a*). Даже на начальных стадиях роста поверхность зародышей гладкая и не имеет перпендикулярных подложке выступов фигур роста. Очевидно, в этом случае корректны приведенные выше рассуждения относительно образования MD в сплошном эпитаксиальном слое. При использовании в качестве подложек плоскостей $\{111\}$ СТ, как правило, наблюдается трехмерное зародышеобразование: „налипание“ на подложке отдельных трехмерных островков — „холмиков“ (рис. 2, *b*). Вероятность двумерного или трехмерного зародышеобразования определяется в основном соотношениями поверхностных свободных энергий подложки, растущего слоя и границы раздела пленка/подложка [5].

В случае трехмерного зародышеобразования упругие свойства зародышей в значительной мере зависят от

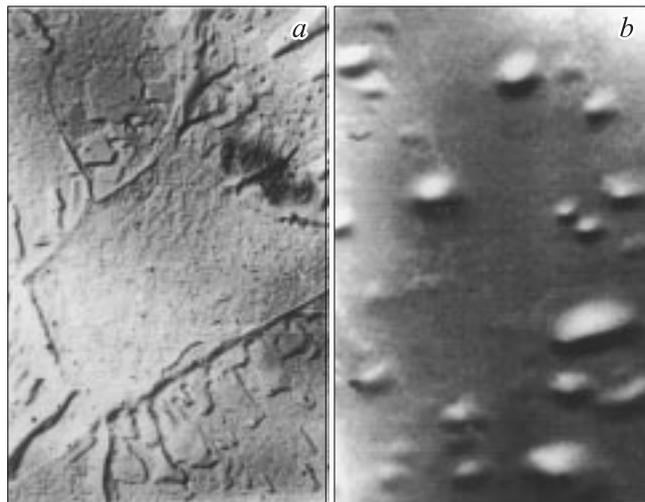


Рис. 2. Микрофотографии островков на начальной стадии роста эпитаксиальной пленки МСТ на подложках СТ различной ориентации. *a* — $\{110\}$, *b* — $\{111\}$. Увеличение 20 000.

их геометрических размеров. В [2] были определены значения критической толщины пленки $h_{cr} \approx 36$ nm и радиуса изолированного островка $R_{cr} \approx 675$ nm, меньше которых возможен рост напряженного деформированного слоя (островка) без образования MD. Если размеры островков превышают указанные, MD будут генерироваться в пределах каждого из островков (после зарождения и до коалесценции они растут независимо друг от друга). При коалесценции этих островков MD выгибаются на поверхности сращивания, образуя наклонные к гетерогранице дислокации, прорастающие в эпитаксиальный слой. В дальнейшем с увеличением толщины слоя зерна-кристаллиты укрупняются [12], что соответствует принципу „эволюционной селекции“ [13], когда быстрее растут зерна превосходящих ориентаций, при этом число зерен и протяженность границ между ними уменьшаются. Подчеркнем, что, как отмечалось выше, химический состав зерен с увеличением их толщины постепенно изменяется, обогащаясь Hg, что приводит к образованию сетки MD не только на гетерогранице, но и в объеме зерен.

Зародыши-кристаллиты, состоящие из нескольких атомов, разориентированы по отношению к подложке и друг к другу [4]. Преимущественная ориентация зародышей-кристаллитов происходит с увеличением площади контакта зародыша и подложки, причем главным фактором, определяющим ориентацию зародышей, является анизотропия энергии границы раздела подложка/зародыш. При сращивании таких зародышей на стадии образования первого сплошного слоя эта разориентация может приводить к дополнительной генерации дислокаций на границах сращивания.

Линейную плотность таких дислокаций $N_{d(i)}^l$ можно оценить, воспользовавшись выражением для модели внутрифазных границ (см., например, [14]): $b/d = 2 \sin(\theta/2)$,

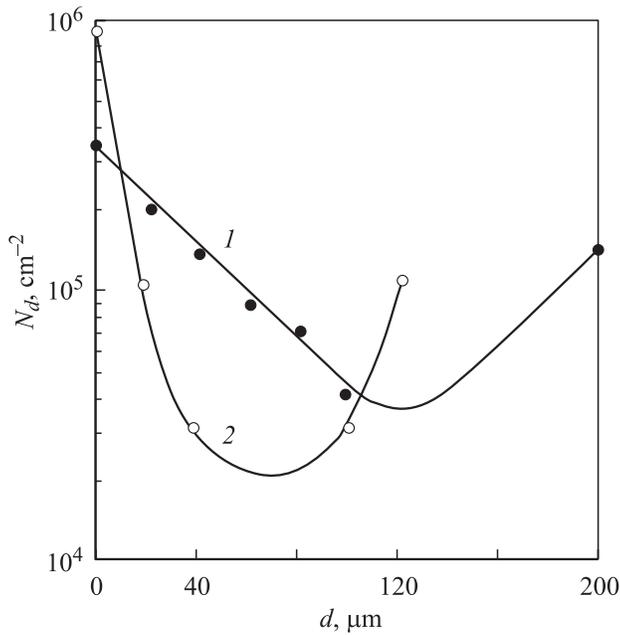


Рис. 3. Распределение плотности дислокаций N_d по толщине нарощенного слоя d для двух эпитаксиальных гетеросистем различной толщины.

где θ — угол разориентации торцевых поверхностей срастываемых островков, d — среднее расстояние между дислокациями, b — количественное значение вектора Бюргера ($b = 0.4575 \text{ nm}$, за исключением плоскости $\{110\}$ и направления вектора Бюргера $[110]$, где $b = 0.647 \text{ nm}$ [2]). Расчет дает следующие значения $N_{d(i)}^l$ при образовании малоугловых границ ($\theta < 5-10^\circ$): например, для $\theta = 10'$ $N_{d(i)}^l \approx 10^3 \text{ cm}^{-1}$, для $\theta = 5^\circ$ $N_{d(i)}^l \approx 2 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-1}$. Таким образом, при $\theta > 1-2^\circ$ линейная плотность таких дислокаций может превышать линейную плотность MD на гетерогранице (см. выше). Подчеркнем, что в этом случае оси дислокаций ориентированы не параллельно, а наклонно к поверхности раздела гетеросистемы под углами, определяемыми наклонами плоскостей срастывания островков.

При анализе дислокационных массивов на границах срастывания необходимо учитывать и то, что отдельные зародыши могут различаться по составу твердого раствора. Это может быть связано как с различием адсорбирующих свойств областей подложки вблизи центров кристаллизации (что обусловлено наличием структурных дефектов различной физико-химической природы), так и с различием диффузионных параметров переноса атомов Cd и Hg между объемом зародышей и этими областями (поскольку на эти процессы могут, в частности, накладываться различные по знаку и величине электрические и упругие поля, барьеры и др.).

Если линейные размеры плоскостей срастывания таких зародышей превышают критические R_{cr} (см. выше), на дислокационную стенку мало- или крупноугловых границ накладывается также сетка параллельных этим

границам, но наклонных к гетерогранице MD, которая может распространяться и в зерна. В этом случае плотность MD определяется различием постоянных решеток срастываемых островков.

На рис. 3 приведены экспериментальные кривые распределения N_d по толщине нарощенного слоя для двух структур СТ/МСТ с различной толщиной нарощенного слоя МСТ. Эти распределения N_d не однородны по толщине слоя и имеют общие особенности: вблизи металлургической границы N_d превышает ее значения в глубине слоя, что может быть обусловлено указанными выше причинами. Уменьшение плотности дислокаций в объеме слоя может быть связано с выходом части наклонных дислокаций на боковые поверхности структуры, а также с их взаимной аннигиляцией.

Обращает на себя внимание некоторое повышение плотности дислокаций в приповерхностной области пленки, наблюдавшееся также и другими авторами (например, в [15]). Это может быть обусловлено релаксацией термоупругих напряжений в процессе быстрого охлаждения системы, состоящей из различных по теплоемкости контактирующих сред (в нашем случае конденсирующиеся пары Hg, Te, поверхность слоя, элементы конструкции контейнера и др.), а также возникающими температурными градиентами. В этом случае при увеличении действующих в гетеросистеме напряжений, как показано в [4], дислокации могут зарождаться на поверхности наращиваемого слоя с образованием дислокационных полупетель.

3.4. Распределение микротвердости по толщине гетеросистемы. О структурном несовершенстве гетерограницы свидетельствует распределение по толщине структуры микротвердости H_V (рис. 4, а).

Сравнивая эти данные с приведенным на рис. 4, б сводным графиком зависимости микротвердости от состава твердого раствора, построенным по данным работ [16–21] для объемных кристаллов (кривые микротвердости твердых растворов характеризуются, согласно закону Курнакова, максимумом), можно сделать вывод об упрочнении всех слоев гетероструктуры. Действительно, из рис. 4, а видно, что H_V пленки изменяется от 460 МПа (на поверхности пленки) до 1000 МПа (на расстоянии $17.5 \mu\text{m}$ от поверхности подложки). На металлургической границе значение микротвердости составляет 740 МПа. Упрочнение наблюдается также и в объеме самой подложки (где на глубине $185 \mu\text{m}$ $H_V = 890 \text{ МПа}$ вместо значения 500–550 МПа, характерного для чистого CdTe).

Максимальные значения $H_V = 1000 \text{ МПа}$ вблизи металлургической границы (где $x \approx 0.4$) превышает максимальное значение $H_V \approx 800 \text{ МПа}$ для объемных кристаллов с составом $x = 0.70$. Наблюдаемое в этой области упрочнение гетероструктуры можно объяснить повышенной плотностью протяженных дефектов, в том числе MD, а также послерелаксационными остаточными

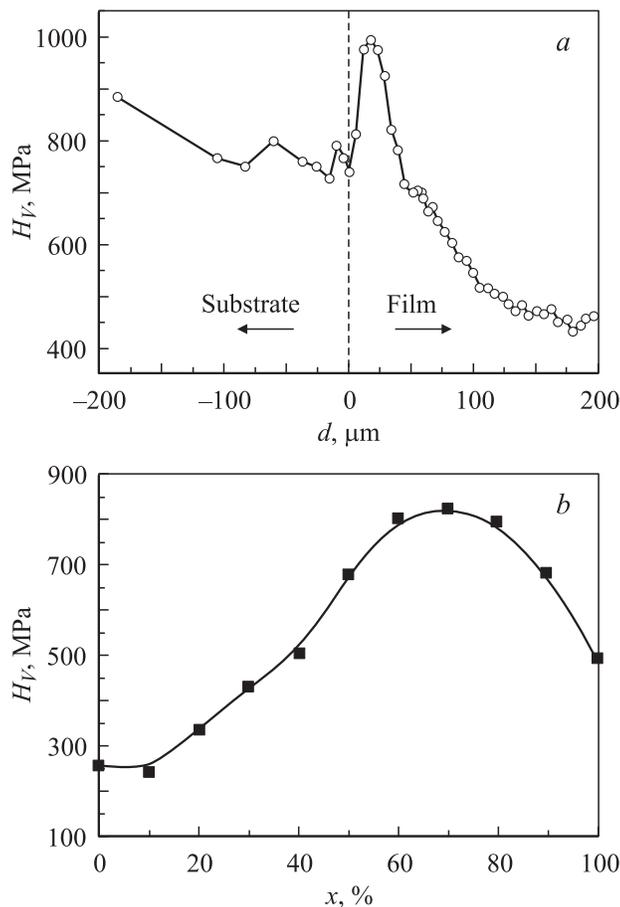


Рис. 4. Распределение микротвердости H_V по поперечному сечению гетеросистемы d (а) и зависимость микротвердости H_V от состава x для объемных кристаллов твердого раствора $Cd_xHg_{1-x}Te$ по данным [16-21] (б).

напряжениями, которые возникли в ней вследствие несоответствия постоянных решеток сопрягаемых материалов. Упрочнение в области границы раздела возможно также вследствие наличия на гетерогранице выделений второй фазы, в частности Te . При достаточно высокой их концентрации поля напряжений от отдельных включений могут накладываться и добавляться к указанным выше напряжениям.

Упрочнение в подложке может быть связано с наличием объемной сетки MD (см. выше), а также с образованием диффузионной области переменного состава (так называемое упрочнение) (рис. 1, б), которое приводит к затруднению процессов зарождения, перемещения и размножения дислокаций.

Обращает на себя внимание и упрочнение в приповерхностной области пленки. Так, значение микротвердости на поверхности (где $x \approx 0.2$) соответствует составу объемного кристалла с $x = 0.28$. Такое увеличение H_V может быть объяснено повышенной плотностью дислокационных полупетель, образующихся в этой области при охлаждении гетеросистемы (это коррелирует с данными рис. 3).

Наличие массивов дислокаций различного происхождения в гетеросистемах МСТ должно было бы приводить к очищению объема от точечных дефектов (вследствие эффектов их геттерирования) и улучшению электрических и фотоэлектрических параметров этих структур. Тем не менее этого, как уже отмечалось, не наблюдается, что может быть связано с образованием вблизи дислокаций рекомбинационно-активных атмосфер, наличие которых и приводит к ухудшению этих параметров [22,23].

4. Заключение

Таким образом, в настоящей работе показано, что в эпитаксиальных варизонных гетеросистемах СТ/МСТ существует развитая система массивов дислокаций различного происхождения (несоответствия, проросших из подложки, на границах сращивания островков), которые наряду с остаточными послерелаксационными напряжениями приводят, в частности, к неравномерному по толщине упрочнению структуры. Вследствие имеющихся в системе напряжений указанные дислокации могут выгибаться и образовывать как наклонные, так и параллельные границе раздела гетеросистемы сектора.

Показано, что на поверхностях $\{110\}$ и $\{111\}$ подложки доминируют процессы коалесценции двумерных и трехмерных островков соответственно, при этом линейная плотность дислокаций на границах сращивания последних при увеличении углов разориентации $\theta > 2^\circ$ может превышать эту величину для дислокаций несоответствия на границе раздела гетеросистемы.

Список литературы

- [1] Физика соединений A_2B_6 / Под ред. А.Н. Георгбани, М.К. Шейнкмана. Наука, М. (1986). 320 с.
- [2] I.V. Kurilo, I.O. Rudyj, O.I. Vlasenko. *J. Cryst. Growth* **204**, 4, 447 (1999).
- [3] O.I. Vlasenko, V.N. Babentsov, Z.K. Vlasenko, V.V. Kremnitskiy, A.V. Ponedilok, I.A. Rudoy. *Proc. Int. Conf. on Optical Diagnostics of Materials and Devices for Opto-, Micro-, and Quantum Electronics (OPTDIM'97)*. Kiev, Ukraine. SPIE **3359**, 449 (1997).
- [4] М.Г. Мильвидский, В.Б. Освенский. Структурные дефекты в эпитаксиальных слоях полупроводников. Металлургия, М. (1985). 160 с.
- [5] И.П. Калинин, В.Б. Алесковский, А.В. Симашкевич. Эпитаксиальные пленки соединений $A^{II}B^{VI}$. Изд-во ЛГУ, Л. (1978). 310 с.
- [6] И.А. Рудый, И.В. Курило, И.С. Вирт, А.И. Власенко, М.С. Фружинский. Тез. докл. IX Нац. конф. по росту кристаллов (НКРК=2000). М. (2000). С. 252.
- [7] O.N. Tufte, E.L. Stelzer, *J. Appl. Phys.* **40**, 11, 4559 (1969).
- [8] И.В. Курило, И.А. Рудый, А.И. Власенко. *УФЖ* **43**, 2, 207 (1998).

- [9] Е.Ф. Венгер, М. Грендел, В. Данишка, Р.В. Конакова, И.В. Прокопенко, Ю.А. Тхорик, Л.С. Хазан. Структурная релаксация в полупроводниковых кристаллах и приборных структурах. Феникс, Киев (1994). 248 с.
- [10] R.K. Sharma, V.V. Sharma. *Ind. J. Phys. A* **70**, 4, 350 (1987).
- [11] Ю.А. Тхорик, Л.С. Хазан. Пластическая деформация и дислокации несоответствия в гетероэпитаксиальных системах. Наук. думка, Киев (1983). 304 с.
- [12] А.И. Власенко, З.К. Власенко, И.В. Курило, И.Е. Лопатинский, И.А. Рудый, А.В. Ляшенко. Оптоэлектроника и полупроводниковая техника **39**, 51 (2004).
- [13] Л.Н. Александров. Кинетика кристаллизации и перекристаллизации полупроводниковых пленок. Наука, Новосибирск (1985). 224 с.
- [14] С.С. Горелик, М.Я. Дашевский. Материаловедение полупроводников и диэлектриков. Металлургия, М. (1988). 576 с.
- [15] Р.А. Павлов, И.И. Лакуста, К.М. Поливанова. Физическая электроника. Вища шк., Львов (1992). В. 42. 77 с.
- [16] R.N. Andrews, S.D. Walck, M.W. Price, F.R. Szofran, C.-H. Su, S.L. Lehoczky. *J. Cryst. Growth* **99**, 1-2, 717 (1990).
- [17] M. Schenk, A. Fissel. *J. Cryst. Growth* **86**, 1-4, 502 (1988).
- [18] S. Cole, M. Brown, A.F.W. Willoughby. *J. Mater. Sci.* **17**, 7, 2061 (1982).
- [19] И.В. Курило, И.М. Спитковский, А.Д. Шнейдер. Изв. вузов. Физика **9**, 130 (1974).
- [20] И.В. Курило, В.П. Алехин, С.И. Бульчев. Физико-механические свойства теллуридов кадмия, ртути и их твердых растворов. Препринт. Ин-т металлургии им. А.А. Байкова АН СССР, М. (1982). 92 с.
- [21] Е.А. Балагурова, Э.Н. Хабаров. Изв. вузов **7**, 133 (1976).
- [22] А.И. Власенко, З.К. Власенко. ФТП **33**, 3, 277 (1999).
- [23] А.И. Власенко, З.К. Власенко, С.В. Свечников, Д.Т. Тарашенко. УФЖ **47**, 7, 664 (2002).