

03,13

Плотность дислокаций в гетероэпитаксиальных структурах CdHgTe на подложках из GaAs и Si ориентации (013)

© Ю.Г. Сидоров, М.В. Якушев, В.С. Варавин, А.В. Колесников,
Е.М. Труханов, И.В. Сабина, И.Д. Лошкарев

Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова СО РАН,
Новосибирск, Россия

E-mail: sidorov@isp.nsc.ru

(Поступила в Редакцию 13 апреля 2015 г.)

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены эпитаксиальные слои Cd_xHg_{1-x}Te (КРТ) на подложках GaAs и Si ориентации (013). Введение промежуточных слоев ZnTe и CdTe позволило сохранить в эпитаксиальных слоях КРТ ориентацию, близкую к ориентации подложки, несмотря на сильное рассогласование параметров решеток. Структуры исследованы методами рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии. Установлены дислокационные семейства, преимущественно снимающие несоответствие параметров решеток. С помощью электронной микроскопии зарегистрированы Г-образные дислокации несоответствия (ДН), для которых облегчена аннигиляция пронизывающих дислокаций. Измерены углы разворота решеток, вызванные формированием сеток дислокаций несоответствия. Показано, что плотность пронизывающих дислокаций в активной области фотодиодов определяется в основном сеткой дислокаций несоответствия, формирующейся на гетерогранице КРТ/CdTe. Снижение плотности пронизывающих дислокаций в пленке КРТ достигается при циклическом отжиге в условиях, когда максимально облегчается неконсервативное движение дислокаций. Плотность определялась по ямкам травления.

Исследование выполнено в рамках проекта № 01201353182 программы ФНИ государственных академий наук и при поддержке гранта Минобрнауки РФ RFMEFI60414X0134.

Изготовление гетероструктур с относительно высокой разностью параметров сопрягаемых материалов и низкой плотностью пронизывающих дислокаций является важнейшей задачей полупроводникового материаловедения. В полной мере эта проблема стоит и при выращивании слоев CdHgTe (КРТ) на подложках из арсенида галлия и кремния. Для гетероэпитаксиальных слоев дефекты кристаллического строения и, в первую очередь, дислокации несоответствия (ДН), являются необходимыми равновесными элементами структуры, которые обеспечивают релаксацию напряжений. Поэтому в большинстве случаев избежать генерации дислокации при гетероэпитаксии невозможно, а иногда и нецелесообразно, поскольку это может привести к сильной макродеформации эпитаксиального слоя, вплоть до его разрушения. В связи с этим, одной из важных проблем гетероэпитаксии является не устранение дефектов структуры вообще, а создание их оптимального распределения по объему гетеросистемы. Прежде всего, под этим понимается максимальное уменьшение количества структурных дефектов в рабочей области гетеросистемы, которые в наибольшей мере ухудшают электрофизические и оптические свойства материала.

Реальная структура при выращивании КРТ на подложках из кремния и арсенида галлия содержит несколько слоев из различных материалов. На обработанную в паре мышьяка подложку наносится тонкий слой ZnTe (200 nm) и затем выращивается буферный слой CdTe толщиной 5–7 μm [1]. Промежуточные слои теллуридов цинка и кадмия вводятся для сохранения ориен-

тации КРТ в условиях очень большого рассогласования параметров решетки (величина несоответствия f превышает 19.2% в случае подложки Si и превышает 14.4% в случае GaAs).

Из-за рассогласования в объеме эпитаксиальной пленки возникают упругие деформации. Связанная с ними избыточная упругая энергия уменьшается в результате введения ДН, которые формируются в границе раздела. Минимальная толщина пленки, при которой становится выгодно введение ДН называется критической толщиной h_c и, согласно модели Мэтьюза [2], может быть определена, как

$$h_c = (b / \cos \lambda)(1 - \nu \cos^2 \alpha)[1 + \ln(\beta h / b)] / [8\pi(1 + \nu)f]. \quad (1)$$

Здесь α — угол между вектором Бюргерса b и дислокационной линией, β — параметр ядра дислокации [3], ν — коэффициент Пуассона в изотропном твердом теле, f — параметр несоответствия, равный относительной разности постоянных решетки пленки и подложки, λ — угол между вектором Бюргерса и направлением, лежащим в границе раздела перпендикулярно ДН.

В случае границы раздела (013) введение ДН возможно в рамках 12 систем типа $\langle 110 \rangle \{111\}$. В табл. 1 для данной границы раздела и всех возможных систем скольжения приведены вычисленные по формуле (1) значения h_c . Расчеты выполнены для $\nu = 0.375$ и $f = 0.216\%$, что соответствует гетеросистеме Cd_{0.3}Hg_{0.7}Te/CdTe. Для получения этих, а также других, представленных в работе результатов, были использованы следующие,

Таблица 1. Возможные системы скольжения дислокаций для границы раздела (013)

№	Плоскость скольжения	Направление вектора Бюргерса	Угол α между вектором \mathbf{b} и дислокацией, deg	Угол λ между b и нормалью к ДН в гетерогранице, deg	Критическая толщина h_c , Å	Направление дислокационной линии
1	(111)	$[\bar{1}01]$	79.1	44.2	475	$[2\bar{3}1]$
2	($\bar{1}11$)	$[101]$	79.1	44.2	475	$[23\bar{1}]$
3	(111)	$[0\bar{1}1]$	40.9	61.4	589	$[2\bar{3}1]$
4	($\bar{1}11$)	$[01\bar{1}]$	40.9	61.4	589	$[23\bar{1}]$
5	($\bar{1}\bar{1}1$)	$[011]$	73.9	69.5	1096	$[\bar{4}3\bar{1}]$
6	(111)	$[011]$	73.9	69.5	1096	$[\bar{4}3\bar{1}]$
7	(111)	$[\bar{1}10]$	19.1	76.2	1105	$[2\bar{3}1]$
8	($\bar{1}11$)	$[110]$	19.1	76.2	1105	$[23\bar{1}]$
9	($\bar{1}\bar{1}1$)	$[101]$	46.1	74.7	1261	$[\bar{4}3\bar{1}]$
10	(111)	$[\bar{1}01]$	46.1	74.7	1261	$[\bar{4}3\bar{1}]$
11	($\bar{1}\bar{1}1$)	$[\bar{1}10]$	13.9	85	3440	$[\bar{4}3\bar{1}]$
12	(111)	$[110]$	13.9	85	3440	$[\bar{4}3\bar{1}]$

приведенные в [3–5], значения модуля ν и параметра a (приведен в Å) кубической ячейки кристаллической решетки: Si — $\nu = 0.278$ и $a = 5.428$; GaAs — $\nu = 0.31$ и $a = 5.653$; CdTe — $\nu = 0.37$ и $a = 6.482$; HgTe — $\nu = 0.38$ и $a = 6.462$.

Выражение (1) получено в результате равновесного термодинамического подхода и справедливо только как некий предел, к которому система будет стремиться при бесконечной выдержке. В реальной ситуации роста пленки с конечной скоростью влияние могут оказывать кинетические факторы, связанные с механизмом введения ДН.

Основными механизмами формирования ДН являются следующие два. Во-первых, это изгибание и последующее скольжение в наклонной плоскости пленки $\{111\}$ участка дислокации, который пророс из подложки в пленку. Двигающийся первым участок пронизывающей дислокации вытягивает за собой ДН и параллельную ей ступень на свободной поверхности пленки. Вторым механизмом формирования ДН является зарождение вблизи свободной поверхности пленки дислокационной полупетли, два участка которой при $h \geq h_c$ скользят в противоположных направлениях, также формируя ДН и ступень. В этом случае при формировании ДН возникают два участка пронизывающих дислокаций. Отметим, что первый механизм является безактивационным, а второй требует преодоления энергетического барьера.

При зарождении ZnTe на подложке GaAs или Si несоответствие параметров сопрягаемых решеток так велико, что критическая толщина псевдоморфного слоя оказывается порядка межплоскостного расстояния. В этом случае дислокации несоответствия образуются непосредственно в переходе, и энергетически выгоднее формировать сетку ДН непосредственно из краевых дислокаций Ломера ($\alpha = 90^\circ$), чем из скользящих полных дислокаций, представленных в табл. 1, у которых угол $\alpha < 90^\circ$. Скольжения для введения их в одноатомный слой не требуется, а доля введенной пластической

деформации в случае ломеровских дислокаций несоответствия (ЛДН) заметно больше. Из представленных в табл. 1 данных следует, что два взаимно перпендикулярных семейства ЛДН могут эффективно возникать в результате реакции дислокационных семейств номер 1 и 5 (формируются ЛДН, параллельные направлению $[\bar{1}10]$, их вектор Бюргерса $\mathbf{b} = a/2 [110]$), а также реакции семейств номер 2 и 6 (дислокации параллельны $[110]$, $\mathbf{b} = a/2 [\bar{1}10]$).

Образующаяся в гетеропереходе сетка дислокаций несоответствия приводит к развороту кристаллической решетки пленки относительно решетки подложки. О природе дислокаций можно судить по углу разворота пленки относительно подложки. Если несоответствие снимается одним семейством дислокаций, то угол разворота φ связан с вектором Бюргерса дислокаций следующим образом [6]:

$$\varphi = f b_{\perp} / b_{\parallel}. \quad (2)$$

Здесь f — параметр несоответствия, b_{\perp} и b_{\parallel} — проекции краевой компоненты вектора Бюргерса на нормаль и на плоскость границы раздела соответственно. С увеличением несоответствия угол поворота должен расти. Расчет по соотношению (2) дает для ЛДН, возникающих в границе раздела (013), угол поворота, равный 2.49° для подложек из кремния, и 1.93° — для подложек из арсенида галлия. Для наиболее эффективного семейства скользящих полных ДН углы поворота больше — 10.3° для подложек из кремния и 8.04° для подложек из арсенида галлия.

Экспериментальное измерение углов поворота пленки CdTe относительно подложки проводилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М, гониометр ГУР-8. Использовалось излучение $\text{CuK}\alpha$, режим одного кристалла, погрешность определения углового положения кристалла менее $\pm 0.05^\circ$. Были исследованы 7 образцов CdTe/Si(013) и 4 образца CdTe/GaAs(013), результаты приведены в табл. 2.

Таблица 2. Экспериментально измеренные углы поворота пленки CdTe относительно подложки

CdTe/Si (013)		CdTe/GaAs (013)	
№ образца	Угол поворота, deg	№ образца	Угол поворота, deg
КТ050421	1.31	КТ061113	2.53
КТ050418	1.50	КТ061114	2.31
КТ080624	1.30	КТ061116	4.40
КТ080620	1.59	КТ061117	3.45
КТ090113	0.87		
КТ090220	0.68		
КТ090218	0.81		

Из данных, представленных при обсуждении формулы (2), следует, что значения углов поворота меньше в случае присутствия ЛДН. Если предположить, что доли скользящих полных ДН и ЛДН пленках CdTe (013) не зависят от типа подложки, то в случае подложки Si угол поворота должен быть выше. Приведенные в таблице результаты свидетельствуют, что в пленках на Si, для которых величина параметра f больше, также больше и доля ЛДН. Это согласуется с литературными данными, известными для гетеросистем с границами раздела (001) [7], согласно которым с увеличением параметра f возрастает доля ЛДН. Отметим также, что экспериментальные значения поворота не превышают оценочных, что свидетельствует о корректности предположения. Отличие расчетных и экспериментальных данных, в частности, связано с тем, что оценка произведена для одного семейства, а не для полной сетки (что существенно затруднено).

По мере роста пленки ZnTe, а затем и CdTe (в гетерогранице ZnTe/CdTe образуются новые ДН) пронизывающие участки дислокаций удлиняются, при этом у них увеличивается возможность взаимодействия друг с другом, вследствие чего между дислокациями облегчено протекание реакции.

Методом структурно-чувствительного травления можно измерять плотность пронизывающих дислокаций по плотности ямок травления (etch pit density (EPD)). Исследование EPD пленок CdTe (013), выращенных на подложках из арсенида галлия и кремния, обнаруживает различное поведение плотности пронизывающих дислокаций по толщине пленки. При увеличении толщины пленки от 2 до 7 μm (рис. 1) в случае арсенида галлия плотность дислокаций спадает примерно на порядок величины, однако в пленках на кремнии она уменьшается всего в 2–3 раза. Это различие свидетельствует о различных условиях аннигиляции и взаимодействия дислокаций и, возможно, о различном соотношении дислокаций различного типа.

Данные о разных механизмах зарождения пленок ZnTe, приведенные в работе [4], и различных углах разворота решеток пленок CdTe на подложках из GaAs

и кремния в сочетании с данными о разной скорости аннигиляции дислокаций при росте пленок CdTe на подслое ZnTe указывают на влияние механизма зарождения ZnTe на тип образующихся дислокаций несоответствия, а именно, переход к трехмерному механизму зарождения на начальных стадиях роста в сочетании с увеличением несоответствия параметров приводит к повышению доли малоподвижных дислокаций.

Структура, состоящая из пленки теллурида кадмия на кремнии или арсенида галлия, может рассматриваться как подходящая альтернативная подложка для выращивания КРТ. Как следует из рис. 1, плотность дислокаций в пленке CdTe на GaAs может быть снижена до величины 10^6 cm^{-2} .

Следует иметь в виду, что хотя несоответствие параметров решетки CdTe и $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ относительно невелико, его достаточно для формирования пронизывающих дислокаций с плотностью, превышающей их плотность в буферном слое CdTe. Параметр кристаллической решетки HgTe меньше, чем у CdTe, поэтому дислокации несоответствия в КРТ должны иметь знак вектора Бюргера, противоположный по сравнению с дислокациями в слое CdTe. Вследствие малой разницы параметров решеток, критическая толщина введения дислокаций несоответствия оказывается довольно большой. Результаты расчета критической толщины пленки КРТ в зависимости от состава по соотношению (1) при выращивании на подложке CdTe приведены на рис. 2. Здесь показаны зависимости h_c от x для дислокационных семейств 1 и 2, а также 3 и 4. Экспериментальные данные, полученные при $x = 0.3$, согласуются с расчетными.

Согласно проведенному расчету, квантоворазмерные структуры на основе КРТ с толщиной слоев в зависимости от состава от 20 до 100 nm будут расти псевдоморфными без введения ДН. На рис. 2 представлены также результаты экспериментальных исследований ДН методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ).

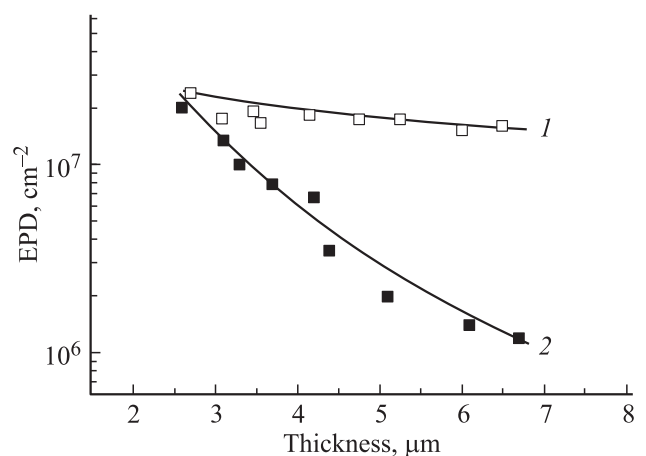


Рис. 1. Распределение дислокаций по толщине буферного слоя CdTe, выращенного на различных подложках: 1 — на подложке Si (013), 2 — на подложке GaAs (013). Сплошные линии приведены для наглядности.

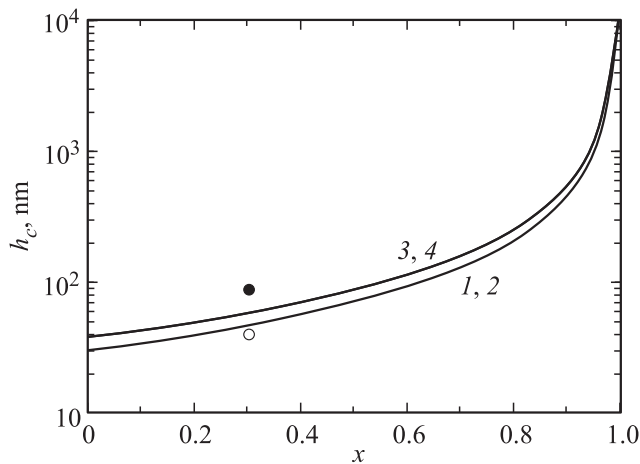


Рис. 2. Зависимость критической толщины (h_c) для введения ДН в $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$ от состава (x) при выращивании на подложке CdTe . Расчетные результаты показаны сплошными линиями (верхняя кривая для семейств 3 и 4, нижняя кривая для семейств 1 и 2). Экспериментальные данные, полученные при $x = 0.3$, обозначены светлым кружком ($h = 35$ nm, ДН отсутствуют) и темным кружком ($h = 75$ nm, ДН зарегистрированы).

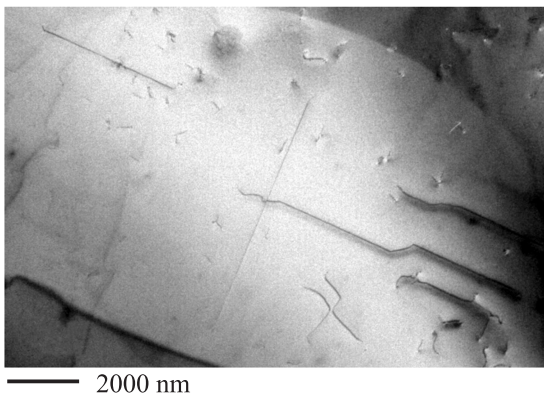


Рис. 3. ПЭМ-изображение одиночных дислокаций несоответствия в пленке $\text{Cd}_{0.3}\text{Hg}_{0.7}\text{Te}$ толщиной 80 nm на подложке CdTe .

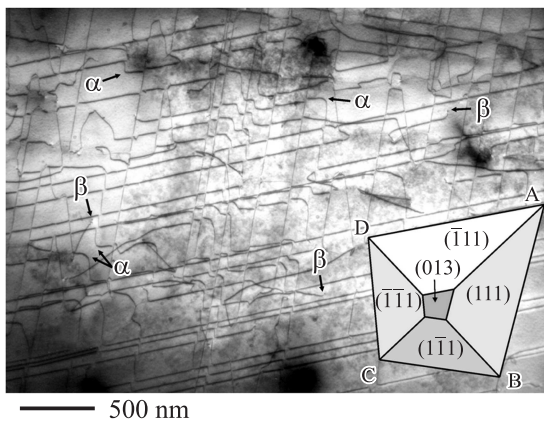


Рис. 4. Сетка дислокаций несоответствия в гетеропереходе $\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}/\text{CdTe}$ (013). В правом нижнем углу приведена усеченная пирамида, образованная пересечением плоскостей $\{111\}$ с поверхностями пленки (013).

При выращивании на CdTe пленок КРТ с $x = 0.3$ толщиной $h = 40$ nm дислокации несоответствия отсутствуют, однако, в случае $h = 80$ nm ДН присутствуют (рис. 3).

При последующем росте энергетически более выгодно сохранение некоторых остаточных напряжений в слое при плотности дислокаций несоответствия меньше, чем это необходимо для полного устранения несоответствия параметров решеток. Действительно, образование ДН уменьшает напряжения в пленке и критическая толщина возрастает. Эта новая критическая толщина должна быть превышена, чтобы образовалась новая порция ДН. Таким образом, пленка постепенно пластически релаксирует по мере того, как ее толщина возрастает.

На рис. 4 приведено ПЭМ-изображение на просвет сетки ДН, возникшей в гетеросистеме $\text{CdTe}/\text{Cd}_{0.2}\text{Hg}_{0.8}\text{Te}$ при снятии напряжений несоответствия на $\sim 40\%$. В правом нижнем углу этого рисунка приведен дельтоид ABCD, стороны которого AB, BC, CD и DA параллельны соответственно направлениям $[2\bar{3}1]$, $[4\bar{3}\bar{1}]$, $[4\bar{3}1]$ и $[23\bar{1}]$, приведенным в табл. 1. Данный дельтоид является результатом пересечения тетраэдра, образованного плоскостями $\{111\}$, с поверхностью пленки (013). Большинство ДН, приведенных на рис. 4, параллельны сторонам AB и AD дельтоида, т.е. эти ДН скользят в плоскостях (111) и $(\bar{1}\bar{1}1)$. По-видимому, это четыре дислокационных семейства 1–4 (см. табл. 1), которым соответствуют два наименьших значения h_c . Дислокации несоответствия семейств 3 и 4 имеют одинаковый вектор Бюргерса \mathbf{b} , и, как следствие, могут формировать Г-образные ДН [8], каждая из которых скользит в двух пересекающихся плоскостях скольжения (111) и $(\bar{1}\bar{1}1)$. Вектор Бюргерса параллелен линии пересечения этих плоскостей, т.е. направлению $[0\bar{1}\bar{1}]$. Характерные Г-образные ДН обозначены α . Укажем, что при введении данных ДН упрощена взаимная аннигиляция пронизывающих дислокаций, так как все они имеют одинаковые \mathbf{b} . Характерные пронизывающие дислокации обозначены β . Отметим также, что вдоль линий дельтоида возможно введение ДН семейств 7 и 8, для которых критическая толщина существенно больше. Поэтому их введение маловероятно.

Формирование в гетеропереходе сетки ДН с высокой плотностью неизбежно приводит к высокой плотности пронизывающих дислокаций. Даже при толщине пленки КРТ на уровне $10\ \mu\text{m}$, плотность выходящих на поверхность дислокаций, определенная по ямкам травления, составляет величину больше $10^7\ \text{cm}^{-2}$.

Существует консервативный механизм движения дислокации, когда движение дислокации не сопровождается переносом материала и дислокация скользит в плоскости скольжения. И есть неконсервативный механизм, когда движение дислокации сопровождается переносом материала, например, за счет присоединения к дислокации вакансий. Движение дислокаций, необходимое для протеканий реакций аннигиляции и коалесценции, требует изменения длины дислокаций. Это может происходить как в рамках консервативного механизма (на-

пример, поперечного скольжения), так и в рамках переползания, требующего диффузионного массопереноса. Переползание открывает дополнительные возможности для уменьшения плотности пронизывающих дислокаций, которые облегчены при увеличении температуры. Понятно, что возможности повышения температуры в процессе выращивания чрезвычайно ограничены, особенно в случае КРТ.

Для снижения плотности дислокаций в пленках КРТ предложено использовать циклический пост-ростовой отжиг [9]. Чтобы определить оптимальные условия циклического отжига для простоты рассмотрим теллурид ртути. Это двухкомпонентный материал и для облегчения и ускорения неконсервативного движения дислокаций помимо повышения температуры нужно обеспечить оптимальные возможности ввода и вывода из кристаллической решетки двух компонентов. Для рассмотрения этих процессов полезно обратиться к понятиям активности компонентов. Понятие активности было введено, чтобы можно было использовать термодинамические функции идеальных растворов для описания растворов реальных, у которых энергия смешения компонентов отличается от нуля и соответственно вероятность комбинаций компонентов не является чисто случайной. В случае реальных растворов в выражениях, например, для химпотенциала компонента используется не его мольная доля, как в идеальном растворе, а активность. Отметим, что в идеальном растворе активность компонента просто равна его мольной доле. Подход с использованием активностей пригоден и для описания химических потенциалов компонентов химических соединений, которые в грубом приближении можно рассматривать как крайний случай неидеальных растворов. Для бинарного соединения HgTe можно написать уравнение, связывающее активности компонентов

$$K = a_{Te} a_{Hg}, \tag{3}$$

где константа равновесия диссоциации теллурида ртути K есть величина постоянная, зависящая только от температуры. Из соотношения (3) следует, что увеличение активности одного компонента при постоянной температуре приводит к уменьшению другого компонента. Константу диссоциации можно записать через упругости паров компонентов для реакции диссоциации с образованием паров

$$HgTe_{solid} = Hg_{vapor} + Te_{vapor},$$

$$K_v = P_{Hg} P_{Te}.$$

Константы равновесия K и K_v связаны между собой, поскольку

$$a_{Te} = P_{Te}/P_{Te}^0 \quad \text{и} \quad a_{Hg} = P_{Hg}/P_{Hg}^0,$$

где индекс 0 означает давление паров над чистым компонентом, следовательно

$$K = K_v / (P_{Hg}^0 P_{Te}^0).$$

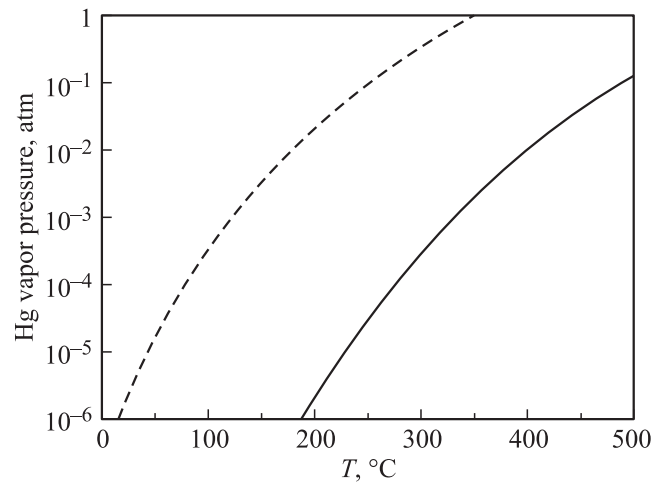


Рис. 5. Зависимость давления паров чистой ртути от температуры (штриховая линия) и температурная зависимость минимального давления паров ртути для КРТ с $x = 0.2$ (сплошная линия).

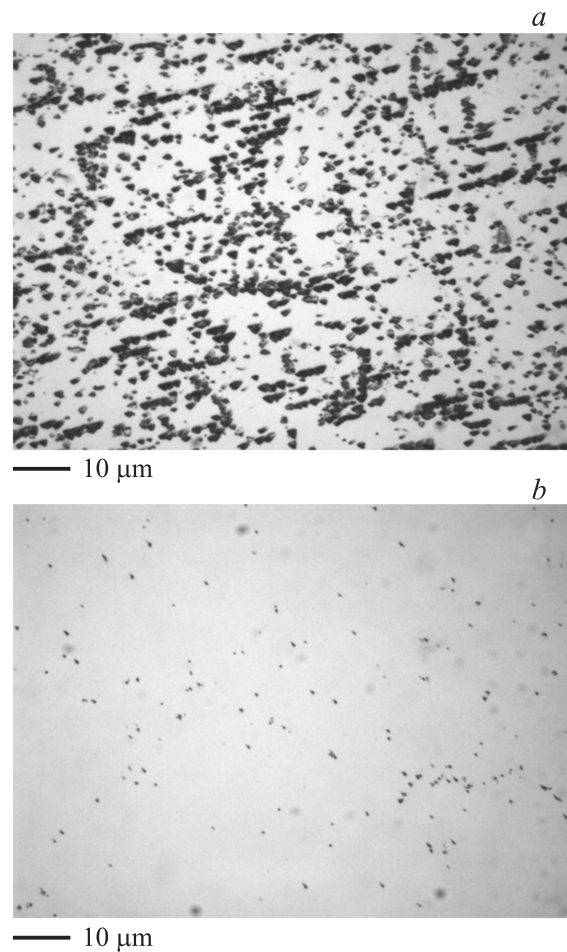


Рис. 6. Ямки травления на поверхности гетероструктур CdHgTe/Si(013): *a* — до циклического отжига плотность ямок травления составляет $1.5 \cdot 10^7 \text{ см}^{-2}$; *b* — после циклических отжигов из 5 циклов 300–500°C плотность ямок травления равна $2.5 \cdot 10^6 \text{ см}^{-2}$.

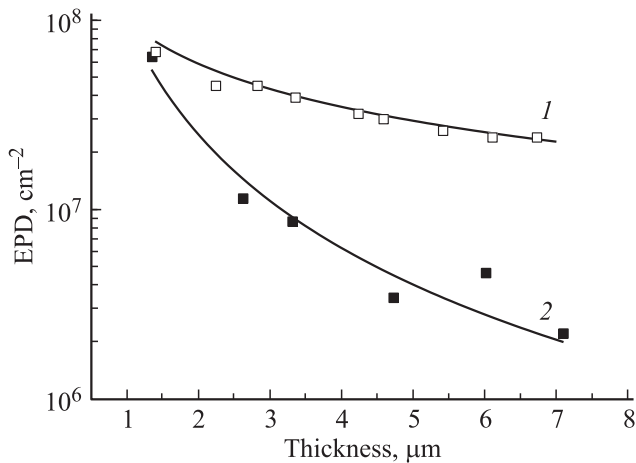


Рис. 7. Профили плотности ямок травления по толщине: 1 — после роста; 2 — после циклического отжига. Сплошные линии приведены для наглядности.

Рассмотрим реальные значения активностей для КРТ для температур 300 и 500°C, как наиболее потенциально подходящих. Понятно, что активность не может быть больше единицы, так как это соответствует чистому компоненту. С практической точки зрения удобно задавать и поддерживать активности компонентов в системе термической обработки пленок КРТ за счет давления паров ртути. Задав насыщенное давление паров ртути для данной температуры, мы получим активность ртути, равную 1 и минимальную активность теллура (для 300°C она составит 0.0027 ($K_{300} = 0.0027$), а для 500°C — 0.026 ($K_{500} = 0.026$)). Можно, напротив,

исходить из необходимости задать активность теллура, равную 1, введя в систему элементарный теллур. Тогда активности ртути составят 0.0027 для 300°C, и 0.026 — для 500°C и отсюда рассчитываются давления паров ртути, которые необходимо создать и соответствующие температуры зоны ртути.

Возвращаясь к необходимости создания оптимальных условий для облегчения неконсервативного движения дислокаций, мы видим, что для ввода и вывода обоих компонентов необходимы различные условия. Для вывода компонента его активность в окружающей среде должна быть минимальной, а для ввода — максимальной. Увеличивая активность одного компонента, мы уменьшаем активность другого. Одновременно создать оптимальные условия для всех процессов невозможно. Тогда, видимо, необходимо менять условия в процессе отжига, поочередно создавая благоприятные условия для протекания различных процессов.

В последовательности циклов отжига надо менять температуру образца КРТ от 300 до 500°C. Как следует из рис. 5, температуры ртути 300°C достаточно, чтобы предотвратить разложение КРТ с $x = 0.2$ при температуре 500°C. Если поддерживать температуру ртути равной 300°C, при температуре образца 300°C активность ртути будет равна 1, а активность теллура составит 0.0027 (отношение $a_{\text{Te}}/a_{\text{Hg}} = 0.0027$). Когда температура образца поднимется до 500°C, а температура ртути сохранится (300°C), активность теллура приблизится к 1, а активность ртути составит 0.026 (отношение $a_{\text{Te}}/a_{\text{Hg}} = 38$). В результате мы получим максимально возможное изменение отношения активностей компонентов $a_{\text{Te}}/a_{\text{Hg}}$ — от 0.0027 до 38.

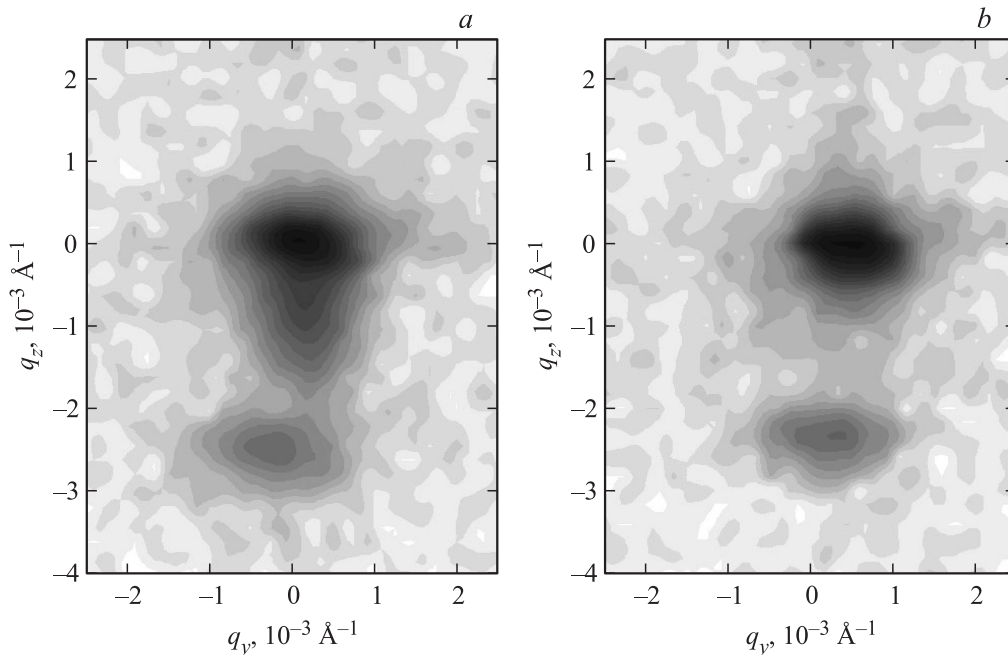


Рис. 8. Карты распределения интенсивности отраженного рентгеновского излучения в обратном пространстве вблизи узла (620) после роста (a) и после циклического отжига (b).

Были проведены циклические отжиги гетероэпитаксиальных структур КРТ. Количество циклов составляло 5, а длительность цикла составляла 25 min. На рис. 6 представлены результаты выявления ямок травления до и после циклического отжига. Плотность ямок травления в поверхностном слое пленки КРТ снизилась почти на порядок величины.

На рис. 7 представлены измерения плотности ямок травления по толщине пленки КРТ до и после циклического отжига.

На рис. 8 представлены карты распределения интенсивности отраженного рентгеновского излучения в обратном пространстве вблизи узла (620) CdHgTe для образца КРТ 121214 после роста (а) и после отжига (b). На картах видны пики от пленки CdHgTe (верхний узел, имеющий более темный контраст) и от буферного слоя CdTe (нижний узел). Узел (620) Si не приведен из-за его большой удаленности. Расстояние между узлами Si и CdHgTe вдоль оси q_z составляет 0.3 обратных ангстрема (\AA^{-1}).

На рис. 8, а виден пик, находящийся между узлами CdHgTe и CdTe и соответствующий варизонному слою $\text{Cd}_x\text{Hg}_{1-x}\text{Te}$, выращенному на поверхности гетероструктуры. Он вытянут вдоль оси q_z , что свидетельствует об изменении параметра решетки слоя, т.е. об изменении состава по глубине. Положения этого пика и пика CdHgTe по оси q_y совпадают. Это означает, что кристаллическая решетка варизонного слоя строго наследует ориентацию слоя CdHgTe. После циклического отжига (рис. 8, b) пик от варизонного слоя исчезает, т.е. варизонный слой размывается диффузией. Расстояние между пиками CdHgTe и CdTe по осям q_y и q_z сохраняется, т.е. плотность введенных ДН не изменяется. Полная ширина на полувысоте (ПШПВ) (the full width at half maximum (FWHM)) пика от слоя CdHgTe после роста равна 148 угл. с. (arc.sec.), после циклического отжига — 91 угл. с. в симметричном отражении (620). В данном случае ПШПВ является интегральной характеристикой качества эпитаксиальной пленки.

Таким образом, в гетероструктурах КРТ на подложках из кремния и арсенида галлия имеют место скачки плотности дислокаций на гетерограницах ZnTe/Si (ZnTe/GaAs), CdTe/ZnTe и КРТ/CdTe, причем плотность пронизывающих дислокаций в активной области фотодиодов определяется в основном сеткой дислокаций несоответствия, формирующейся на гетерогранице КРТ/CdTe. По мере роста пленки КРТ плотность пронизывающих дислокаций в ней падает до величины порядка 10^7 cm^{-2} . Для дальнейшего снижения плотности пронизывающих дислокаций использован циклический отжиг, в котором температура образца меняется от 300 до 500°C при постоянном давлении паров ртути. При циклическом изменении температуры активности компонентов КРТ меняются таким образом, что облегчается неконсервативное движение дислокаций, и плотность пронизывающих дислокаций в активной области фотодиодов снижается до величины $2.5 \cdot 10^6 \text{ cm}^{-2}$.

Для гетеросистемы $\text{Cd}_{0.3}\text{Hg}_{0.7}\text{Te}/\text{CdTe}$ (013) определены критические толщины для введения всех возможных семейств полных дислокаций несоответствия, скользящих в плоскостях {111}. С помощью электронной микроскопии зарегистрированы Г-образные ДН, для которых облегчена аннигиляция пронизывающих дислокаций.

По данным рентгеновской дифрактометрии разворот эпитаксиальных слоев КРТ/CdTe относительно подложки связан с формированием сетки ДН на гетерогранице с подложкой. При использовании подложек Si величина разворота не превышает 1.5 градусов, а для подложек GaAs угол разворота может достигать 4.5 градусов. Между эпитаксиальными слоями КРТ и CdTe разворот не возникает.

Список литературы

- [1] М.В. Якушев, Д.В. Брунев, В.С. Варавин, В.В. Васильев, С.А. Дворецкий, И.В. Марчишин, А.В. Предин, И.В. Сабина, Ю.Г. Сидоров, А.В. Сорочкин. ФТП **45**, 396 (2011).
- [2] J.W. Matthews. J. Vac. Sci. Technol. **12**, 126 (1975).
- [3] Дж. Хирт, И. Лоте. Теория дислокаций. М. Атомиздат. (1972). 600 с.
- [4] Ю.Г. Сидоров, М.В. Якушев, А.В. Колесников. Автотметрия **50**, 25 (2014).
- [5] M.A. Berding, W.D. Nix, D.R. Rhiger, S. Sen, A. Sheer. J. Electron. Mater. **29**, 676 (2000).
- [6] F. Riesz. J. Appl. Phys. **79**, 4111 (1996).
- [7] Yu.B. Bolkhovityanov, L.V. Sokolov. Semicond. Sci. Technol. **27**, 1 (2012).
- [8] Е.М. Труханов, А.В. Колесников, И.Д. Лошкарев. Поверхность **5**, 100 (2014).
- [9] S. Farrell, M.V. Rao, G. Brill, Y. Chen, P.W. Wijewarnasuriya, N. Dhac, D. Benson, K. Harris. J. Electron. Mater. **40**, 1727 (2011).