

Роль протяженных дефектов в формировании спектра электронных состояний высокочистых поликристаллов p -CdTe стехиометрического состава

© В.С. Багаев, В.В. Зайцев, Ю.В. Клевков, С.А. Медведев, Е.Е. Онищенко, М.Л. Скориков, В.А. Цветков

Физический институт им. П.Н. Лебедева Российской академии наук,
117924 Москва, Россия

E-mail: багаев@lebedev.ru

(Поступила в Редакцию 5 марта 2001 г.)

Измерены спектры низкотемпературной фотолюминесценции при зона-зонном и подзонном резонансном лазерном возбуждении, а также спектры возбуждения люминесценции высокочистых [111] текстурированных поликристаллов p -CdTe стехиометрического состава. Исследован спектр электронных состояний в диапазоне энергий 1.3–1.6 eV, а также его изменение после отжига образцов в парах кадмия. Показано, что электронные уровни в запрещенной зоне CdTe, ответственные за Z - и Y -полосы люминесценции ($\hbar\omega = 1.36$ и 1.47 eV соответственно), образуются при взаимодействии протяженных дефектов с фоновыми примесями.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 98-02-16980 и 00-02-17335), гранта "Ведущие научные школы" № 00-15-96568, а также проекта № 97-1045 межведомственной программы ФТНС Министерства науки РФ.

Несмотря на многолетние комплексные исследования широкозонных полупроводников группы II–VI, области их практического применения оказываются весьма ограниченными. Причины хорошо известны и определяют направления современных исследований. Характерное для всего семейства широкозонных соединений II–VI явление самокомпенсации, связанное с возникновением глубоких электронных состояний в запрещенной зоне, приводит к увеличению удельного сопротивления. Механизм возникновения глубоких электронных состояний и в настоящее время остается главной фундаментальной проблемой, от решения которой зависит успешное практическое применение соединений II–VI. По установившимся представлениям глубокие электронные состояния образуются в результате сложных процессов взаимодействия примесей и структурных дефектов при выращивании кристаллов. В объемных кристаллах нестехиометрического состава, приготовленных при высоких температурах жидко- и парофазными методами, концентрация собственных дефектов составляет $\sim 10^{15} - 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ [1], а концентрация неконтролируемых фоновых примесей в лучшем случае $\sim 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

Разработанные ранее модели самокомпенсации основывались на взаимодействии собственных и примесных точечных дефектов [2,3]. По мере совершенствования технологий приготовления кристаллов и эпитаксиальных пленок этих соединений представления о компенсации стали пересматриваться с привлечением квазихимических моделей и эффектов релаксации решетки при легировании [4,5]. Поиск новых подходов в объяснении механизма компенсации стимулируется появлением целого ряда экспериментальных результатов, которые трудно интерпретировать в рамках существующих моделей. Примером может служить разработка технологии выращивания специально нелегированных кристаллов CdTe

почти стехиометрического состава из высокочистых компонентов, удельное сопротивление которых достигло значения $10^9 - 10^{10} \Omega \cdot \text{cm}$ [6,7].

Влиянию протяженных дефектов (дислокаций, двойников, субзерен, границ зерен) на оптические и, особенно, транспортные свойства нелегированных кристаллов соединений II–VI посвящено сравнительно небольшое количество работ [8–12]. Больше информации накоплено при изучении оптических свойств эпитаксиальных слоев [13–17].

Известно [18], что протяженные дефекты участвуют в процессах рассеяния свободных носителей заряда, являются местами скопления примесей (и собственных дефектов), вызывают возникновение локальных напряжений и внутренних электрических полей, изменяющих потенциальный рельеф. Как в объемных кристаллах, так и в пленках плотность протяженных дефектов варьируется в широких пределах и может достигать больших значений. Количество и вид дефектов зависят от условий и режимов роста кристаллов и пленок.

Подавляющее большинство исследуемых объектов (кристаллов и пленок) наряду с точечными примесями и нестехиометрическими дефектами содержат значительное число протяженных дефектов [19–22].

О сложном взаимодействии между всеми видами дефектов свидетельствуют результаты отжига кристаллов в насыщенных парах компонентов. В результате перераспределения сегрегированных примесей и собственных дефектов вблизи протяженных дефектов электрические и оптические свойства кристаллов могут резко изменяться.

В последнее время предпринимаются попытки выявить связь между наличием протяженных дефектов в нелегированных кристаллах и появлением характерных для этих соединений Y - и Z -полос в оптических спектрах. Увеличение интенсивности Y -полосы в нелегированных

кристаллах CdTe наблюдалось в местах с повышенной плотностью дислокаций [23]. Связь между дислокациями и Y -полосой установлена также в деформированных образцах n -ZnSe [24]. Аналогичные исследования проведены на кристаллах ZnTe [25]. В этих работах отмечается возрастание безызлучательных рекомбинационных процессов и гашение излучения в экситонной области спектра. При использовании сканирующей микрофотолюминесценции при 100 К [26] обнаружено резкое возрастание интенсивности линий 1.47 и 1.36 eV (Z -линия) при возбуждении излучением He–Ne-лазера в области выхода дислокаций на поверхность образцов CdTe. В гетероэпитаксиальных пленках CdTe интенсивность Y -линии в спектре фотолюминесценции (ФЛ) однозначно связана со специально вводимыми слоями с кристаллической ориентацией, отличной от основной ориентации пленки [27]. Хотя механизм формирования локальных глубоких состояний все еще не определен, получены подтверждения участия протяженных дефектов в образовании некоторых из них.

В данной работе исследовались спектры низкотемпературной ФЛ поликристаллических образцов CdTe p -типа с предельно низким содержанием собственных точечных дефектов и фоновых примесей с целью установить вклад протяженных дефектов в формирование локальных электронных состояний.

1. Методика эксперимента

Текстурированные в направлении [111] поликристаллические слитки p -CdTe стехиометрического состава (состав точки P_{\min}) были получены на стадии финишной очистки соединения методом вакуумной сублимации при температуре кристаллизации $\sim 620^\circ\text{C}$ с использованием высокочистых компонентов при синтезе [28]. Средний размер монокристаллического зерна в текстуре составил 2 мм в диаметре. Плотность дислокаций в монозерне не превышала 10^2 см^{-2} . В некоторых зернах присутствовали двойниковые ламеллы. Общее содержание основных фоновых примесей в очищенном CdTe не превышало 10^4 см^{-3} .

Измерения низкотемпературной ФЛ проводилось как на свежеприготовленных сколах, так и на образцах, подвергнутых шлифовке, полировке и химическому травлению в растворе бромметанола. Часть образцов подвергалась отжигу в насыщенных парах кадмия при $T \cong 600^\circ\text{C}$ в течение 72 h для изучения поведения фоновых примесей на границах зерна.

Для исследования спектра локализованных электронных состояний, плотность которых в изучаемых образцах CdTe была низкой, использовались оптические методы: ФЛ при зона–зонном и резонансном возбуждении в экситонной области и возбуждения люминесценции. Кроме того, измерялась проводимость образцов при $T = 300\text{ К}$. Спектры ФЛ измерялись при температурах от 2 до 100 К по стандартной методике [29]. Образцы

возбуждались излучением аргонового лазера с линиями генерации 515 и 488 nm или He–Ne-лазером.

Для резонансного возбуждения ФЛ и измерения спектров возбуждения люминесценции использовался перестраиваемый титан-сапфировый лазер, а излучение регистрировалось охлаждаемым фотоумножителем с GaAs-катодом.

2. Результаты измерений и их обсуждение

На рис. 1 представлены три спектра низкотемпературной ФЛ p -CdTe, характеризующие качество материала на различных стадиях очистки соединения. Верхний спектр (рис. 1, *a*) принадлежит материалу после низкотемпературного синтеза и первой стадии его очистки. Спектр на рис. 1, *b* получен после нескольких циклов очистки. На рис. 1, *c* показан спектр для образца, приготовленного из слитка после финишной очистки.

Уже после первого цикла образцы CdTe обладают составом, близким к стехиометрическому, который сохраняется во всех последующих циклах. При этом от процесса к процессу уменьшается только содержание фоновых примесей.

ФЛ измерялась при $T = 5\text{ К}$ на свежесколотых поверхностях. Во всех спектрах регистрируется интенсивное

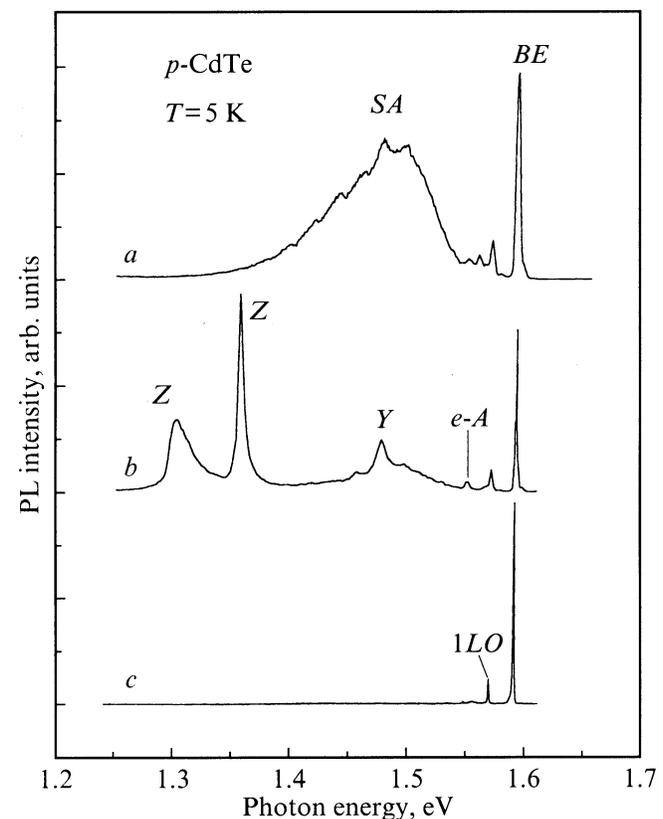


Рис. 1. Спектры, демонстрирующие динамику очистки поликристаллов CdTe от остаточных примесей.

излучение связанных экситонов (*BE*). По мере снижения содержания фоновых примесей (рис. 1, *b*) исчезает так называемая самоактивационная полоса (*SA*) и ослабевают полосы излучения, связанные с переходами зона-примесь (*e-A*), донорно-акцепторных пар и полосы *Y* (~ 1.47 eV) и *Z* ($\sim 1.36, 1.3$ eV). На последнем, третьем, спектре эти линии излучения практически не регистрируются. Все три образца имели *p*-тип проводимости, и по мере очистки их удельное сопротивление возрастало от $\sim 10^3$ до $10^6 \Omega \cdot \text{cm}$. Следует обратить внимание на поведение полос *Z* и *Y*, в образовании которых участвуют протяженные дефекты.

Как показали измерения ФЛ при $T = 100$ K и локальном возбуждении образца остро сфокусированным излучением He-Ne-лазера ($d \sim 5 \mu\text{m}$), полосы *Z* и *Y* надежно регистрируются только вблизи границ зерен.

Электронные уровни с энергиями ионизации 260 (*Z*) и 1.36 meV (*Y*) в этих образцах проявляются в спектрах фотопроводимости и на температурной зависимости удельного сопротивления [30].

Хорошо известно, что в легированных, достаточно чистых кристаллах CdTe *p*-типа происходит инверсия типа проводимости при отжиге в парах Cd [31]. Этот эффект неоднократно наблюдался нами при отжиге образцов CdTe, полученных при начальных циклах очистки. Отжиг образцов с малым содержанием остаточных примесей не приводит к изменению типа проводимости, при этом их удельное сопротивление увеличивается в 2–3 раза.

2.1. Мелкие акцепторные и донорные состояния в поликристаллах *p*-CdTe стехиометрического состава. Спектры низкотемпературной ФЛ дают качественное представление о чистоте и структурном совершенстве исследуемых кристаллов, а также о типе присутствующих "мелких" примесей замещения. О химической природе примесей можно судить по спектральному положению линий экситонов, связанных на акцепторных примесях, — A^0X (линия экситонов, связанных на мелких донорах, — D^0X — для различных мелких доноров практически не разрешаются), *e-A*- и *D-h*-переходов, по излучению донорно-акцепторных пар, двухдырочных (ТНТ) и двухэлектронных (ТЕТ) переходов. В нашем случае, когда концентрация доноров и акцепторов меньше 10^{14}cm^{-3} , анализ примесного состава оказывается весьма непростой задачей.

Примесные переходы и излучение донорно-акцепторных пар практически не проявляются в спектрах ФЛ. Двухдырочные и двухэлектронные переходы обычно отчетливо видны в спектрах ФЛ при концентрации примесей $\geq 10^{15} \text{cm}^{-3}$. Однако при объемной концентрации носителей заряда менее 10^{14}cm^{-3} наблюдение таких переходов становится практически невыполнимым. Вероятность наблюдения ТНТ- и ТЕТ-переходов может возрастать при преимущественной концентрации примесей вблизи протяженных дефектов, чему способствует отжиг образцов в парах Cd. Наибольшей чувствительностью к малым концентрациям примесей обладают

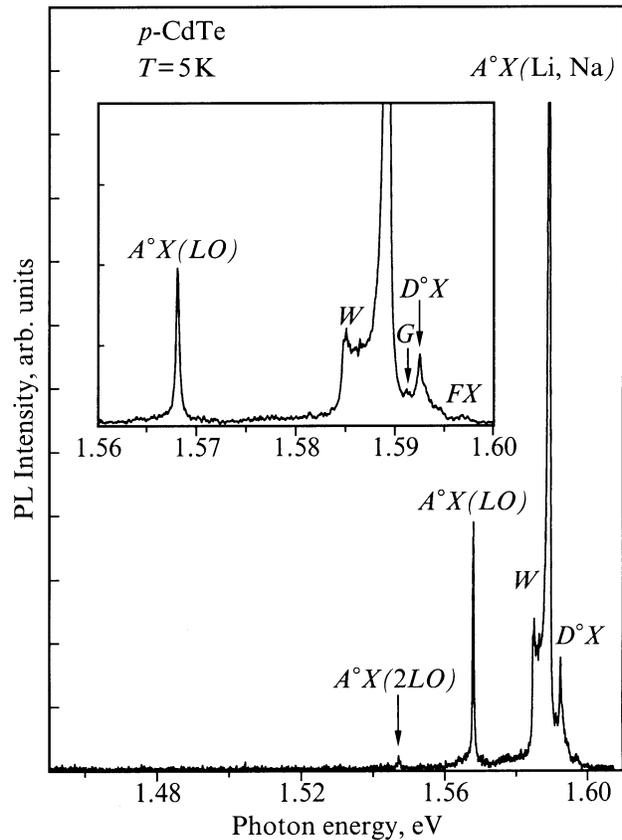


Рис. 2. Обзорный спектр люминесценции наиболее чистых образцов после отжига в парах Cd. На вставке показаны детали спектра в экситонной области.

переходы связанных экситонов благодаря их большим силам осцилляторов. Однако спектральные положения максимумов экситонов, связанных на таких примесях, как Na, Li, N, отличаются всего на несколько сотых миллиэлектронвольта.

Следует отметить особенность исследуемых спектров наших поликристаллических образцов, косвенно подтверждающую влияние протяженных дефектов (малоугловые границы кристаллитов). Спектральная ширина линий связанных экситонов (D^0X и A^0X) зависит от размера пятна возбуждения и колеблется в пределах 0.5–1.2 meV, а положение максимумов линий — в пределах ~ 0.2 meV. В спектрах низкотемпературной ФЛ чистых стехиометрических поликристаллов CdTe положение максимума линии A^0X регистрируется в интервале 1.589–1.5893 eV. Это позволяет утверждать, что основными мелкими акцепторами в этих образцах являются Li и Na, поскольку уже на предварительных этапах очистки соединений концентрация азота оказывается за пределами чувствительности спектрального анализа.

На рис. 2 приведен типичный обзорный спектр поликристаллических образцов CdTe стехиометрического состава, отожженных в парах Cd. Измерения проводились на образцах, полированных поперек напра-

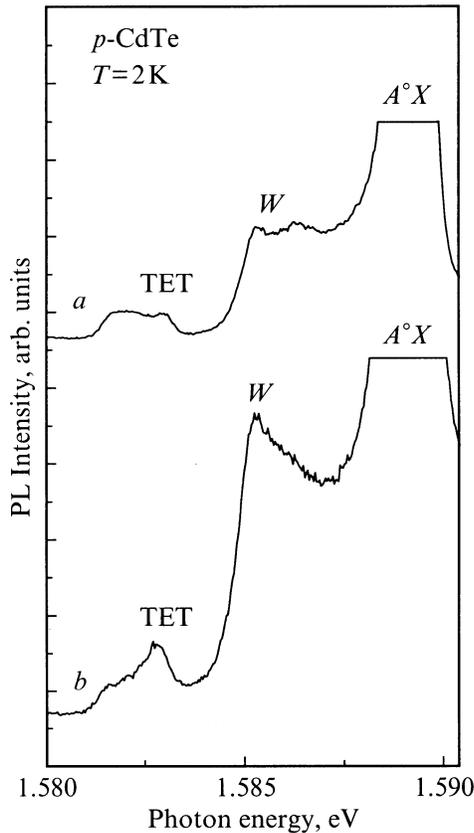


Рис. 3. Вид спектров в области TET-переходов и W -полосы разных участков образца при резонансном возбуждении линии D^0X .

вления роста текстуры с последующим травлением в бромметаноле. В экситонной части спектра кроме слабой линии свободного экситона (FX) и линий связанных экситонов D^0X (1.5928 eV) и A^0X (1.5891 eV) присутствуют очень слабая G -линия (1.5902 eV) и линия W (~ 1.586 eV). Интенсивная G -линия обычно наблюдается в высокоомных кристаллах CdTe, легированных хлором, и ее интерпретация неоднозначна [32]. Линия W наблюдается в образцах p -типа после отжига в парах Cd. К обсуждению W -линии мы вернемся несколько позже.

Для того чтобы уменьшить вклад поверхностной рекомбинации и попытаться обнаружить TET- и THT-переходы, были проведены измерения ФЛ при резонансном возбуждении экситонов, связанных на примесях, и измерения спектров возбуждения люминесценции. При резонансном возбуждении в полосе частот излучения A^0X люминесценции THT-переходов с участием Cu, Ag, P и As обнаружено не было. Двухдырочные переходы с участием Li и Na (1.5463 eV — Li) надежно зарегистрировать не удастся, поскольку они маскируются более сильной линией $A^0X_{Li,Na} + 2LO$.

При резонансном возбуждении линии D^0X (1.5928 eV) в спектре люминесценции (рис. 3, *a*) кроме линии A^0X (1.5891 eV) регистрируются две слабые дублет-

ные линии. Коротковолновый дублет имеет два максимума с энергиями 1.5863 и 1.5953 eV. В большинстве работ стандартное положение максимума W -линии равно 1.586 eV [33,34]. Более длинноволновая дублетная полоса лежит в области TET-переходов. Один из максимумов полосы 1.582 eV соответствует TET-переходам с участием атомов хлора. Более коротковолновый максимум близок к TET-переходам с участием фтора [35]. Источником малого содержания этих примесей может являться недостаточно очищенная деионизованная вода, используемая в технологическом процессе. На рис. 3, *b* приведен тот же спектр, снятый при незначительном изменении пятна возбуждения. Резкое перераспределение интенсивностей линий в обеих дублетных структурах может указывать на неоднородное распределение примесей в области протяженного дефекта.

О преимущественном вкладе доноров в формирование излучения наблюдаемых на рис. 3 полос свидетельствуют спектры возбуждения люминесценции TET- и W -полос. На рис. 4 приведен спектр возбуждения люминесценции двухэлектронных переходов (1.582 eV). Максимум интенсивности люминесценции линии TET наблюдается при резонансном возбуждении экситонов, связанных на донорах (1.5928 eV). Во многом аналогичный спектр возбуждения наблюдается для одной из линий W (1.5863 eV). Кроме всплеска интенсивности при возбуждении линии D^0X общими особенностями в

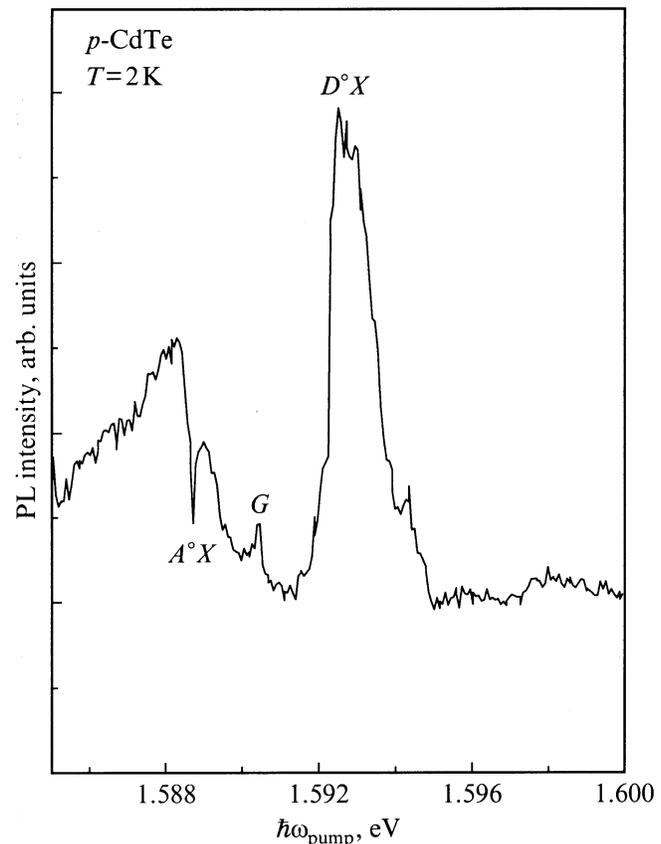


Рис. 4. Спектр возбуждения люминесценции TET (1.582 eV).

спектрах возбуждения являются резкие провалы возбуждения на частоте излучения экситона, связанного на акцепторе (1.5891 eV — Li), и отсутствие реакции на возбуждение свободного экситона. Если резкий провал на частоте A^0X можно объяснить высокими силами осциллятора излучательных переходов экситонов, связанных на акцепторах, то отсутствие реакции на возбуждение свободных экситонов может свидетельствовать о пространственном разделении каналов излучательной рекомбинации FX и D^0X , A^0X .

2.2. Связь между D^0X , W - и Y -полосами излучения. При подзонном возбуждении образцов, когда частота возбуждающих квантов не попадает в резонанс с экситонными линиями, излучательные каналы экситонной рекомбинации сильно ослаблены, и в длинноволновой области спектра регистрируется ряд слабых полос излучения, анализ которых не входит в задачу настоящей работы. Коротко остановимся лишь на одной линии Y (1.476 eV), связь которой с протяженными дефектами в нелегированных образцах p -типа надежно установлена [23]. Полоса Y наблюдается также в образцах p -CdTe, умеренно легированных хлором, где ее интенсивность зависит от концентрации Cl [32]. На рис. 5 приведен спектр возбуждения люминесценции этой линии. Характерной особенностью этого спектра

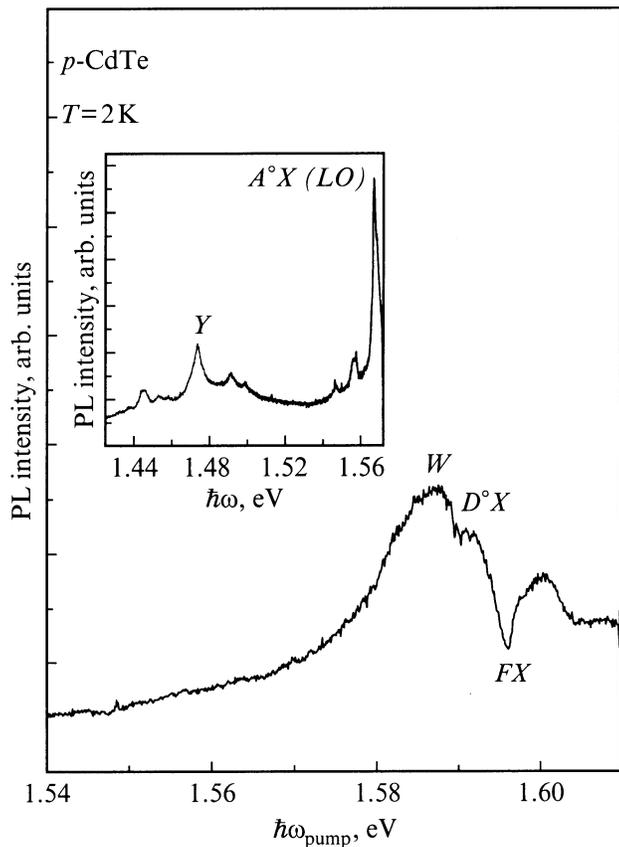


Рис. 5. Спектр возбуждения люминесценции Y -полосы (1.47 eV). На вставке приведен участок спектра ФЛ в области люминесценции Y -полосы.

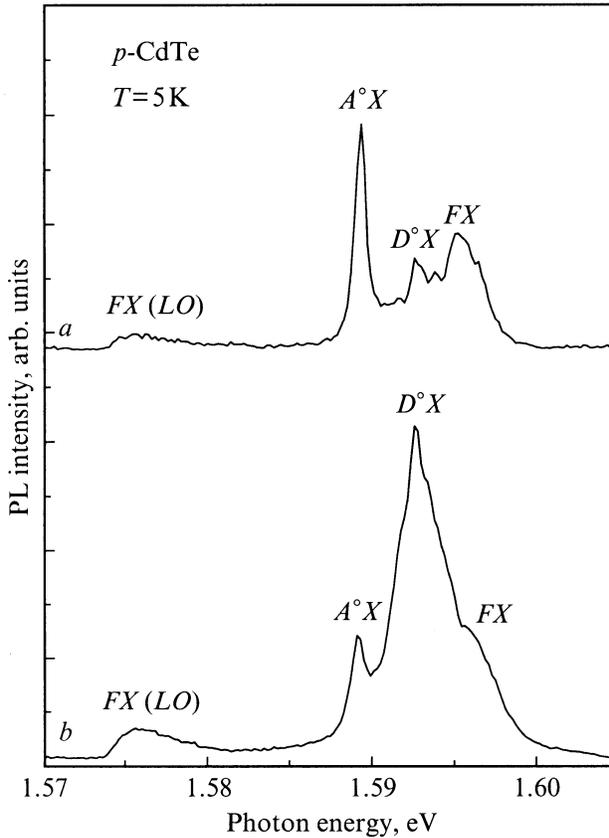


Рис. 6. Перераспределение интенсивности люминесценции экситонных линий при уровнях возбуждения монокристалла CdTe 250 mW/cm^2 (a) и 1 W/cm^2 (b).

является то, что наряду с возбуждением зона-зона и линии D^0X интенсивность излучения Y -линии определяется резонансным возбуждением W -полосы. Таким образом, излучение W -полосы также формируется с участием протяженных дефектов. Кроме того, обращает на себя внимание глубокий провал на частоте излучения FX . В пользу предположения о пространственном разделении каналов рекомбинации свободных и связанных на примеси экситонов свидетельствуют спектры люминесценции тех же образцов CdTe, приведенные на рис. 6. При преимущественном возбуждении кристаллита наблюдается высокая интенсивность люминесценции свободных экситонов, характерная для совершенных кристаллов с низким содержанием примесей. Кроме того, приведенные спектры подтверждают предположение о близких концентрациях мелких доноров и акцепторов в наших образцах. На это указывает тот факт, что при увеличении интенсивности зона-зонного возбуждения всего в 4 раза (рис. 6, b) наряду с ростом интенсивности FX резко возрастает интенсивность линий, так или иначе связанных с наличием доноров в материале p -типа. Это может свидетельствовать о нейтрализации заряженных доноров генерируемыми свободными электронами, приводящей к нелинейному росту интенсивности линии D^0X [36]. Если связь с донорами W -линии

отчетливо наблюдается в спектрах резонансной люминесценции и в спектрах возбуждения, то связь G -полосы с присутствием доноров проявляется в виде максимума в спектре возбуждения ТЕТ (рис. 4). Более того, в спектре возбуждения линии A^0X резкий максимум интенсивности излучения наблюдается при резонансном возбуждении G -линии. Оба этих факта могут указывать на то, что данные центры рекомбинации преимущественно локализованы в одних и тех же областях (а именно вблизи протяженных дефектов), а также на экситонную природу G -линии.

Таким образом, в результате выполненной работы можно сделать следующие выводы.

1) В исследованных чистых стехиометрических текстурированных поликристаллах $CdTe$ концентрация электрически и оптически активных центров не превышает 10^{13} cm^{-3} .

2) При низкой плотности дислокаций ($< 100 \text{ cm}^{-2}$) в монокристаллах основными видами протяженных дефектов в исследуемых образцах являются границы кристаллитов текстуры с угловой разориентацией $1-4^\circ$ и в меньшей степени двойниковые ламеллы.

3) Падение интенсивности Z - и Y -линий в спектрах ФЛ, измеренных на разных этапах очистки образцов $CdTe$, указывает на взаимодействие примесей и протяженных дефектов при возникновении глубоких электронных состояний с энергиями активации 260 и 136 meV.

4) Результаты отжига образцов $CdTe$ в парах Cd и анализ спектров ФЛ позволяют заключить, что при общей низкой концентрации фоновых примесей концентрации мелких доноров и акцепторов имеют близкие значения и примеси в основном распределяются вблизи протяженных дефектов.

5) Обнаруженная связь интенсивности излучения Y -полосы с резонансным возбуждением W -полосы указывает на участие протяженных дефектов в образовании электронных состояний, ответственных за люминесценцию полосы W .

6) Обнаруженная связь между D^0X , Y и W может свидетельствовать о том, что электронные состояния, ответственные за люминесценцию Y - и W -полос, образуются при взаимодействии остаточных доноров с протяженными дефектами в p - $CdTe$.

Авторы благодарят В.В. Ушакова за измерения микрофотолюминесценции, А.В. Квита и А.Ф. Плотникова за полезные замечания при обсуждении результатов.

Список литературы

- [1] B.K. Meger, W. Stadler. *J. Cryst. Growth* **161**, 119 (1996).
- [2] F.A. Kroger. *The Chemistry of Imperfect Crystals*. North-Holland, Amsterdam, N. Y. (1964). 672 p.
- [3] Y. Marfaing. *Prog. Crystal Growth Charact.* **4**, 317 (1981).
- [4] R.M. Park, M.B. Troffer, C.M. Rouleau, J.M. De Puydt, M.A. Haase. *Appl. Phys. Lett.* **57**, 2127 (1990).
- [5] Y. Marfaing. *J. Cryst. Growth* **161**, 205 (1996).
- [6] P. Rudolph, S. Kawasaki, S. Yamasita, S. Yamamoto, Y. Usuki, Y. Konagaya, S. Matada, T. Fukuda. *J. Cryst. Growth* **161**, 28 (1996).
- [7] P. Rudolph, S. Kawasaki, S. Yamasita, Y. Usuki, Y. Konagaya, S. Matada, S. Yamamoto, T. Fukuda. *J. Cryst. Growth* **149**, 201 (1995).
- [8] H. Muller, P. Haasen, W. Schroter. *Phys. Stat. Sol. (a)* **80**, 223 (1983).
- [9] K. Ohba, T. Taguchi, C. Onodera, Y. Hiratate, A. Hiraki. *Jap. J. Appl. Phys.* **28**, 7, L1246 (1989).
- [10] K. Terashima, M. Kawachi, M. Takena. *J. Cryst. Growth* **104**, 467 (1990).
- [11] T.I. Milenov, M.M. Gospodinov. *Nucl. Instr. Meth.* **A322**, 363 (1992).
- [12] F. Gelsdorf, W. Schroter. *Phil. Mag.* **A49**, L35 (1984).
- [13] N. Shibata, A. Ohki, S. Zembutsu, A. Katsui. *Jap. J. Appl. Phys.* **27**, 3, L441 (1988).
- [14] S. Fujii, T. Terada, Y. Fujita, T. Iuchi. *Jap. J. Appl. Phys.* **28**, 10, L1712 (1989).
- [15] J. Saraie, N. Matsumura, M. Tsubokura, K. Miyagawa, N. Nakamura. *Jap. J. Appl. Phys.* **28**, 1, L108 (1989).
- [16] K. Chahzad, J. Petruzzello, D.J. Olego, D.A. Cammack, J.M. Gaines. *Appl. Phys. Lett.* **57**, 3, 2452 (1990).
- [17] K. Wolf, A. Naumov, T. Reisinger, M. Kastner, H. Stanzl, W. Kuhn, W. Gebhardt. *J. Cryst. Growth* **135**, 113 (1994).
- [18] H.F. Mataré. *J. Appl. Phys.* **56**, 10, 2605 (1984).
- [19] K. Durose, G.J. Russell, J. Woods. *J. Cryst. Growth* **72**, 85 (1985).
- [20] K. Durose, G.J. Russell, J. Woods. *J. Cryst. Growth* **86**, 471 (1988).
- [21] M. Samimi, B. Biglari, M. Hage-Ali, J.M. Koebel, P. Siffert. *Nucl. Instr. Meth.* **A289**, 243 (1989).
- [22] G. Brandt, H. Ennen, R. Miritz, W. Rothmund. *J. Cryst. Growth* **101**, 226 (1990).
- [23] S. Seto, A. Tanaka, F. Takeda, K. Matsuura. *J. Cryst. Growth* **138**, 346 (1994).
- [24] Y.G. Shreter, Y.T. Rebane, O.V. Klyaniv, P.S. Aplin, C.J. Axon, W.T. Young, J.W. Steeds. *J. Cryst. Growth* **159**, 833 (1996).
- [25] J.A. Garcia, A. Remon, V. Munoz, R. Triboulet. *J. Cryst. Growth* **197**, 794 (1999).
- [26] A. Gukasyan, A. Kvit, Y. Klevkov, S. Kazaryan. *Mater. Sci. Eng.* **B47**, 87 (1997).
- [27] D.J. Brink, H.W. Kunert. *J. Appl. Phys.* **78**, 11, 6720 (1995).
- [28] С.А. Медведев, Ю.В. Клевков. Патент РФ № 2143014 от 20.12.1999.
- [29] В.В. Зайцев, В.С. Багаев, Е.Е. Онищенко. *ФТТ* **41**, 4, 717 (1999).
- [30] Ю.В. Клевков, С.А. Колосов, С.А. Медведев, А.Ф. Плотников. ФТП, в печати.
- [31] R. Triboulet, A. Aoudia, A. Lusson. *J. Electr. Mater.* **24**, 9, 1061 (1995).
- [32] S. Seto, A. Tanaka, Y. Masa, M. Kawashima. *J. Cryst. Growth* **117**, 271 (1992).
- [33] K. Saminadayar, J. Francou, J. Pautrat. *J. Cryst. Growth* **72**, 236 (1985).
- [34] A. Burchard, R. Magerle, J. Freidinger, S.G. Jahn, M. Deicher. *J. Cryst. Growth* **161**, 128 (1996).
- [35] J.M. Francou, K. Saminadayar, J. Pautrat. *Phys. Rev.* **B41**, 7, 12035 (1990).
- [36] T. Schmidt, K. Lischka, W. Zulehner. *Phys. Rev.* **B45**, 16, 8989 (1992).