

Структуры с квантовыми точками CdSe в матрице ZnSe, выращенные методом молекулярно-пучковой эпитаксии с использованием субмонослоя-стрессора CdTe

© И.В. Седова[¶], О.Г. Люблинская, С.В. Сорокин, А.А. Ситникова, А.А. Торопов,
F. Donatini[†], Le Si Dang[†], С.В. Иванов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
194021 Санкт-Петербург, Россия

[†]CEA-CNRS-UJF group „Nanophysique et semiconducteurs“,
Laboratoire de Spectrométrie Physique (CNRS UMR5588), Université J. Fourier–Grenoble,
BP87, 38402 St Martin d'Hères, France

(Получена 26 марта 2007 г. Принята к печати 2 апреля 2007 г.)

Представлен способ формирования квантовых точек CdSe в матрице ZnSe, основанный на введении субмонослоя соединения-стрессора CdTe (рассогласование параметров решетки $\Delta a/a \approx 14\%$ для CdTe/ZnSe), осаждаемого на поверхность матрицы непосредственно перед осаждением материала квантовых точек. Стрессор формирует на поверхности ZnSe мелкие напряженные островки, задавая локальные поля сильных упругих напряжений, управляющих процессом самоформирования квантовых точек. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии, этот способ позволяет значительно увеличить поверхностную плотность квантовых точек при некотором уменьшении их латерального размера (до 4.5 ± 1.5 нм). В спектрах фотолюминесценции обнаружен существенный длинноволновый сдвиг пика (~ 150 мэВ) по сравнению с эталонной структурой с квантовыми точками CdSe/ZnSe за счет трансформации морфологии КТ и увеличения в них содержания кадмия. Детальные исследования наноструктур методами возбуждения фотолюминесценции, фотолюминесценции с временным разрешением и катодолюминесценции свидетельствуют о наличии в спектре оптических переходов типа I в квантовых точках CdSeTe/ZnSe и типа II, обусловленного в основном формированием в промежутках между квантовыми точками слоя (Zn,Cd)(Se,Te)/ZnSe с незначительным содержанием кадмия.

PACS: 68.55.Ac, 78.55.Et, 78.60.Hk, 78.67.Hc

1. Введение

В последнее время полупроводниковым гетероструктурам с квантовыми точками (КТ) уделяется особое внимание как со стороны фундаментальных исследований, так и с точки зрения возможности их дальнейшего использования в новых современных оптоэлектронных приборах. К таким низкоразмерным гетероструктурам, в частности, относятся широкозонные сильнонапряженные наноструктуры CdSe/ZnSe с КТ, самоформирующимися вследствие упругой релаксации напряжений, вызванных большим рассогласованием периодов решеток бинарных соединений ($\Delta a/a \approx 7\%$) [1].

Особенность процесса самоформирования КТ при молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) в системе CdSe/ZnSe состоит в том, что при осаждении пленок CdSe на поверхность матрицы ZnSe образуются напряженные нанокластеры тройного твердого раствора Cd(Zn)Se. Причины, приводящие к образованию вместо чистого CdSe более толстого слоя твердого раствора Cd(Zn)Se переменного состава толщиной от 5 до 10 монослоев (МС), заключаются в процессах сегрегации кадмия и интердиффузии Cd–Zn на гетерогранице CdSe/ZnSe во время роста [2,3]. Понимание отличительных особенностей процессов самоформирования наноструктур соединений $A^{II}B^{VI}$ и поиск путей получения

КТ на основе CdSe, оптически активных вплоть до комнатной температуры, с малыми латеральными размерами (< 10 нм), большим содержанием Cd (до 100%), требуемой плотности и с узкой дисперсией размеров, имеет чрезвычайно большое практическое значение. Именно на гетероструктурах с активной областью на основе КТ Cd(Zn)Se/ZnSe получены рекордные лазерные характеристики в зеленом спектральном диапазоне при оптической накачке [4] и поперечной накачке низкоэнергетичным пучком [5] при комнатной температуре. Возможность создания лазерного конвертера $A^{II}B^{VI}-A^{III}N$ с генерацией в зеленой области спектра [6,7] также делает актуальной задачу получения КТ CdSe/ZnSe высокого оптического качества.

Уменьшить латеральные размеры и увеличить поверхностную плотность самоформирующихся наностроек возможно путем увеличения рассогласования периодов решетки матрицы и упругонапряженного слоя [8]. Именно эта закономерность легла в основу идеи введения дополнительного элемента, влияющего на процесс самоформирования КТ. Суть ее состоит в осаждении на поверхность матрицы тонкого слоя материала, играющего роль стрессора, обладающего большим рассогласованием периода кристаллической решетки с матрицей по сравнению с материалом КТ. Стрессор может вызвать формирование большей плотности сильнонапряженных наностроек, играющих роль зародышей при последу-

[¶] E-mail: irina@beam.ioffe.ru

ющем напылении основного материала КТ, что должно привести к уменьшению размеров и увеличению поверхностной плотности КТ.

Эта идея была реализована ранее для гетеропары CdSe/BeTe, в которой интерфейсные связи CdTe и BeSe играют роль естественных стрессоров [9,10]. Рассогласование периодов решетки CdSe и BeTe составляет величину $\sim 7.8\%$, являясь классическим для самоформирования КТ. Для интерфейсных связей рассогласование заметно больше: -10% для пары BeSe/BeTe и $+15\%$ для CdTe/BeTe. Это означает, что критические толщины псевдоморфных слоев BeSe–BeTe и CdTe–BeTe не превышают одного монослоя.

Преднамеренное осаждение 0.2МС CdTe в качестве стрессора позволило получить регулярно расположенные как в плоскости вставки, так и в вертикальном направлении (шахматный порядок) КТ CdSe с латеральными размерами $4\text{--}6\text{ нм}$ и вертикальными $1\text{--}2\text{ нм}$. При линейной плотности КТ $\sim 10^6\text{ см}^{-1}$ их поверхностная плотность может достигать величины $\sim 10^{12}\text{ см}^{-2}$, что почти на порядок превосходит плотность КТ CdSe, образующихся в результате „обычного“ процесса самоформирования, инициируемого упругими напряжениями.

В результате моделирования эпитаксиального роста кинематическим методом Монте-Карло, в котором межатомное взаимодействие описывалось направленным потенциалом Леннарда–Джонса, при использовании подхода, предложенного в работе [11], было установлено, что при номинальной толщине $\sim 0.2\text{МС}$ осажденный CdTe формирует на поверхности BeTe ансамбль регулярно расположенных когерентных островков с достаточно большим отношением высоты к длине основания. Профиль упругих напряжений, создаваемый островками CdTe на поверхности BeTe, однозначно определяет места преимущественного зарождения КТ CdSe — а именно на вершинах островков CdTe [12]. Однако данная система является практически неприменимой в активной области оптоэлектронных приборов в силу ярко выраженной структуры зон типа II и, следовательно, больших времен не прямых излучательных переходов, слишком большой ширины запрещенной зоны E_g BeTe для использования в волноводной области лазерных гетероструктур, а также технической и экологической сложности работы с химическими соединениями Be.

В настоящей работе представлены результаты структурных и оптических исследований влияния введения слоя CdTe субмонослойной толщины в качестве стрессора на процесс самоформирования КТ CdSe в классической матрице ZnSe при МПЭ.

2. Эксперимент

Все исследуемые структуры были получены методом МПЭ при температуре подложки $T_{\text{sub}} = 280^\circ\text{C}$ на подложках GaAs(001) с использованием буфера GaAs. Структуры А и В состояли из нижнего и верхнего слоев

ZnSe толщиной $50\text{--}60\text{ нм}$ и $15\text{--}20\text{ нм}$ соответственно и одиночной вставки CdSe, номинальная толщина которой была одинакова в обеих структурах и составляла величину 2.1МС . Слой CdSe в обоих образцах выращивался методом модифицированной эпитаксии с повышенной миграцией атомов (ЭПМ) в режиме мультициклового осаждения, по $\sim 0.3\text{МС}$ за один цикл, с остановкой роста в течение 1 мин после каждого импульса Se [13]. В образце В дополнительно перед началом роста CdSe поверхность ZnSe выдерживалась последовательно под потоками Zn и Te для формирования интерфейса ZnTe. Затем на Te-стабилизированной поверхности методом МПЭ выращивался слой материала-стрессора CdTe с рассогласованием периода решетки $\sim 14\%$ по отношению к материалу матрицы ZnSe.

Процесс осаждения CdSe в обеих структурах контролировался *in situ* с помощью дифракции быстрых электронов (ДБЭ) на отражение. Рост слоя CdSe в структуре А проходил по квазидвумерного механизма, т.е. практически в течение всего времени роста дифракционные рефлексы сохраняли форму узких полос, и лишь на последних циклах ЭПМ наблюдалось ослабление яркости картины ДБЭ и некоторое уширение рефлексов. В структуре В падение интенсивности рефлексов ДБЭ сопровождалось появлением заметных утолщений основных дифракционных полос в шахматном порядке, что свидетельствует о доминировании трехмерного механизма роста, характерного для формирования КТ.

Независимая оценка толщины слоев CdSe и ZnTe, а также скорости роста субмонослоя CdTe была проведена посредством моделирования $\theta\text{--}2\theta$ -кривых качения рентгеновской дифракции трех предварительно выращенных многослойных структур с короткопериодными сверхрешетками (СР), представляющих собой последовательные этапы формирования структуры В. Все СР имели буферный слой $\text{ZnS}_{0.1}\text{Se}_{0.9}$ толщиной 100 нм , вносящий в структуру деформацию сжатия для компенсации достаточно сильных растягивающих напряжений, вводимых СР, и верхний слой ZnSe толщиной 20 нм . Сверхрешетка структуры S1 состояла из 7 вставок CdSe в барьерах ZnSe, S2 — из 10 слоев ZnTe в барьерах ZnSe, S3 — из 10 периодов CdTe/ZnTe/ZnSe. При этом толщина барьеров ZnSe во всех СР была одинакова и равнялась 3.5 нм .

Кривые качения рентгеновской дифракции измерялись на дифрактометре ДРОН-3М и численно моделировались с помощью полукинематической теории дифракции. Структурные свойства полученных образцов исследовались методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) в геометрии поперечного сечения на электронном микроскопе EM-420. Анализ распределения кадмия в слоях проводился на основе химически чувствительного для материалов с гранцентрированной кубической решеткой рефлекса (002). Для исследования образцов методом фотолюминесценции (ФЛ) и возбуждения фотолюминесценции (ВФЛ) при низких температурах использовалось излучение непрерывного

He–Cd-лазера (длина волны 325 нм) или излучение галогеновой лампы накаливания, прошедшее через монокроматор. Спектры ФЛ с временным разрешением измерялись с помощью стробоскопической детектирующей камеры („Streak camera“) производства фирмы Hamamatsu и титан-сапфирового лазера, работающего в режиме синхронизации мод с последующим утроением частоты генерации. Спектры катодолуминесценции (КЛ) с пространственным разрешением при температуре 5 К получены с использованием сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) FEI Quanta 200 при ускоряющем напряжении 4 кВ и спектральном разрешении ~ 3 мэВ.

3. Результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены θ – 2θ -кривые качания рентгеновской дифракции трех структур с короткопериодными СР (S1, S3, S3). Наряду с пиками от подложки GaAs(001) и от псевдоморфных слоев ZnSSe (с содержанием S 0.09–0.11) отчетливо просматриваются рефлексы нулевого порядка от СР SL(0). Отсутствие сателлитов более высокого порядка (кроме SL(+1) для S3) объясняется недостаточной чувствительностью измерительного прибора. Исходя из положения максимума 0-порядка и полагая период СР равным 3.5 нм (оценка проведена из кривой качания S3), определили содержание CdSe в структуре S1 — оно составило ~ 2 МС. Номинальная толщина слоя ZnTe (~ 0.4 МС) рассчитана из кривой качания рентгеновской дифракции структуры S2. Толщина слоя CdTe, при условии постоянства толщины слоя ZnTe, составляет 0.2МС, что является оптимальной величиной для толщины субмонослоя-стрессора [14]. Таким образом, было определено, что структура А содержит 2.0МС CdSe, а вставка в образце В состоит из набора слоев CdSe(2.0МС)/CdTe(0.2МС)/ZnTe(0.4МС).

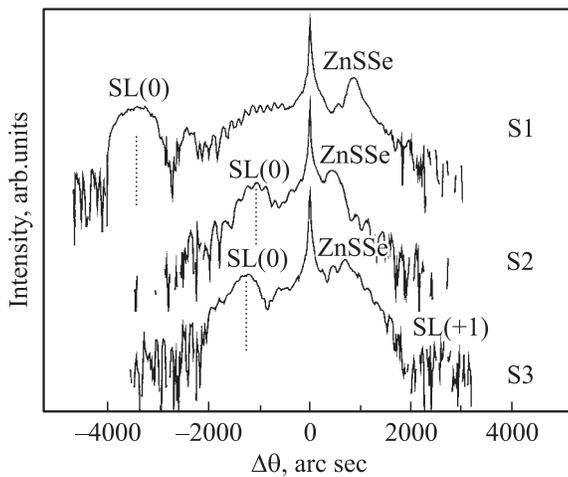


Рис. 1. θ – 2θ -кривые качания рентгеновской дифракции трех структур с короткопериодными сверхрешетками: S1 — CdSe(2МС)/ZnSe(3.5 нм), S2 — ZnTe(0.4МС)/ZnSe(3.5 нм), S3 — CdTe(0.2МС)/ZnTe(0.4МС)/ZnSe(3.5 нм).

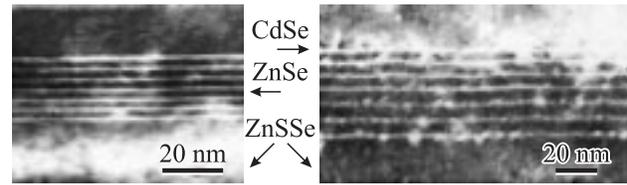


Рис. 2. Темнопольные g002 ПЭМ-изображения в геометрии поперечного сечения сверхрешеток CdSe/ZnSe (слева) и CdSe/(Zn)CdTe/ZnSe (справа).

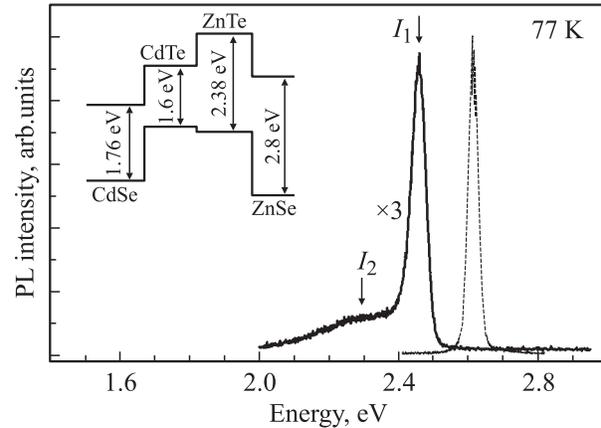


Рис. 3. Спектр низкотемпературной фотолюминесценции (PL) одиночной вставки CdSe в матрице ZnSe с CdTe-стрессором (сплошная линия) и без него (штриховая линия). На вставке — схематическая зонная диаграмма структуры В для ненапряженных слоев.

Для детальных структурных исследований был выращен образец (SB) той же конструкции, что и образцы со СР S1–S3, но содержащий 7 вставок, аналогичных вставке, сформированной в структуре В.

Темнопольные ПЭМ-изображения структуры S1 (слева) и структуры SB (справа) представлены на рис. 2. Сформированные без использования стрессора вставки CdSe в матрице ZnSe представляют собой неоднородные по толщине слои (узкие светлые полосы на рисунке) с плоскими одиночными островками CdSe с небольшой плотностью. Напротив, в структуре со стрессором CdTe, представленной справа, имеется большое число изолированных КТ CdSe, проявляющихся на изображении в виде ярких светлых пятен. Анализ изображения структуры В, полученного методом ПЭМ с поверхности образца [15], позволил выполнить оценку поверхностной плотности и латеральных размеров КТ. Было установлено увеличение плотности и сокращение латеральных размеров островков по сравнению с образцом А до величин $\sim 10^{12}$ см $^{-2}$ и (4.5 ± 1.5) нм соответственно.

Низкотемпературные спектры ФЛ образцов А и В, измеренные при возбуждении He–Cd-лазером, представлены на рис. 3. Спектр низкотемпературной ФЛ образца В характеризуется существенным длинноволновым

сдвигом (~ 150 мэВ) основного пика (I_1) по сравнению с эталонной структурой А. Предварительная оценка энергии экситона, локализованного в квантовой яме $Zn_yCd_{1-y}Se_xTe_{1-x}/ZnSe$, в приближении эффективных масс с использованием модели Ван-дер-Валле [16] не дает объяснения столь сильному энергетическому сдвигу экситонного перехода за счет изменения анионного состава вставки, которое не может быть значительным в наших условиях, когда соотношение количества осажденного CdTe и CdSe составляет 1:10. Можно предположить, что наблюдаемый сдвиг основного пика ФЛ происходит за счет морфологической трансформации формирующихся на стрессоре КТ CdSe, наблюдаемой в ПЭМ-изображениях, и(или) за счет увеличения в них содержания кадмия.

Для изучения природы низкоэнергетического плеча (I_2) в спектре структуры В были исследованы не представленные здесь спектры низкотемпературной ФЛ и ВФЛ структур S1, S2, S3. Установлено, что пик с максимумом при 2.3–2.4 эВ и шириной 200 мэВ полностью отсутствует в структуре S1, содержащей „чистый“ CdSe, в то время как его наличие характерно для структур S2 и S3. Подобный спектр ФЛ ранее был зарегистрирован в гетероструктурах ZnTe/ZnSe и объяснялся как наличием изоэлектронных центров Te в ZnSe, так и образованием наноструктур ZnTe/ZnSe типа II [17]. Гетеропара CdTe/ZnSe также образует гетеропереход типа II (см. вставку к рис. 3). Следовательно, в одной системе, вероятно, существуют переходы обоих типов: типа I, CdSe/ZnSe, и типа II, (Zn,Cd)(Se,Te)/ZnSe, которым соответствуют пики в спектре ФЛ I_1 и I_2 соответственно.

Предположение о сосуществовании наноструктур типа I и II в образцах, содержащих теллур, подтверждается исследованием зависимости ФЛ от плотности мощности возбуждения. На вставке к рис. 4 приведены спектры ФЛ образца В, измеренные при различной плотности мощности накачки и отнормированные на максимум интенсивности линии I_1 . С увеличением плотности мощности накачки происходит насыщение длинноволновых переходов, соответствующих гетероструктуре типа II, что сопровождается уменьшением их относительного вклада в спектр ФЛ. Зарегистрированный сдвиг пика I_2 в голубую область с увеличением плотности мощности накачки объясняется как заполнением состояний, так и возможным электростатическим эффектом накопления заряда, характерным для гетероструктур II типа [18].

На рис. 4 представлены спектры ФЛ и ВФЛ образца В. Спектры ВФЛ получены при различных энергиях детектирования: в пределах полосы I_1 (штриховая кривая PLE1) и полосы I_2 (точечная кривая PLE2). Структура спектра PLE1 характерна для спектров ВФЛ КТ CdSe в матрице ZnSe [19] и содержит линии, обусловленные возбуждением как экситонных состояний в матрице ZnSe (2.81 эВ), так и внутренних состояний КТ CdSe. Спектр PLE2 качественно повторяет картину переходов и отличается только соотношением интенсивностей обоих вкладов.

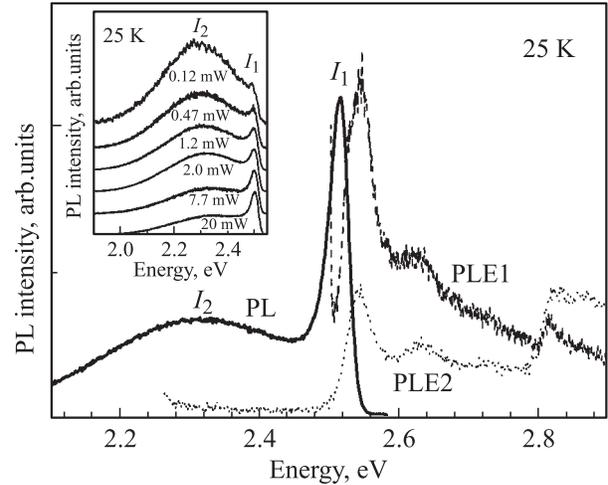


Рис. 4. Спектры фотолюминесценции (PL) и возбуждения фотолюминесценции (PLE1, PLE2) образца В. PLE1 — детектирование в пределах полосы I_1 , PLE2 — в пределах полосы I_2 . На вставке — зависимость фотолюминесценции КТ Cd(Se,Te)/ZnSe (образец В) от плотности мощности накачки излучением He–Cd-лазера; спектры отнормированы на максимум линии I_1 . Пик I_1 соответствует гетеропереходу типа I (CdSe/ZnSe), пик I_2 — гетеропереходу типа II ((Zn,Cd)(Se,Te)/ZnSe).

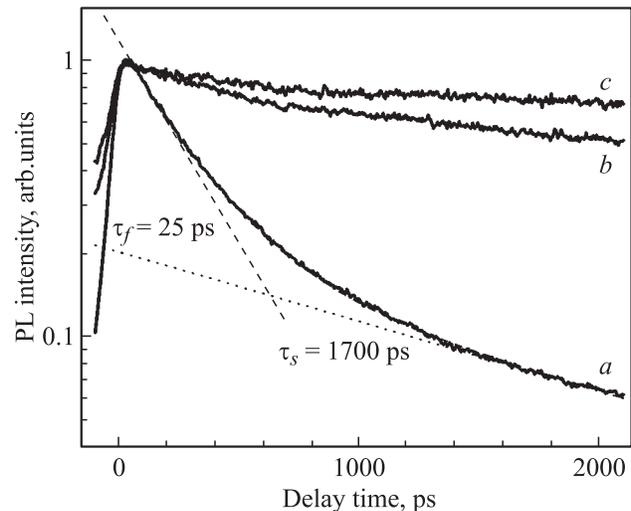


Рис. 5. Кинетика затухания фотолюминесценции (PL) структуры с КТ Cd(Zn)(Se,Te)/ZnSe (образец В) при различных значениях энергии детектирования, эВ: a — 2.48, b — 2.38, c — 2.32. Кривая затухания a представлена в виде суммы быстрой (штриховая линия) и медленной (точечная линия) экспонент.

Сосуществование в одной системе переходов обоих типов подтверждается также измерениями ФЛ с временным разрешением (структура В). На рис. 5 приведены кривые затухания ФЛ, измеренные при различных значениях энергии детектирования в пределах спектра ФЛ. Во всех случаях затухание ФЛ не может быть

описано одной экспонентой. Внутри контура узкого пика (2.47 эВ) доминируют малые времена затухания. Характерная константа затухания увеличивается с 50 пс на коротковолновом крае до величины ~ 300 пс, характерной для длинноволнового крыла пика ФЛ. Кривая затухания ФЛ (*a*), измеренная близко к положению максимума ФЛ, может быть представлена в виде суммы двух (быстрой и медленной) экспонент, показанных штриховой и точечной линиями. На выбранной длине волны детектирования „быстрая“ константа затухания составляет величину $\tau_f = 25$ пс, в то время как медленная составляющая равна $\tau_s = 1700$ пс. В противоположность этому характерные времена затухания внутри контура на длинноволновом крае находятся в диапазоне нескольких наносекунд (кривые *b* и *c*).

Кинетика затухания ФЛ, измеренная в пределах узкого пика I_1 , полностью согласуется с результатами, полученными методом ФЛ и ВФЛ, и в основном соответствует хорошо изученной рекомбинации экситонов в гетероструктурах CdSe/ZnSe с КТ типа I [19,20]. Положение и времена затухания ФЛ широкого длинноволнового плеча спектра повторяют поведение спектра ФЛ, наблюдавшееся в гетероструктурах II типа со вставками ZnTe в матрице ZnSe [21].

Оптические свойства КТ CdSe/ZnSe, выращенных с использованием 0.2МС CdTe в качестве стрессора, могут быть объяснены в рамках двумерной модели эпитаксиального роста, использованной ранее для описания процессов образования КТ CdSe в матрице BeTe [22]. Поскольку гетеропары CdSe/BeTe и CdSe/ZnSe характеризуются близкими по своей величине параметрами, можно предположить, что процесс самоформирования КТ CdSe в матрице ZnSe с использованием стрессора CdTe происходит по тому же механизму, что и в системе CdSe/BeTe с естественным стрессором CdTe. В ультратонком слое (Zn,Cd)(Te,Se), сформировавшемся на поверхности матрицы перед напылением CdSe и образующим на границе с ZnSe гетеропереход типа II, формируются мелкие островки большей плотности, обогащенные CdTe. Они модифицируют профиль упругих напряжений на поверхности матрицы и служат зародышами самоформирующихся КТ CdSe. В результате, после осаждения материала КТ и верхнего слоя ZnSe, образуются КТ CdSe с зародышем CdTe в основании, область между которыми, скорее всего, представляет собой твердый раствор (Zn,Cd)(Se,Te) с незначительным содержанием кадмия. Линия I_1 в спектрах ФЛ соответствует излучательной рекомбинации электронно-дырочных пар в ансамбле КТ типа I, в то время как полоса I_2 — переходам в системе (Zn,Cd)(Te,Se)/ZnSe типа II.

Изложенный выше механизм образования КТ подтверждается измерениями спектров КЛ образцов А и В. На рис. 6 представлен полученный для различных точек образца В спектр КЛ (размер пятна электронного пучка составлял ~ 100 нм), который в целом повторяет спектры ФЛ и состоит из линий I_1 и I_2 . При ближайшем

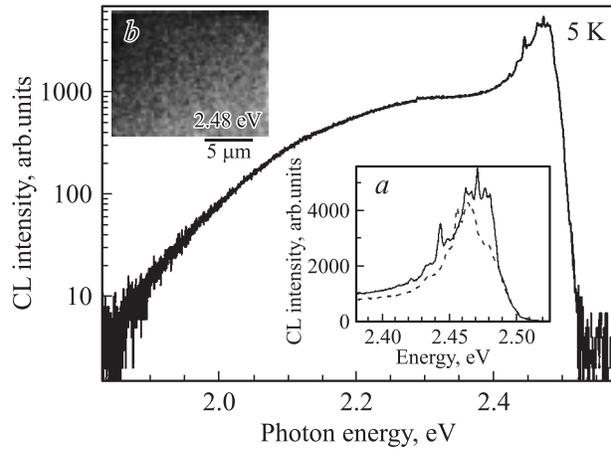


Рис. 6. Спектры катодолуминесценции (CL) образца В. На вставках: *a* — высокоэнергетическая часть спектров КЛ, измеренных в различных точках образца; *b* — изображение КТ, полученное в режиме спектральной микрокатодолуминесценции для энергии 2.48 эВ.

рассмотрении можно заметить, что пик I_1 , соответствующий гетеропереходу типа I CdSe/ZnSe, представляет собой суперпозицию нескольких узких линий излучения. Спектр воспроизводится для каждой отдельной точки образца, однако меняется от одного измерения к другому, как показано на вставке *a*. Это наблюдение подтверждает наличие процесса рекомбинации экситонов, локализованных в КТ, что хорошо коррелирует с рассмотренным выше механизмом их образования. Появление плеча I_2 подтверждает наличие „непрямых“ переходов, характерных для наноструктур типа II, и связано с излучением от неоднородного по составу слоя (Zn,Cd)(Te,Se), который находится в основании КТ CdSe/ZnSe, но главным образом заполняет пространство между ними. Вышеизложенный механизм образования КТ полностью подтверждается результатами, полученными в режиме спектральной микрокатодолуминесценции при различных энергиях регистрируемого излучения. Пространственное распределение сигнала КЛ для образца В, полученное для энергии ~ 2.48 эВ (см. вставку *b* к рис. 6), является сильно неоднородным, что характерно для структур с КТ CdSe. При этом на изображениях (не представленных здесь), полученных при том же режиме в длинноволновой части спектра, эта неоднородность отсутствует.

4. Заключение

Таким образом, проведенные исследования показали, что введение в систему CdSe/ZnSe нового материала CdTe, осаждаемого на поверхность матрицы непосредственно перед напылением материала КТ, оказывает радикальное влияние на процесс самоформирования КТ CdSe с матрице ZnSe. Обладая большим рассогласованием периода кристаллической решетки с мат-

рицей по сравнению с материалом КТ ($\Delta a/a \sim 14\%$ для CdTe/ZnSe), субмонослой CdTe выполняет функцию стрессора, формируя на поверхности ZnSe мелкие напряженные островки. Профиль упругих напряжений, создаваемый островками CdTe на поверхности ZnSe, однозначно определяет места преимущественного зарождения КТ CdSe. При этом существенно увеличивается концентрация кадмия и поверхностная плотность КТ при некотором уменьшении их латерального размера (до 4.5 ± 1.5 нм). Проведены детальные исследования образцов различными оптическими методами (ФЛ, ВФЛ, ФЛ с временным разрешением, КЛ), свидетельствующие о сосуществовании в изучаемой системе гетеропереходов обоих типов — типа I, CdSe/ZnSe, и типа II, (Zn,Cd)(Se,Te)/ZnSe, наличие которых связано с введением стрессора CdTe. Наблюдается существенный длинноволновый сдвиг пика ФЛ (~ 150 мЭВ) за счет изменения морфологии и увеличения концентрации кадмия в КТ Cd(Zn)(Se,Te), формирующихся на стрессоре. Следует также отметить, что полуширина пика линии ФЛ в образцах, полученных с использованием стрессора, составляет величину ~ 40 мЭВ, что в 1.5 раза меньше, чем для структур CdSe/ZnSe при той же длине волны. Это наблюдение свидетельствует о большом потенциале метода самоформирования с использованием стрессора плотных массивов квантовых точек с высокой однородностью размеров и составов.

Авторы благодарят Р.В. Золотареву за подготовку образцов для исследований методом ПЭМ, а также J.P. Bergman и В. Monemar (университет г. Линчопинг, Швеция) за участие в измерениях ФЛ с временным разрешением.

Работа выполнена при поддержке Программы Министерства образования и науки РФ „Физика твердотельных наноструктур“, гранта ИНТАС 03-51-5019, гранта РФФИ № 05-02-16568-а. А.А.Торопов благодарит за поддержку Фонд содействия отечественной науке и Фонд the Wenner-Gren (Швеция).

Список литературы

- [1] J. Tersoff. Phys. Rev. Lett., **81**, 3183 (1998).
- [2] N. Peranio, A. Rosenauer, D. Gerthsen, S.V. Sorokin, I.V. Sedova, S.V. Ivanov. Phys. Rev. B, **61** (23), 16015 (2000).
- [3] K.G. Chinyama, K.P. O'Donnell, A. Rosenauer, D. Gerthsen. J. Cryst. Growth, **203** (3), 362 (1999).
- [4] S.V. Ivanov, I.V. Sedova, S.V. Sorokin, A.A. Sitnikova, A.A. Toropov, P.S. Kop'ev, E.V. Lutsenko, A.V. Danilchuk, A.G. Voinilovich, V.Z. Zubialevich, A.L. Gurskii, G.P. Yablonskii. Phys. Status Solidi C, **3** (4), 1229 (2006).
- [5] М.М. Зверев, Д.В. Перегудов, И.В. Седова, С.В. Сорокин, С.В. Иванов, П.С. Копьев. Квант. электрон., **34** (10), 909 (2004).
- [6] И.В. Седова, С.В. Сорокин, А.А. Торопов, В.А. Кайгородов, С.В. Иванов, П.С. Копьев, Е.В. Луценко, В.Н. Павловский, В.З. Зубелевич, А.Л. Гурский, Г.П. Яблонский, Y. Dikme, H. Kalisch, A. Szymakowski, R.H. Jansen, B. Schineller, M. Heuken. ФТП, **38** (9), 1135 (2004).
- [7] S.V. Sorokin, I.V. Sedova, A.A. Toropov, G.P. Yablonskii, E.V. Lutsenko, A.G. Voinilovich, A.V. Danilchuk, Y. Dikme, H. Kalisch, B. Schineller, M. Heuken, S.V. Ivanov. Electron. Lett., **43** (3), (2007).
- [8] J. Tersoff, R.M. Tromb. Phys. Rev. Lett., **70** (18), 2782 (1993).
- [9] T.V. Shubina, S.V. Ivanov, A.A. Toropov, S.V. Sorokin, A.V. Lebedev, R.N. Kyutt, D.D. Solnyshkov, G.R. Pozina, B. Monemar, M. Willander, A. Waag, G. Landwehr. Phys. Status Solidi B, **229** (1), 489 (2002).
- [10] S.V. Ivanov, T.V. Shubina, S.V. Sorokin, A.A. Toropov, R.N. Kyutt, A.A. Sitnikova, M. Willander, A. Waag, G. Landwehr. Proc. MRS Symposium (2002) v. 696. N 6.4.1.
- [11] W.M. Plotz, K. Hingerl, H. Sitter. Phys. Rev. B, **45**, 12122 (1992).
- [12] С.В. Иванов, Т.В. Шубина, И.В. Седова, С.В. Сорокин, Р.Н. Кютт, А.А. Ситникова, Д.Д. Солнышков, О.В. Некруткина, А.А. Торопов, П.С. Копьев. Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования, № 10, 6 (2003).
- [13] I.V. Sedova, S.V. Sorokin, A.A. Sitnikova, O.V. Nekrutkina, A.N. Reznitsky, S.V. Ivanov. Proc. 29th Int. Symp. on Compound Semiconductors (Lausanne, Switzerland, 2002) [Inst. Phys. Conf. Ser., N 174, ed. by M. Ilegems, G. Weimann and J. Wagner (2003) sec. 3, p. 161].
- [14] S.V. Ivanov. J. Alloys Comp., **371** (1–2), 15 (2004).
- [15] A.A. Toropov, I.V. Sedova, O.G. Lyublinskaya, S.V. Sorokin, A.A. Sitnikova, S.V. Ivanov, J.P. Bergman, B. Monemar, F. Donatini, Le Si Dang. Appl. Phys. Lett., **89**, 123110 (2006).
- [16] C.G. Van de Walle. Phys. Rev. B, **39**, 1871 (1989).
- [17] J. Gu, I.L. Kuskovsky, van der Voort, G.F. Neumark, X. Zhou, M.C. Tamargo. Phys. Rev. B, **71**, 045340 (2005).
- [18] N.N. Ledentsov, J. Böhrer, M. Beer, F. Heinrichsdorff, M. Grundmann, D. Bimberg, S.V. Ivanov, B.Ya. Meltser, S.V. Shaposhnikov, I.N. Yassievich, N.N. Faleev, P.S. Kop'ev, Zh.I. Alferov. Phys. Rev. B, **52**, 14058 (1995).
- [19] A.A. Toropov, T.V. Shubina, S.V. Sorokin, A.V. Lebedev, R.N. Kyutt, S.V. Ivanov, M. Karlsteen, M. Willander. Phys. Rev. B, **59**, 2510 (1999).
- [20] B. Patton, W. Langbein, U. Woggon. Phys. Rev. B, **68**, 125316 (2003).
- [21] I.L. Kuskovsky, C. Tian, G.F. Neumark, J.E. Spaniel, I.P. Herman, W.-C. Lin, S.P. Guo, M.C. Tamargo. Phys. Rev. B, **63**, 155205 (2001).
- [22] S.V. Ivanov, A.A. Toropov, T.V. Shubina, S.V. Sorokin, R.N. Kyutt, A.A. Sitnikova, D.D. Solnyshkov, O.V. Nekrutkina. Phys. Status Solidi B, **241** (3), 531 (2004).

Редактор Л.В. Шаронова

CdSe/ZnSe quantum dot structures grown by molecular beam epitaxy using a submonolayer CdTe stressor

I.V. Sedova, S.V. Sorokin, O.G. Lyublinskaya, A.A. Sitnikova, A.A. Toropov, S.V. Ivanov, F. Donatini[†], Le Si Dang[†]

Ioffe Physicotechnical Institute,
Russian Academy of Sciences,
194021 St. Petersburg, Russia

[†]CEA-CNRS-UJF group „Nanophysique et semiconducteurs“,
Laboratoire de Spectrométrie Physique (CNRS UMR5588),
Université J. Fourier–Grenoble,
BP87, 38402 St Martin d'Hères, France

Abstract The paper reports on a new technique of the fabrication of CdSe quantum dots (QD) in a ZnSe matrix. A super-strained CdTe layer (lattice mismatch is $\Delta a/a \sim 14\%$ for CdTe/ZnSe) grown on top of the ZnSe surface prior to deposition of the QD material (CdSe) has been used as a stressor. The small highly-strained CdTe dots are formed on the matrix surface and generate the strong local stress fields controlling the QD self-formation. According to the results of transmission electron microscopy, this technique enables one to increase the QD surface density and to decrease their sizes (down to 4.5 ± 1.5 nm). A 150 meV long-wavelength shift of the photoluminescence peak energy was observed owing to the increased Cd content in the CdSe QDs accumulated on the CdTe stressor nuclei and to the CdSe redistribution on the ZnSe surface. The results of photoluminescence excitation, time-resolved photoluminescence and cathodoluminescence studies have demonstrated the coexistence of emission from the CdSe/ZnSe type I QDs and the (Zn,Cd)(Se,Te) layer with type II bands formed between the QDs.