

Молекулярно-пучковая эпитаксия гибридных AlGaAs/Zn(Mn)Se наноструктур с квантовыми точками InAs/AlGaAs вблизи гетеровалентного интерфейса

© Г.В. Климко[†], С.В. Сорокин, И.В. Седова, С.В. Гронин, Ф. Лиачи, В.Х. Кайбышев, В.А. Севрюк, П.Н. Брунков, А.А. Ситникова, А.А. Торопов, С.В. Иванов

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

(Получена 22 апреля 2013 г. Принята к печати 23 мая 2013 г.)

Изучены особенности роста методом молекулярно-пучковой эпитаксии квантовых точек InAs в матрице $\text{Al}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{As}$ в зависимости от температуры подложки, скорости осаждения и количества осажденного InAs. Определены оптимальные условия для получения массива самоорганизующихся квантовых точек с низкой плотностью ($\leq 2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и малыми размерами (высота менее 4 нм). Продемонстрирована возможность формирования оптически активных квантовых точек InAs, излучающих в диапазоне энергий 1.3–1.4 эВ, на расстоянии не более 10 нм от когерентного гетеровалентного интерфейса GaAs/ZnSe. Установлено, что вставка в верхний барьерный слой AlGaAs оптически неактивной квантовой ямы GaAs (5 нм), туннельно-связанной с квантовыми точками InAs, улучшает эффективность фотолюминесценции массива квантовых точек в гибридных гетероструктурах.

1. Введение

На протяжении последних лет в мире существенно возрос интерес к созданию полупроводниковых устройств, в основе которых лежит идея управления спином электронов. Одним из путей развития данного направления является создание гетеровалентных структур $\text{A}^3\text{B}^5/\text{A}^2\text{B}^6$, объединяющих полупроводниковые соединения различных групп и позволяющих потенциально получить характеристики, недостижимые в обычных изовалентных структурах [1]. Активные области в таких гибридных наноструктурах располагаются вблизи гетеровалентного интерфейса $\text{A}^3\text{B}^5/\text{A}^2\text{B}^6$, что предъявляет дополнительные требования к их конструкции и технологии получения эпитаксиальными методами, в частности методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ).

Исследования магнито-оптических свойств гетеровалентных резонансно-туннельных структур AlGaAs/GaAs/ZnSe/ZnCdMnSe, содержащих квантовую яму (КЯ) немагнитных полупроводников A^3B^5 (AlGaAs/GaAs) и КЯ разбавленных магнитных полупроводников $\text{A}^2\text{-Mn-B}^6$ (РМП) (ZnSe/ZnCdMnSe), разделенных тонким барьером, содержащим гетеровалентный интерфейс AlGaAs/ZnSe, открыли новые возможности для конструирования магнито-электронных приборов и развития концепции спинтроники в целом [2]. В частности, недавно исследованные гибридные структуры (Al)GaAs/Zn(Mn)Se, полученные методом МПЭ, продемонстрировали инжекцию фотовозбужденных спин-поляризованных электронов ($\sim 60\%$) из РМП ZnMnSe в электронно-связанные КЯ GaAs/AlGaAs, расположенные на расстоянии ~ 1.5 нм от гетеровалентного интерфейса $\text{A}^3\text{B}^5/\text{A}^2\text{B}^6$ [3]. Учитывая большие времена спиновой когерентности в КТ InAs [4], реализация гетеровалентных

структур с туннельной инжекцией спин-поляризованных электронов из РМП $\text{A}^2\text{-Mn-B}^6$ в КТ InAs/(Al)GaAs представляет интерес как для разработки полупроводниковых магнитных запоминающих устройств, так и однофотонных излучателей циркулярно-поляризованного света. Стоит отметить, что ранее была показана возможность эффективной электрической спиновой инжекции (со степенью поляризации $\sim 58\%$) электронов из РМП $\text{Zn}_{0.95}\text{Mn}_{0.05}\text{Se}$ в КТ InAs/GaAs, расположенные на значительном расстоянии (25 нм) от гетеровалентного интерфейса [5].

Для обеспечения эффективного переноса электронного спина из РМП $\text{A}^2\text{-Mn-B}^6$ в КТ InAs необходимо повысить энергию электронных уровней в КТ InAs, что может быть сделано за счет использования в качестве матрицы прямозонного твердого раствора AlGaAs с высоким (до 40 мол%) содержанием Al. Кроме того, измерения поляризации излучения одиночных КТ требуют формирования разреженного массива КТ с достаточно малой поверхностной плотностью. Процесс формирования однородных массивов КТ InAs в матрице GaAs методом МПЭ к настоящему времени широко изучен как экспериментально (см., например, [6–8]), так и теоретически [9,10]. Ранее было установлено, что процесс формирования гетероструктур с КТ InAs/GaAs методом МПЭ определяется множеством факторов: температурой подложки (T_{sub}) и количеством осажденного на поверхность материала (d_{InAs}) [11], скоростью его осаждения (v_{InAs}) [12,13], а также временем выдержки поверхности роста в потоке As_4 после осаждения материала КТ [14]. Следует отметить, что в отличие от системы КТ InAs/GaAs работ по исследованию процессов формирования КТ InAs методом МПЭ в матрице AlGaAs крайне мало, и состав матрицы в них сильно различается [15–17]. Однако, вероятно, можно ожидать схожих закономерностей влияния параметров

[†] E-mail: g Klimko@mail.ru

МПЭ роста на процессы формирования КТ при изменении материала матрицы, сопровождающегося лишь незначительным изменением ее постоянной решетки.

В настоящей работе представлены результаты исследований по разработке технологии МПЭ гибридных гетероструктур A^3B^5/A^2B^6 с оптически активными КТ InAs/Al_{0.35}Ga_{0.65}As с относительно низкой поверхностной плотностью ($\leq 5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), расположенных на расстоянии до 3 нм от гетеровалентного интерфейса GaAs/ZnSe. Большое внимание уделено исследованию влияния параметров МПЭ на вертикальные размеры и поверхностную плотность КТ InAs/AlGaAs.

2. Эксперимент

Гетеровалентные структуры InAs/(Al)GaAs/Zn(Mn)Se были выращены на подложках GaAs (001) методом МПЭ с использованием двухреакторной установки STE-3526 (SemiTEq, Россия). Процесс роста гибридных гетероструктур контролировался *in situ* при помощи метода дифракции быстрых отраженных электронов (ДБОЭ) как на стадии формирования массива КТ, так и при росте когерентного гетеровалентного интерфейса. Нагрев подложки осуществлялся радиационным бесконтактным методом.

Для определения закономерностей осаждения структур с КТ AlGaAs/InAs была выращена серия тестовых структур с двумя изолированными слоями КТ, осажденными в одинаковых условиях в глубине (50 нм от поверхности) и на поверхности образца, для установления корреляции оптических свойств КТ, исследуемых методом низкотемпературной фотолюминесценции (ФЛ), и их морфологии, наблюдаемой с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ). Контроль состояния поверхности роста и детальный мониторинг процесса формирования КТ InAs осуществлялись при помощи системы ДБОЭ. Тестовые структуры содержали буферный слой GaAs, нижний ограничивающий слой AlAs толщиной 20 нм и слой тройного твердого раствора Al_{0.35}Ga_{0.65}As толщиной ~ 0.2 мкм, выращенные при температуре $T_{\text{sub}} = 580^\circ\text{C}$. С целью исключения остановок роста снижение температуры подложки до $T_{\text{sub}} = 510\text{--}530^\circ\text{C}$ (температура формирования КТ InAs) проводилось в течение роста последних 35–40 нм слоя AlGaAs. Верхний барьерный слой AlGaAs выращивался при той же температуре $T_{\text{sub}} = 510\text{--}530^\circ\text{C}$, что и слой КТ InAs.

Для определения фактической температуры подложки был использован набор реперных точек: температура $T_{\text{sub}} \approx 510^\circ\text{C}$, соответствующая переходу реконструкции поверхности GaAs(001) из $(2 \times 4)\text{As}$ в $c(4 \times 4)\text{As}$ при фиксированном известном падающем потоке As₄ (см. статическую фазовую диаграмму GaAs(001) в [18,19]), и температура $T_{\text{sub}} \approx 580^\circ\text{C}$, соответствующая переходу реконструкции поверхности GaAs(001) из $(2 \times 4)\text{As}$ в $(3 \times 1)\text{As}$ при снижении

падающего потока As₄ в области перегиба динамической зависимости $P_{\text{As}}(T_{\text{sub}})$ при скорости роста слоев GaAs $v_{\text{GaAs}} \approx 0.6$ монослоя/с (МС/с) (см. [18,19]). Последняя точка дополнительно проверялась температурой слета окисла с поверхности *epi-ready* подложки GaAs.

Скорость осаждения КТ InAs/AlGaAs варьировалась в диапазоне $v_{\text{InAs}} = 0.01\text{--}0.02$ МС/с при номинальной толщине слоя КТ 1.6–1.8 МС, находящейся вблизи критической толщины InAs на GaAs (~ 1.6 МС), соответствующей переходу к росту по механизму Странского–Крастанова (С–К) [20]. Соотношение давлений в падающих потоках As₄/In в процессе осаждения КТ составляло ~ 400 . При этом эквивалентное давление потока (ЭДП) As₄ при росте КТ на порядок величины превышало ЭДП As₄, соответствующее единичному соотношению атомов As/Ga на поверхности роста при эпитаксии GaAs с $v_{\text{GaAs}} \approx 0.5$ мкм/ч (~ 0.5 МС/с) при $T_{\text{sub}} = 580^\circ\text{C}$. Время выдержки поверхности роста в потоке As₄ после осаждения материала КТ составляло 2–5 мин.

Контроль количества осажденного InAs при формировании (Al)GaAs/InAs КТ по механизму С–К осуществлялся по характерному изменению картины ДБОЭ от планарной/двумерной к трехмерной (3D) [21]. Наиболее воспроизводимо динамика картины ДБОЭ наблюдалась в кристаллографическом направлении [110]. Показания интегральной интенсивности рефлексов снимались с прямоугольной области, объединяющей два соседних основных рефлекса. При этом начало резкого ступенчатого возрастания интенсивности соответствовало достижению слоем InAs критической толщины (1.6 МС).

При МПЭ гибридных гетеровалентных структур AlGaAs/InAs КТ/A²–Mn–B⁶ особое внимание уделялось процессу формирования гетеровалентной гетерограницы ZnSe/GaAs. Условия формирования „нейтрального“ термодинамически равновесного гетероинтерфейса ZnSe/GaAs, заключающиеся в инициации МПЭ роста ZnSe посредством одновременного открытия потоков Zn и Se на „декорированную“ Se поверхность GaAs(001) с реконструкцией (2×1) , были определены ранее [21], но более подробно исследованы относительно недавно [22,23]. Необходимо отметить, что в случае МПЭ гибридных гетероструктур с КТ рост КТ и верхнего слоя AlGaAs проводится при $T_{\text{sub}} \approx 510\text{--}530^\circ\text{C}$, поэтому по окончании процесса МПЭ возможно появление реконструкции поверхности GaAs(001) — $c(4 \times 4)\text{As}$. В таких случаях в камере роста A³B⁵ проводилось повышение T_{sub} под потоком As₄ до появления устойчивой реконструкции $(2 \times 4)\text{As}$, после чего температура снижалась уже без потока As₄ с сохранением данной реконструкции для последующей транспортировки образца в камеру роста соединений A²B⁶.

Изучение топографии поверхности образцов с незавершенными InAs КТ проводилось методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе Dimension 3100 (Veeco) при комнатной температуре и влажности атмосферы $\sim 20\%$ с использованием зондов RTESP с

Технологические параметры МПЭ роста и результаты измерений структур с КТ InAs/AlGaAs методами ФЛ (E_{\max} и FWHM) и АСМ (h , ρ_{QD})

№	d_{InAs} , МС	v_{InAs} , МС/с	t_{exp} , с	T_{sub} , °С	E_{\max} PL, эВ	FWHM PL, мэВ	h , нм	Density (ρ_{QD}), см^{-3}
A	1.92	0.016	120	515	1.327	191	3–5.5	$3.3 \cdot 10^{10}$
B	1.68	0.016	120	520	1.434	232	0.5–1.5	$4.2 \cdot 10^{11}$
C	1.65	0.016	300	525	1.373	207	2–3	$3.5 \cdot 10^9$
D	1.71	0.0185	300	520	1.368	181	1.5–4.5	$2.2 \cdot 10^{10}$
E	1.74	0.014	300	520	1.396	165	2–4	$1.1 \cdot 10^{10}$
F	1.75	0.011	300	515	1.418	159	2–3	$1.4 \cdot 10^{10}$
G	1.74	0.0145	300	510	1.393	165	2–3	$2.6 \cdot 10^{10}$
H1	1.66	0.014	300	525	1.337	156	–	–
H2	1.69	0.014	300	520	1.374	164	–	–
H3	1.69	0.014	300	520	1.344	159	–	–

последующим статистическим анализом [24]. Независимая оценка плотности массивов самоорганизованных КТ InAs и протяженных дефектов в выращенных образцах проводилась при помощи метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) с помощью микроскопа Philips EM-420 с ускоряющим напряжением 100 кВ (длина волны 0.037 Å). ФЛ исследования гетероструктур осуществлялись при $T = 77$ К с использованием излучения полупроводникового лазерного диода „Cube“ фирмы Coherent (длина волны $\lambda = 404$ нм).

3. Результаты и обсуждения

3.1. Извалентные наногетероструктуры с КТ InAs/AlGaAs

Для выявления закономерностей при МПЭ гетероструктур с КТ InAs в матрице AlGaAs была выращена серия структур (см. таблицу), где варьируемыми параметрами являлись: $d_{\text{InAs}} = 1.65–1.92$ МС, $v_{\text{InAs}} = 0.01–0.02$ МС/с, $T_{\text{sub}} = 510–530^\circ\text{C}$ и $t_{\text{exp}} = 2–5$ мин (время экспозиции поверхности роста в потоке As_4 после осаждения материала КТ). Отношение интенсивностей падающих потоков As/In поддерживалось неизменным и составляло ~ 400 . Основной задачей исследования являлось нахождение технологических условий для формирования в матрице тройного твердого раствора $\text{Al}_{0.35}\text{Ga}_{0.65}\text{As}$ однородного массива КТ InAs с малой поверхностной плотностью ($\rho_{\text{QD}} \sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$) и относительно малым вертикальным размером (h), который вследствие постоянного в среднем значения отношения высоты к диаметру КТ ($\sim 1:4$) отражает латеральный размер КТ.

Типичная зависимость интегральной интенсивности рефлексов ДБОЭ (см. разд. „Эксперимент“) от времени осаждения InAs показана на рис. 1 для образца E из таблицы.

Из рисунка следует повторяемость условий осаждения КТ InAs в глубине и на поверхности образца (черная и серая кривые на рис. 1 соответственно), что дает возможность установить корреляцию между режимами

формирования КТ, их оптическими свойствами, определенными при помощи спектроскопии ФЛ, и их поверхностной плотностью и размерами по данным АСМ.

На рис. 2 приведены изображения топографии поверхности структур А и В, выполненные методом АСМ, одновременно с изображениями тех же структур, полученными методом ПЭМ с поверхности. Четко прослеживается корреляция в поверхностной плотности КТ, определенной обоими методами: $\sim 3.3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ и $\sim 4.2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ для образцов А и В соответственно, что позволяет в дальнейшем использовать для оценки поверхностной плотности КТ остальных образцов в серии данные экспресс-диагностики АСМ.

Рис. 3 представляет спектры ФЛ исследуемых тестовых структур с КТ InAs/Al_{0.35}Ga_{0.65}As при 77 К (а) и гистограммы статистического анализа АСМ изображений структур (б), позволяющие провести оценку распределения КТ по размерам. Экспериментальные

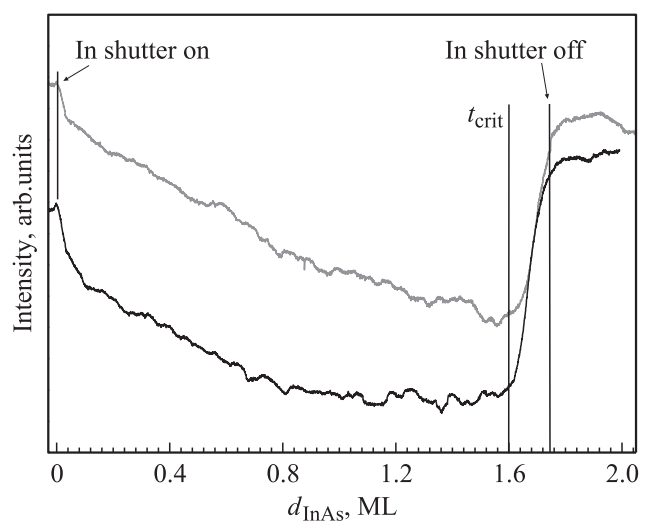


Рис. 1. Типичные зависимости интегральной интенсивности ДБОЭ, измеренные при осаждении КТ InAs/AlGaAs в глубине слоя AlGaAs (черная кривая) и на поверхности (серая кривая) (для образца E). t_{crit} — момент достижения критической толщины перехода С–К.

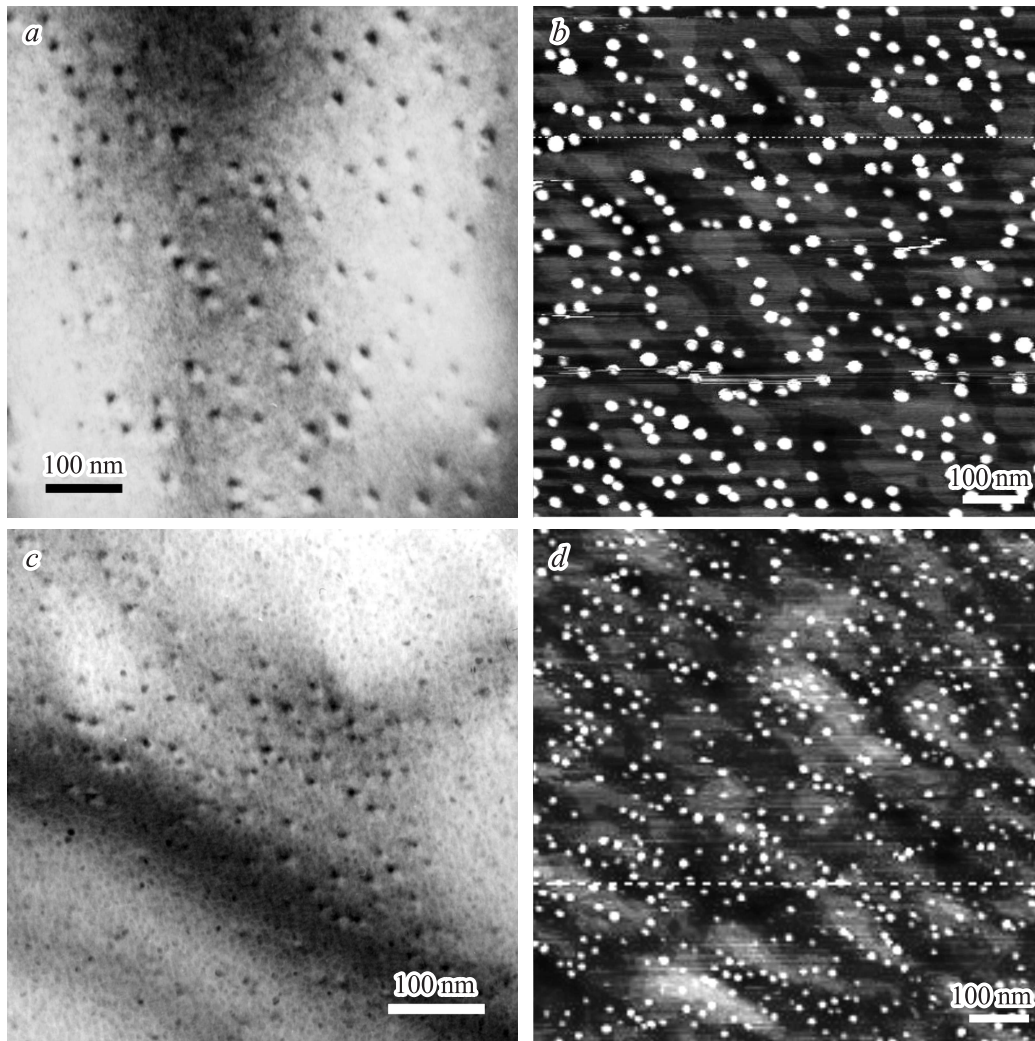


Рис. 2. Изображения образцов А и В, полученные методом ПЭМ с поверхности (а, с) и методом АСМ (b, d). Поверхностная плотность КТ составляет $\sim 3.3 \cdot 10^{10}$ и $\sim 4.2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ для образцов А и В соответственно.

зависимости размеров КТ, их поверхностной плотности ρ_{QD} , а также энергии максимума пика ФЛ из КТ от толщины осажденного материала d_{InAs} представлены на рис. 4. Как видно из рисунка, увеличение толщины осажденного InAs при прочих равных условиях приводит к возрастанию высоты КТ, сопровождаемому понижением энергии максимума пика ФЛ (сплошные линии), тогда как плотность КТ зависит от d_{InAs} слабо.

Увеличение температуры роста КТ приводит к уменьшению их поверхностной плотности и быстрому увеличению вертикальных размеров КТ, сопровождаемому уменьшением энергии пика ФЛ (E_{max}). Влияние параметра T_{sub} на поверхностную плотность КТ хорошо прослеживается для структур Е, F и G, для которых температура эпитаксии последовательно понижалась с 520 до 515 и 510°C соответственно, при близких значениях скорости осаждения материала КТ и номинальной толщины слоя InAs ($d_{\text{InAs}} \approx 1.74 \text{ МС}$). При более высокой T_{sub} наблюдается более чем двукратное уменьшение

поверхностной плотности КТ: с $\sim 2.6 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (G) до $\sim 1.1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (E). Подобный эффект прослеживается и для образцов С и D, причем первый из них, имеющий максимальную $T_{\text{sub}} = 525^\circ\text{C}$, демонстрирует минимальную плотность КТ $\rho_{\text{QD}} \approx 3.5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Дальнейшее увеличение T_{sub} до 530°C приводит к отсутствию линии излучения в диапазоне 1.2–1.4 эВ в спектре низкотемпературной ФЛ. При этом на АСМ изображениях поверхности образца (не показано) также отсутствует рельеф, связанный с формированием КТ. Можно сделать вывод, что $T_{\text{sub}} = 525^\circ\text{C}$ является верхней граничной температурой формирования массива КТ при МПЭ при использованных отношениях As/In и времен выдержки после осаждения КТ (t_{exp}).

Еще одним важным фактором, оказывающим влияние на кинетику формирования КТ, является скорость осаждения InAs. При этом даже относительно небольшое (в 1.3 раза) уменьшение скорости осаждения материала КТ (с $v_{\text{InAs}} = 0.018 \text{ МС/с}$ (D) до 0.014 МС/с (E)) при

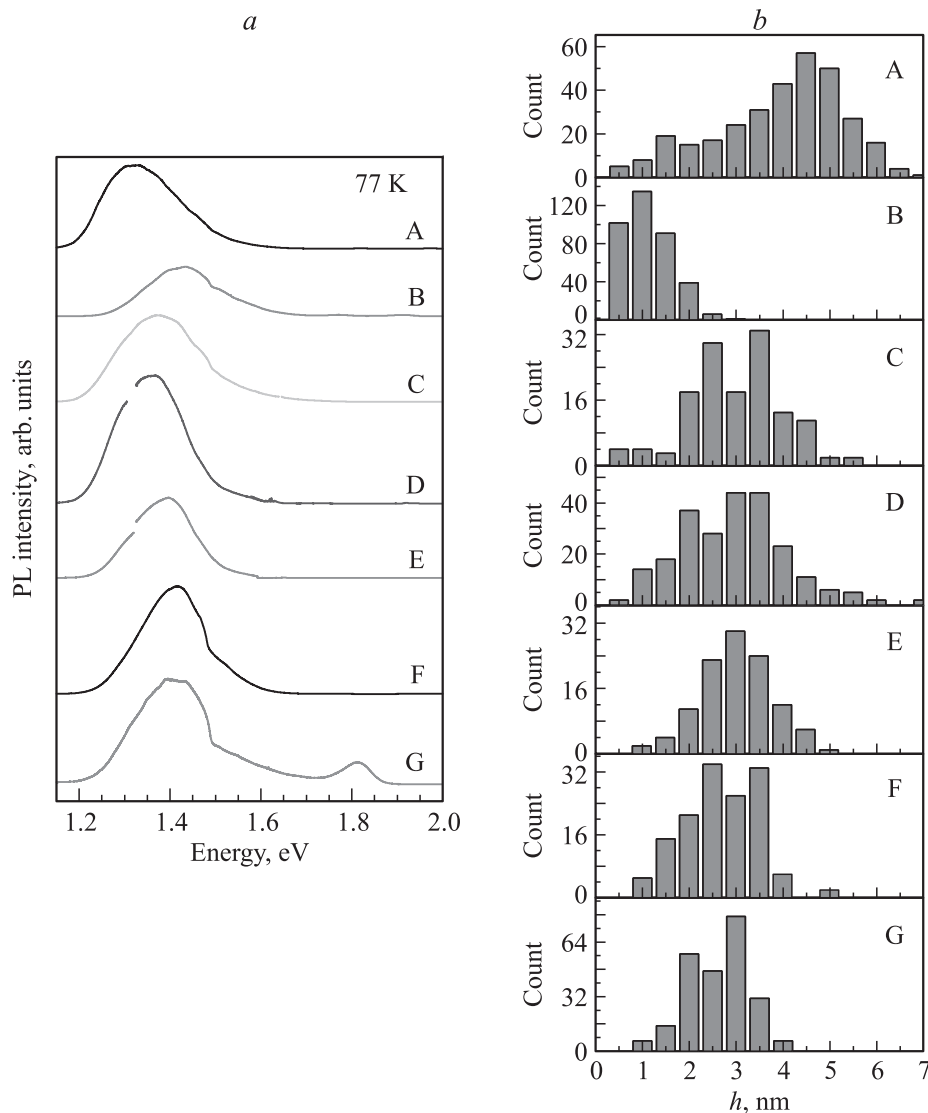


Рис. 3. *a* — спектры фотолюминесценции образцов с КТ InAs/Al_{0.35}Ga_{0.65}As при 77 К. *b* — гистограммы статистического анализа АСМ изображений тестовых структур с КТ из области 1 × 1 мкм.

прочих неизменных технологических параметрах приводит как к сужению распределения КТ по размерам (см. рис. 3, *b*) и переходу к одномодовому распределению, так и к двукратному уменьшению поверхностной плотности КТ ($c \sim 2.2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (D) до $\sim 1.1 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ (E)). Из сравнения рис. 3, *a* и *b* можно сделать вывод о хорошем качественном соответствии для всех образцов полуширины линии ФЛ из КТ с разбросом КТ по высоте, а положения максимума ФЛ со средней высотой КТ.

Из совместного анализа данных рис. 4 и таблицы следует, что на вертикальные размеры КТ определяющее влияние оказывает количество осажденного материала КТ (d_{InAs}). В частности, для тестовой структуры А с максимальным значением номинальной толщины слоя InAs ($d_{\text{InAs}} \approx 1.92 \text{ МС}$, что выше критической на $\sim 20\%$) можно наблюдать наибольший средний вертикальный размер КТ (4–5 нм). При этом в образце А КТ имеют

и наибольший латеральный размер ($\sim 14 \text{ нм}$ согласно данным ПЭМ, см. рис. 2, *a*). В противоположность этому в образце В с номинальной толщиной слоя InAs $\sim 1.69 \text{ МС}$, по данным АСМ, наблюдается минимальная высота порядка 1–2 нм, однако в данном случае поверхностная плотность когерентных островков на порядок величины превосходит ρ_{QD} для всех остальных структур ($\rho_{\text{QD}} \approx 4.2 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$). Согласно данным ПЭМ, латеральный размер КТ в образце В также минимален и составляет $\sim 8 \text{ нм}$ (рис. 2, *c*). По всей видимости, в структуре В, благодаря достаточно высокой скорости осаждения InAs (0.016 МС/с), а также из-за относительно короткого времени выдержки поверхности после осаждения материала КТ в потоке As (120 с), реализуется ситуация формирования так называемых докритических точек [11, 25–27] или квазиравновесной конфигурации ансамбля когерентных островков. В структу-

ре С при толщине $d_{\text{InAs}} \approx 1.65$ МС, даже более близкой к критической толщине С–К, чем в В, было значительно увеличено (с 2 до 5 мин) время экспозиции поверхности роста в потоке As после осаждения материала КТ, а также T_f , что в совокупности привело к увеличению размеров КТ и резкому (на 2 порядка величины) уменьшению плотности КТ, вероятнее всего, за счет более эффективного и продолжительного освальдовского созревания [28].

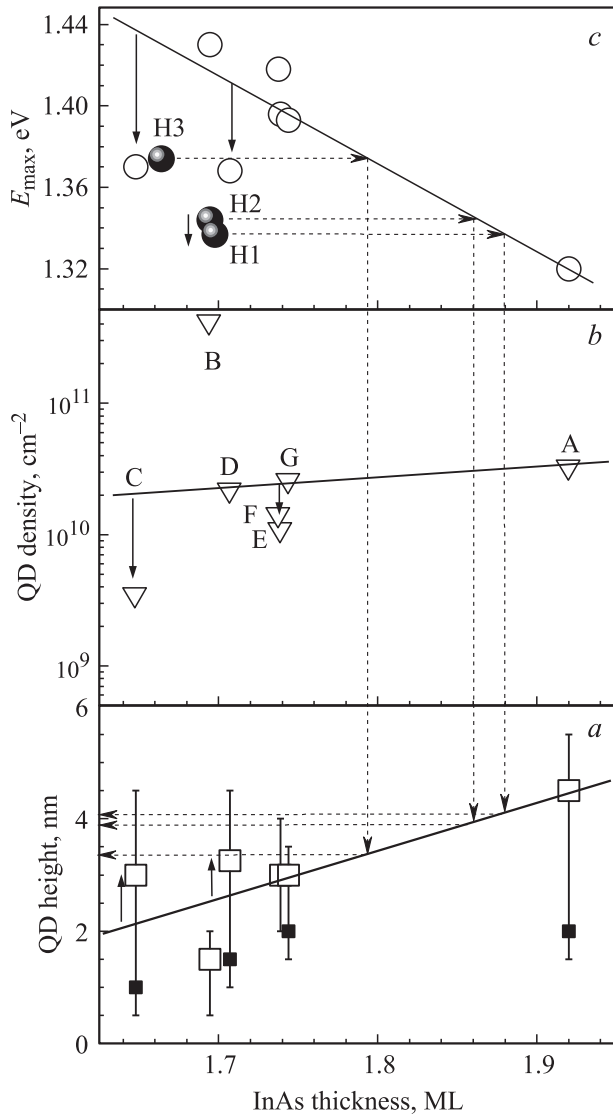


Рис. 4. Зависимости высоты (а) и поверхностной плотности (b) КТ InAs, а также энергетического положения пика ФЛ из КТ (с) от толщины слоя d_{InAs} . Непрерывными линиями показаны данные зависимости для структур, выращенных в одинаковых условиях МПЭ. Большими и малыми квадратами (а) обозначены максимумы бимодального распределения высоты КТ. Вертикальные непрерывные стрелки (а), (b) и (с) показывают эффект увеличения температуры роста КТ. Пунктирными стрелками показана приближенная оценка высоты КТ в гибридных структурах A^3B^5/A^2-Mn-B^6 на основе энергетического положения пика ФЛ в этих структурах (черные кружки (с)).

При всей привлекательности малой плотности КТ в области $\rho_{\text{QD}} \approx (3-4) \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ для спектроскопических исследований одиночных КТ с точки зрения воспроизводимости результатов режим эпитаксиального роста структуры С не является оптимальным вследствие высокой $T_{\text{sub}} \approx 520^\circ\text{C}$ и близкой к критической толщине С–К толщины слоя d_{InAs} . В условиях радиационного нагрева, когда ошибка определения истинной температуры образца может составлять до 10°C , такой режим может привести как к формированию докритических точек (как в образце В), так и к ситуации, когда образуется лишь смачивающий слой без КТ. Поэтому более стабильными и воспроизводимыми параметрами роста КТ представляются $d_{\text{InAs}} \approx 1.75$ МС и $T_f \approx 515-520^\circ\text{C}$ (образцы D, E, F), приводящие к формированию КТ с вертикальными размерами $h \approx 2-3$ нм и поверхностной плотностью $\rho_{\text{QD}} \approx (1-2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При такой плотности среднее расстояние между одиночными КТ составляет порядка 100 нм, что гарантирует отсутствие взаимодействия носителей, локализованных в соседних точках.

Все закономерности образования КТ, выявленные в вышеприведенном анализе (рис. 4), хорошо согласуются с кинетической моделью образования КТ InAs [27]. Пунктирными линиями на рис. 4 показана взаимосвязь между энергией излучения и высотой КТ, что позволяет по положению максимума ФЛ оценить высоту точек и, следовательно, минимальное расстояние от вершины КТ до гетеровалентного интерфейса в гибридных структурах $A^3B^5 \text{ КТ}/A^2-Mn-B^6$, где невозможно проводить АСМ измерения.

3.2. Гибридные гетеровалентные структуры A^3B^5/A^2-Mn-B^6 с приинтерфейсными КТ InAs/AlGaAs

При МПЭ гибридных структур A^3B^5/A^2-Mn-B^6 КТ InAs были выращены в условиях $v_{\text{InAs}} \approx 0.014$ МС/с, $T_{\text{sub}} = 520-525^\circ\text{C}$ и $d_{\text{InAs}} \approx 1.7$ МС, соответствующих формированию КТ со средними вертикальными размерами $\sim 2-3$ нм и $\rho_{\text{QD}} \approx 2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Схематические изображения выращенных гибридных структур двух различных типов приведены на рис. 5. В гибридной структуре Н1 слой КТ InAs/AlGaAs высотой 3 нм отделен от слоя РМП ZnMnSe немагнитным барьером AlGaAs/GaAs/ZnSe суммарной толщиной ~ 4 нм, а от гетеровалентного интерфейса — 3 нм. Это минимальное расстояние от гетеровалентного интерфейса, при котором наблюдалась ФЛ из гибридной КЯ GaAs/AlGaAs/ZnSe при использованной в данной работе процедуре формирования гетеровалентного интерфейса [23]. Для уменьшения влияния гетеровалентного интерфейса на оптические свойства КТ при сохранении достаточно эффективной инжекции спин-поляризованных носителей в КТ в структурах Н2, Н3 (рис. 5, b) после слоя КТ на расстоянии ~ 2 нм от вершин КТ была сформирована приинтерфейсная, оптически неактивная

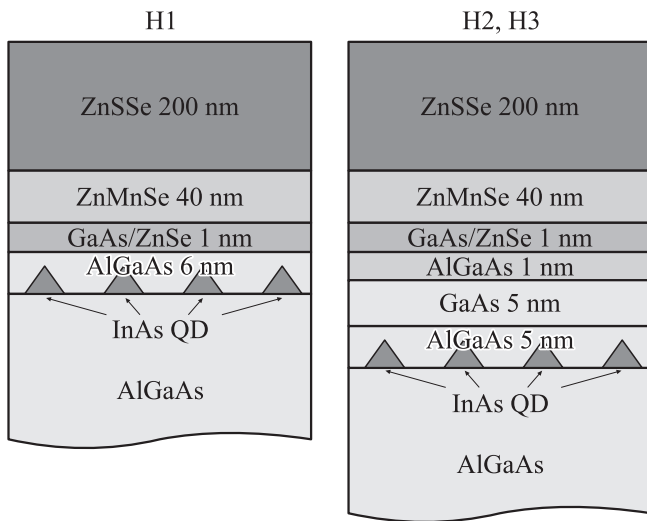


Рис. 5. Схематические изображения гибридных A^2B^6/A^3B^5 гетероструктур с КТ InAs/AlGaAs (H1) и дополнительной приинтерфейсной КЯ GaAs/AlGaAs (H2, H3).

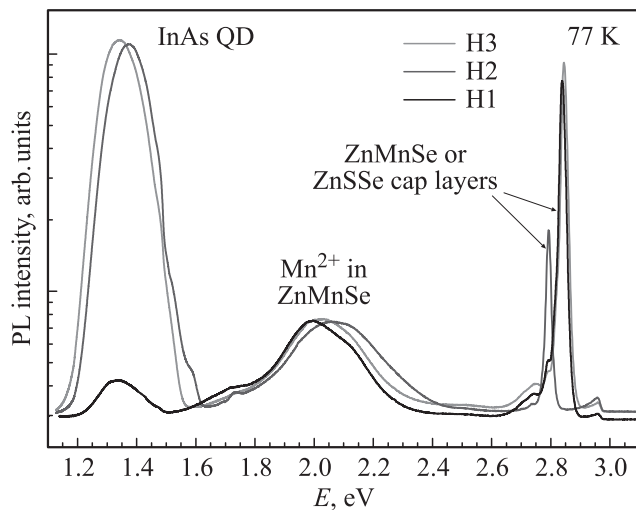


Рис. 6. Спектры ФЛ гибридных наноструктур (H1, H2, H3) с InAs КТ и ZnMnSe спин-инжектирующим слоем при температуре 77 К.

КЯ GaAs/AlGaAs толщиной 5 нм, обеспечивающая туннельный транспорт электронов из РМП ZnMnSe [2]. Общая толщина немагнитного барьера, отделяющего КЯ GaAs от слоя ZnMnSe, также составила ~ 2 нм. Поверх слоя РМП в структурах H1 и H3 был выращен слой тройного твердого раствора ZnSSe толщиной 0.2 мкм для обеспечения практически полного поглощения излучения возбуждающего лазера ($\lambda = 404$ нм).

Все гибридные структуры продемонстрировали достаточно яркую ФЛ с энергетическим положением пика ФЛ из КТ в диапазоне 1.33–1.37 эВ (рис. 6). Однако интенсивность ФЛ из КТ в структуре H1 оказалась на порядок величины меньше, чем в структурах H2 и H3, что может быть связано как с близостью гетеровалентного

интерфейса к КТ, так и с более медленной кинетикой захвата носителей в КТ без туннельно-прозрачной КЯ. Энергии пиков ФЛ соответствуют несколько большим размерам КТ (~ 4 нм), чем в референсных структурах A^3B^5 (рис. 4), что может быть связано с меньшей эффективной высотой верхнего барьера для КТ, вследствие близости гетеровалентного интерфейса AlGaAs/ZnSe или КЯ GaAs. Пик ФЛ с энергией ~ 2.83 эВ связан с излучением из барьера ZnSSe, тогда как зона ФЛ с энергией ~ 2.0 – 2.1 эВ связана с внутрицентровыми переходами в ионах Mn^{2+} в ZnMnSe. Наличие коротковолнового плеча и особенности при 1.6 эВ в спектрах ФЛ структур H2 и H3 в отличие от структуры H1 косвенно подтверждают участие в процессе инжекции КЯ GaAs. При этом полуширины пиков ФЛ КТ в структурах H2 и H3 близки к лучшим изовалентным образцам, свидетельствуя об относительно слабом влиянии гетеровалентного интерфейса на их оптические свойства, а также о воспроизводимой однородности распределения КТ по размерам.

Выращенные гибридные структуры являются хорошими модельными объектами для магнито-ФЛ исследований спиновой динамики спин-поляризованных электронов, инжектированных в немагнитные КТ InAs из РМП ZnMnSe через когерентный гетеровалентный интерфейс A^3B^5/A^2B^6 . Можно также ожидать, что относительно низкая плотность КТ позволит провести микро-ФЛ исследования одиночных КТ или их небольшого массива.

4. Заключение

Таким образом, в работе показана принципиальная возможность формирования квантовых точек InAs/AlGaAs с энергией излучения на 200–300 мэВ выше, чем в КТ InAs/GaAs, на расстоянии вплоть до 3 нм от гетеровалентного интерфейса AlGaAs/ZnSe без потери оптической активности. Определены основные закономерности процесса МПЭ при самоформировании КТ InAs в матрице $Al_{0.35}Ga_{0.65}As$, позволившие управлять их высотой и плотностью в диапазоне 2–4 нм и $3 \cdot 10^9$ – $4 \cdot 10^{11}$ cm^{-2} соответственно. Размещение туннельно-прозрачной КЯ GaAs толщиной 5 нм между слоем КТ InAs и гетеровалентным интерфейсом существенно повышает квантовый выход ФЛ из КТ в гибридных гетероструктурах. Созданные образцы представляются перспективными для дальнейшего исследования инжекции спин-поляризованных носителей в приинтерфейсный массив КТ InAs/AlGaAs.

Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант № 11-02-01139), программу ОФН РАН „Спиновые явления в твердотельных наноструктурах и спинтроника“ и Министерство образования и науки.

Работа выполнена с использованием оборудования регионального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“.

Список литературы

- [1] R. Fiederling, M. Keim, G. Reuscher, W. Ossau, G. Schmidt, A. Waag, L. W. Molenkamp. *Nature*, **402**, 787 (1999).
- [2] A.A. Toropov, I.V. Sedova, S.V. Sorokin, Ya. V. Terent'ev, E.L.Ivchenko, S.V. Ivanov. *Phys. Rev. B*, **71**, 195 312 (2005).
- [3] F. Liaci, V.Kh. Kaibyshev, A.A. Toropov, Ya.V. Terent'ev, M.S. Mukhin, G.V. Klimko, S.V. Gronin, I.V. Sedova, S.V. Sorokin, S.V. Ivanov. *Phys. Status Solidi C*, **9**, 1790 (2012).
- [4] S.Yu. Verbin, R.V. Cherbunin, T. Auer, D.R. Yakovlev, M. Bayer, I.A. Merkulov, V. Stavarache, D. Reuter, A.D. Wieck. *Phys. Rev. Lett.*, **98**, 107 401 (2007).
- [5] P. Asshoff, G. Wüst, A. Merz, D. Litvinov, D. Gerthsen, H. Kalt, M. Hetterich. *Phys. Rev. B*, **84**, 125 302 (2011).
- [6] Н.А. Черкашин, М.В. Максимов, А.Г. Макаров, В.А. Щукин, В.М. Устинов, Н.В. Луковская, Ю.Г. Мусихин, Г.Э. Цырлин, Н.А. Берг, Ж.И. Алфёров, Н.Н. Леденцов, Д. Бимберг. *ФТП*, **37**, 7 (2003).
- [7] T. Passow, S. Li, P. Feinäugle, T. Vallaitis, J. Leuthold, D. Litvinov, D. Gerthsen, M. Hetterich. *J. Appl. Phys.*, **102**, 073 511 (2007).
- [8] Z.M. Wang. *Self-Assembled Quantum Dots* (2008).
- [9] A.V. Osipov, S.A. Kukushkin, F. Schmitt, P. Hess. *Phys. Rev. B*, **64**, 205 421 (2001).
- [10] V.G. Dubrovskii, G.E. Cirlin, Yu.G. Musikhin, Yu.B. Samsonenko, A.A. Tonkikh, N.K. Polyakov, V.A. Egorov, A.F. Tsatsul'nikov, N.A. Krizhanovskaya, V.M. Ustinov, P. Werner. *J. Cryst. Growth*, **267**, 47 (2004).
- [11] I. Kamiya, T. Shirasaka, K. Shimomura, D.M. Tex. *J. Cryst. Growth*, **323**, 219 (2011).
- [12] P.B. Joyce, T.J. Krzyzewski, G.R. Bell, T.S. Jones, S. Malik, D. Childs, R. Murray. *Phys. Rev. B*, **62**, 10 891 (2000).
- [13] R. Songmuang, S. Kiravittaya, M. Sawadsringkam, S. Panyakeow, O.G. Schmidt. *J. Cryst. Growth*, **251**, 166 (2003).
- [14] A. Convertino, L. Cerri, G. Leo, S. Viticoli. *J. Cryst. Growth*, **261**, 458 (2004).
- [15] B.V. Volovik, A.F. Tsatsul'nikov, N.N. Ledentsov, M.V. Maksimov, A.V. Sakharov, A.Yu. Egorov, A.E. Zhukov, A.R. Kovsh, V.M. Ustinov, P.S. Kop'ev, Zh.I. Alferov, I.E. Kozin, M.V. Belousov, D. Bimberg. *Techn. Phys. Lett.*, **24**, 7 (1998).
- [16] Д.С. Сизов, Ю.Б. Самсоненко, Г.Э. Цырлин, Н.К. Поляков, В.А. Егоров, А.А. Тонких, А.Е. Жуков, С.С. Михрин, А.П. Васильев, Ю.Г. Мусихин, А.Ф. Цацульников, В.М. Устинов, Н.Н. Леденцов. *ФТП*, **37**, 5 (2003).
- [17] M. Schramboeck, A.M. Andrews, P. Klang, W. Schrenk, G. Hesser, F. Schaffler, G. Strasser. *Superlat. Microstr.*, **44**, 411 (2008).
- [18] V.V. Preobrazhenskii, M.A. Putyato, O.P. Pchelyakov, B.R. Semyagin. *J. Cryst. Growth*, **201/202**, 170 (1999).
- [19] В.В. Преображенский, М.А. Путятю, Б.Р. Семягин. *ФТП*, **36**, 8 (2002).
- [20] F. Patella, F. Arciprete, M. Fanfoni, A. Balzarotti, E. Placidi. *Appl. Phys. Lett.*, **88**, 161 903 (2006).
- [21] Г.Э. Цырлин, Н.П. Корнеева, В.Н. Демидов, Н.К. Поляков, В.Н. Петров, Н.Н. Леденцов. *ФТП*, **31**, 10 (1997).
- [22] A. Frey, U. Bass, S. Mahapatra, C. Schumacher, J. Geurts, K. Brunner. *Phys. Rev. B*, **82**, 195 318 (2010).
- [23] I.V. Sedova et al. *Abstracts 17th Int. Conf. on MBE* (Nara, Japan, 2012) p. 251.
- [24] В.А. Севрюк, П.Н. Брунков, И.В. Шальнев, А.А. Гуткин, Г.В. Климов, С.В. Гронин, С.В. Сорокин, С.Г. Конников. *ФТП*, **47**, 7 (2013).
- [25] O.P. Pchelyakov, Yu.B. Bolkhovityanov, A.V. Dvurechenskii, B. Voigtländer. *Thin Sol. Films*, **367**, 75 (2000).
- [26] Ю.Г. Мусихин, Г.Э. Цырлин, В.Г. Дубровский, Ю.Б. Самсоненко, А.А. Тонких, Н.А. Берг, В.М. Устинов. *ФТП*, **39**, 7 (2005).
- [27] Ю.Г. Мусихин, Г.Э. Цырлин, В.Г. Дубровский, Ю.Б. Самсоненко, А.А. Тонких, Н.А. Берг, В.М. Устинов. *ФТП*, **39**, 853 (2005).
- [28] W. Ostwald. *Z. Phys. Chem. Stoechiom. Verwandtschaftsl.*, **22**, 289 (1897).

Редактор Т.А. Полянская

Molecular beam epitaxy of hybrid AlGaAs/Zn(Mn)Se nanostructures with InAs/AlGaAs quantum dots placed near heterovalent interface

G.V. Klimko, S.V. Sorokin, I.V. Sedova, S.V. Gronin, F. Liaci, V.Kh. Kaibyshev, V.A. Sevryuk, P.N. Brunkov, A.A. Sitnikova, A.A. Toropov, S.V. Ivanov

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

Abstract Peculiarities of molecular beam epitaxy of InAs quantum dots (QDs) in an Al_{0.35}Ga_{0.65}As matrix have been studied as dependent on substrate temperature, deposition rate, and amount of deposited InAs. Optimum conditions of formation of a low-density ($\leq 2 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$) and low-height (below 4 nm) array of self-organized QDs have been defined. The possibility of fabrication of optically active InAs QDs, emitting within the energy range of 1.3–1.4 eV, at a distance below 10 nm from the coherent heterovalent interface GaAs/ZnSe has been demonstrated. It has been found that inserting into the upper AlGaAs barrier of the InAs QDs an optically inactive 5-nm-thick GaAs quantum well resonantly coupled with the QDs improves their luminescence efficiency in the hybrid structures.