УДК 621.315.592.3

РЕДКОЗЕМЕЛЬНОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ ПЛЕНОК GaAs И $Al_xGa_{1-x}As$, ВЫРАЩЕННЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ Yb МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ

В. М. Коннов, Н. Н. Лойко, А. М. Гилинский[1], К. С. Журавлев[1],
И. П. Казаков, О. М. Бородина[2], М. Ю. Часовских

Получены слои GaAs и AlGaAs, легированные Yb в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии. Проведены исследования фотолюминесценции таких слоев. Показано, что необходимым условием активации специфической люминесценции, связанной с ионами Yb^{3+}, является дополнительное легирование (методом ионной имплантации) кислородом. Таким образом, процессы формирования люминесцентных комплексов на основе иона Yb^{3+} в слоях, выращенных и легированных методом молекулярно-лучевой эпитаксии, в основном те же, что и в объемном материале, легированном Yb методом ионной имплантации.

В цикле работ [1 – 4], посвященных исследованию фотолюминесценции (ФЛ) кристаллов $GaAs$, имплантированных Yb, были сделаны следующие заключения.

1. Для получения резкоземельного (РЗ) излучения кристаллов $GaAs$:Yb необходима дополнительная имплантация этих образцов кислородом.

2. Весь спектр излучения ионов Yb^{3+} в кристаллах $GaAs$ (или большая часть линий РЗ спектра) является результатом взаимодействия ионов Yb с фоновыми примесями, изначально присутствующими в исходных образцах.

[1]Институт физики полупроводников СО РАН, 630090 Новосибирск, Россия.
[2]Государственный научный центр Российской Федерации институт ГИРЕДМЕТ, 109017 Москва, Россия.

Систематическое сопоставление результатов ФЛ анализа с результатами, полученными методом SIMS, позволило выявить корреляции между появлением в РЗ спектрах ФЛ определенных спектральных линий и присутствием в образцах вполне конкретных примесей. На примере металлоидов VI группы Периодической системы элементов было показано, что роль этих примесей в оптической активации РЗ излучения далеко не одинакова. Следует различать две основные группы соактиваторов. Первую группу образуют примеси серы, селена и теллура, вторую группу – примесь кислорода. Соактиваторы первой группы отвечают за образование иона иттербия, обладающего зарядовым состоянием "$3+$", и несут ответственность за формирование тонкой структуры РЗ излучения. Вторая группа соактиваторов – это примеси, обладающие усилительным воздействием на интенсивность линий РЗ спектра. Для системы $GaAs{:}Yb$ к таким соактиваторам относится примесь кислорода.

В работе [5] было показано, что для кристаллов $Si{:}Er$ большинство элементов второй строки Периодической системы элементов (с Li по F) усиливают интенсивность излучения ионов Er^{3+}. Путем проведения комбинированных имплантаций Yb и ряда других примесей, а именно – начиная с Li по F включительно – мы установили, что для кристаллов $GaAs{:}Yb$ к соактиваторам усилительного типа можно уверенно отнести только атомы кислорода. Необходимо также отметить, что тонкая структура РЗ излучения кристаллов $GaAs$, имплантированных совместно иттербием и кислородом ($Yb{+}O$), не зависела от концентрации имплантированного кислорода.

В ходе работ по исследованию спектров излучения кристаллов $GaAs$, имплантированных, помимо Yb и кислорода, рядом других примесей, был накоплен как необходимый опыт работы с этими кристаллами, так и апробированы технологические методы решения поставленных задач. Например, переход к имплантациям примесей распределенными дозами и отработка режимов проведения постимплантационных отжигов позволили выявить концентрационные зависимости.

До сих пор мы имели дело с образцами $GaAs{:}Yb$, в которые РЗ элемент вводился путем имплантации. Данная работа посвящена проверке наших предположений на том же объекте исследований, но полученном другим технологическим методом. Помимо этого, данная работа является продолжением наших исследований полупроводниковых кристаллов группы III–V, легированных редкоземельными элементами [3, 4, 6 – 8]. Выбор тройного соединения $Al_xGa_{1-x}As$ в качестве объекта исследования обусловлен развитием наноэлектроники, где наиболее продвинутыми в настоящее время оказались квантовые структуры на основе $GaAs/Al_xGa_{1-x}As$.

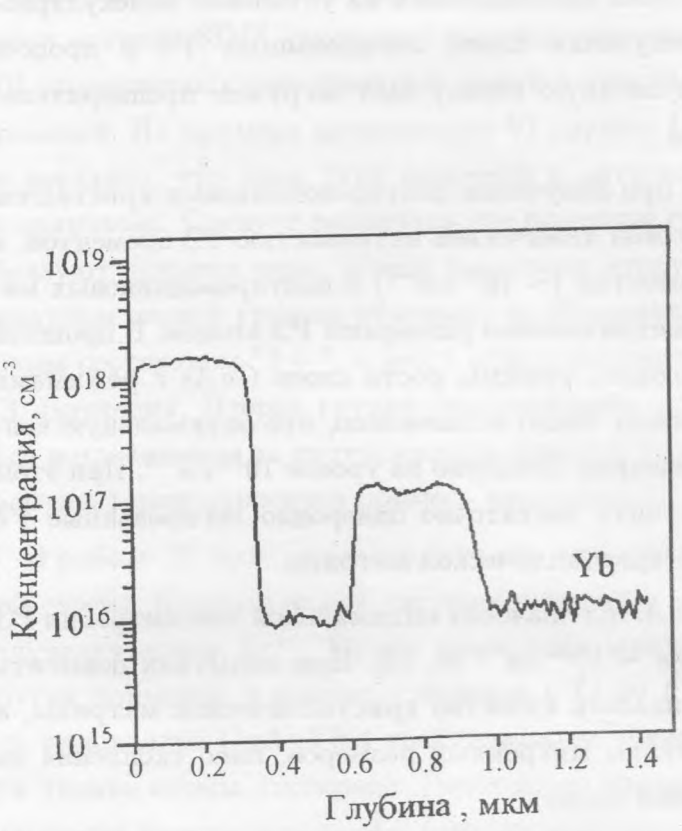
Выращивание полупроводниковых слоев производилось на установке молекулярно-лучевой эпитаксии "Цна-25". Для получения слоев, легированных Yb в процссе молекулярно-лучевой эпитаксии в эффузионную ячейку был загружен предварительно очищенный металлический иттербий.

Основные трудности, возникающие при получении полупроводниковых кристаллов III–V, легированных РЗ, связаны с высокой химической активностью РЗ элементов, а также их низкой равновесной растворимостью ($\sim 10^{16}\ см^{-3}$) в полупроводниковых матрицах, что обусловлено большими геометрическими размерами РЗ атомов. В процессе приготовления образцов удалось согласовать режимы роста слоев $GaAs$ с режимами легирования тех же самых слоев иттербием. Было установлено, что оптимальную концентрацию Yb в пленках $GaAs$ можно оценить примерно на уровне $10^{18}\ см^{-3}$. При этом значении концентрации удавалось получить достаточно однородно легированные Yb слои $GaAs$ при высоком качестве самой кристаллической матрицы.

Отметим, что для систем $Si{:}Er$ и $GaAs{:}Er$ значения оптимальной концентрации РЗ элементов также оценивались на уровне $\sim 10^{18}\ см^{-3}$ [9, 10]. При попытках повысить концентрацию РЗ элемента резко ухудшалось качество кристаллической матрицы, а атомы Er образовывали либо преципитаты микронных размеров, либо скопления на поверхности растущей полупроводниковой пленки.

После окончательной отработки технологических режимов выращивания слоев $GaAs$ и легирования этих слоев Yb в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии были получены различные полупроводниковые структуры, содержащие слои $GaAs$, легированные Yb, толщиной от $\sim 5\ нм$ до нескольких сотен нанометров. На рис. 1 показано распределение Yb по глубине полупроводниковой структуры, измеренное методом SIMS. Эта структура представляла собой слои $GaAs$, легированные Yb, разделенные нелегированными слоями $GaAs$. Данная структура была выращена для сопоставления и оценки величин концентраций Yb, рассчитанных из технологических условий роста и легирования, с реальными значениями концентраций Yb в выращенных слоях. Как видно из рис. 1, измерения SIMS подтвердили наличие Yb с концентрацией $\sim 10^{18}\ см^{-3}$ в верхнем слое структуры толщиной $\sim 300\ нм$.

Полупроводниковые пленки твердого раствора $Al_xGa_{1-x}As$ выращивались на подложках из монокристаллического арсенида галлия с наращенным на них буферным слоем $GaAs$. По данным масс-спектроскопии вторичных ионов (SIMS) толщина слоя тройного полупроводника составляла $\sim 0.8\ мкм$, а концентрация Al в слое была постоянна и оценивалась на уровне $x = 0.28 - 0.30$.



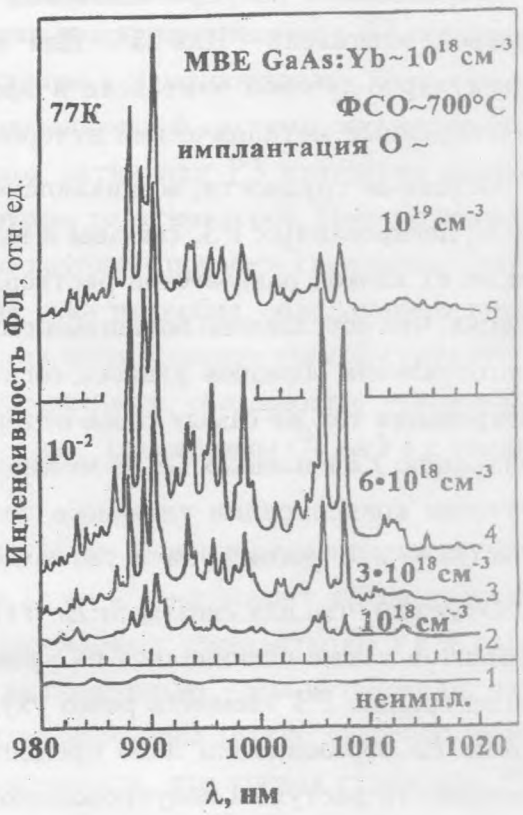


Рис. 1. *Профиль распределения Yb по глубине полупроводниковой структуры GaAs.*

Рис. 2. *Спектры стационарной ФЛ образцов GaAs, легированных Yb до концентрации* $10^{18}\,см^{-3}$ *в процессе MBE с различными концентрациями имплантированного кислорода: 1 – неимплантированный GaAs; 2 –* $10^{18}\,см^{-3}$*; 3 –* $3\cdot10^{18}\,см^{-3}$*; 4 –* $6\cdot10^{18}\,см^{-3}$*; 5 –* $10^{19}\,см^{-3}$*. После имплантации образцы прошли ФСО длительностью 5 мин при* $T = 700°C$*.*

Введение иттербия в слой $AlGaAs$ осуществлялось двумя способами. Первый способ – это легирование объема полупроводникового слоя $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ редкоземельным элементом в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии. По данным SIMS, концентрация Yb в слое была постоянна по толщине слоя и равна $\approx 4\cdot10^{17}\,см^{-3}$. Второй способ – имплантация ионов иттербия в пленку $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$, выращенную методом молекулярно-лучевой эпитаксии. Облучение образцов ионами Yb проводилось распределенными дозами так, чтобы получить близкий к плоскому профиль распределения имплантированных ионов. Толщина легированного слоя по данным SIMS составляла 150 – 170 *нм* с концен-

трацией Yb в пределах от 10^{17} $см^{-3}$ до 10^{19} $см^{-3}$. После имплантации для уменьшения концентрации радиационных дефектов образцы подвергались фотостимулированному отжигу (ФСО). Длительность отжига составляла 5 *мин*, а температура отжига была фиксирована в интервале $740-780°C$. Контрольные измерения профилей распределения Yb по глубине образца показали, что после имплантаций и ФСО профили оставались плоскими и были близки к расчетным.

Измерения спектров фотолюминесценции проводились на двух установках. На первой установке, предназначенной для исследования стационарной ФЛ, источником возбуждения служило излучение ксеноновой лампы сверхвысокого давления типа ДКСШ–1000. Система оптических фильтров вырезала из спектра излучения этой лампы спектральную область от 4000 $Å$ до 6000 $Å$. Свет этого спектрального состава собирался на образце в пятно диаметром ~ 3 *мм*. Мощность возбуждения при этом составляла $\sim 1\,Вт$. Регистрация сигнала велась методом синхронного детектирования. Температура образца во время измерений равнялась 77 K. Спектры, полученные на этой установке, приведены на рисунках 2 и 3.

Вторая установка предназначена для исследований кинетики затухания и эволюции спектров нестационарной ФЛ со временем. Источником возбуждения ФЛ служила вторая гармоника импульсного лазера на иттриево-алюминиевом гранате, легированном неодимом (длина волны 5320 $Å$). Длительность импульса накачки составляла 150 *нс* при средней мощности на образце $\sim 5\,мВт$ (пиковая 5 – 10 $Вт$) в пятне диаметром 3 *мм*. Диапазон времен задержек охватывал интервал от нуля до 80 *мкс*. Температура образца во время измерения была равна 4.2 K. Использованный диапазон сканирования по спектру – от 9800 $Å$ до 10200 $Å$. Результаты, полученные на этой установке, помещены на рис. 4.

Получение РЗ излучения. GaAs:Yb. Измерения спектров люминесценции на выращенных пленках $GaAs$:Yb не дали положительного результата – никакого характеристического РЗ излучения зарегистрировано не было ни сразу после окончания ростового процесса, ни после серии отжигов, проведенных в интервале температур 600 - $800°C$, хотя данные рентгеноспектрального анализа в спектроскопии вторичных ионов подтверждали наличие Yb в слоях $GaAs$ в значительных количествах.

Для получения РЗ излучения образцы $GaAs$ и $AlGaAs$, легированные Yb, были облучены ионами кислорода. Имплантация кислородом проводилась распределенными дозами таким образом, чтобы получить в верхнем слое образца (~ 300 *нм*) плоский профиль концентрации кислорода в пределах $(10^{18} - 2 \cdot 10^{19})$ $см^{-3}$. После имплантации образцы

были отожжены при температуре $\sim 700°C$ в течение 5 *мин*.

Спектры ФЛ образцов $GaAs$ с различными концентрациями имплантированного кислорода приведены на рис. 2. Видно, что с ростом концентрации введенного кислорода растут интенсивности практически всех линий РЗ спектра. При этом положение линий в РЗ спектрах меняется слабо. На качественном уровне эти РЗ спектры весьма схожи с теми, которые были получены на кристаллах $GaAs$, имплантированных совместно иттербием и кислородом. Имеется один и тот же набор доминирующих РЗ линий, который был ранее увязан с присутствием в образцах примесей Si (линии вблизи 990 *нм*) и Se (линии в районе 1006 *нм*) [1, 3, 4].

$AlGaAs$:Yb. Характеристическое РЗ излучение ионов Yb^{3+} было зарегистрировано только после того, как образцы $AlGaAs$ были дополнительно облучены ионами кислорода. Спектры этого излучения приведены на рис. 3 и 4. Таким образом, как и для системы $GaAs$:Yb, атомы или ионы кислорода оказались необходимыми для получения РЗ излучения. Тем самым было подтверждено, что кислород входит в состав люминесцентного РЗ центра, образованного на основе иона Yb^{3+}.

Типичные спектры излучения системы $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$:$(Yb+O)$ при 77 K, снятые в режиме стационарного возбуждения, приведены на рис. 3. Для сравнения показаны спектры излучения ионов Yb^{3+} в системах $GaAs$:$(Yb+O)$ (спектр 1.1) и GaP:$(Yb+O)$ (спектр 1.4), полученных имплантацией Yb и O в эпитаксиальную пленку $GaAs$ и пластину GaP, соответственно. Для большинства исследованных нами кристаллов $GaAs$:$(Yb+O)$ характерно присутствие в спектрах РЗ излучения групп линий, обозначенных нами как X, Y и Z. При этом в спектрах обычно доминировали линии излучения либо X-центров в области 988 – 992 *нм*, либо Y-центров в области 1004 – 1008 *нм*. Интенсивность излучения Z-центров в области 993 – 998 *нм* существенно уступала интенсивностям как X-центров, так и Y-центров [3]. В отличие от этого в $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$:$(Yb+O)$ наиболее интенсивное излучение ионов Yb^{3+} наблюдалось в области 992 – 998 *нм* даже при сравнительно низких концентрациях Yb (несколько единиц 10^{17} $см^{-3}$). С ростом концентрации иттербия и кислорода относительная интенсивность этой полосы по сравнению с остальной частью спектра еще более возрастала. Максимальная интенсивность РЗ излучения была получена на образцах, имплантированных совместно иттербием и кислородом до концентраций $\sim 10^{19}$ $см^{-3}$ и прошедших ФСО при температуре $780°C$. Интенсивность РЗ излучения этих образцов была примерно на порядок выше, чем у образца, спектр которого приведен на рис. 3.3. При этом все больше проявлялась тенденция перехода от линейчатого спектра к полосовому, подобно тому, что наблюдалась в GaP [7]. Отметим

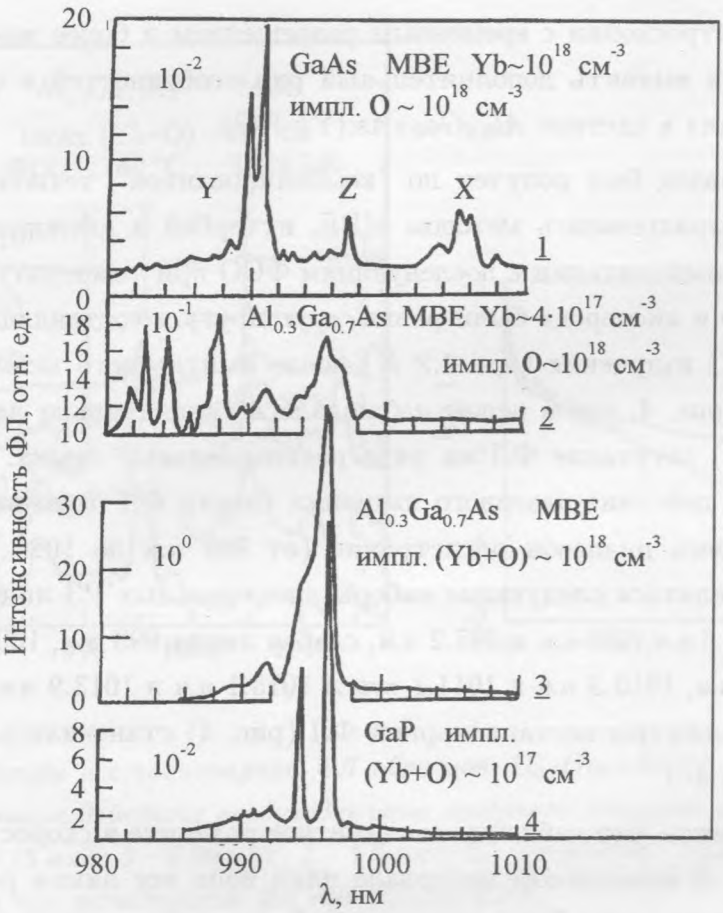


Рис. 3. *Спектры стационарной ФЛ образцов: 1 – $GaAs(Yb+O)$, ФСО при 740°C; 2 – $Al_{0.3}Ga_{0.7}As(Yb+O)$, ФСО при 740°C; 3 – $Al_{0.3}Ga_{0.7}As(Yb+O)$, ФСО при 760°C; 4 – $GaP(Yb+O)$, ФСО при 850°C. Температура образцов при регистрации ФЛ составляла 77 K.*

также, что в диапазоне концентраций иттербия и кислорода от 10^{17} $см^{-3}$ до 10^{19} $см^{-3}$ в спектрах стационарной ФЛ $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ полоса Y-центров ($988-992$ $нм$) еще заметна, тогда как излучение X-центров ($1004-1008$ $нм$) вовсе отсутствует.

С учетом того, что пленки $GaAs$ и $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ были выращены на одной и той же установке с использованием одних и тех же эффузионных ячеек, разная номенклатура РЗ центров в двух близких кристаллических матрицах представляется достаточно странной. Дополнительно проведенные методом SIMS измерения примесного состава пленок $GaAs$ и $Al_{0.3}Ga_{0.7}As$ показали, что наборы основных фоновых примесей были достаточно близки друг другу. Ими оказались, прежде всего, углерод, азот, кремний,

селен и сера.

Использование спектроскопии с временным разрешением и более высоких уровней возбуждения позволили выявить дополнительный ряд особенностей в формировании структуры РЗ излучения в системе $Al_{0.3}Ga_{0.7}As{:}(Yb+O)$.

Исследованный образец был получен по "комбинированной" технологии – исходная пленка $AlGaAs$ выращивалась методом MBE, иттербий и кислород вводились в образец путем ионной имплантации с последующим ФСО при температуре $780°C$, при этом концентрации Yb и кислорода были равны друг другу и составляли $\approx 10^{19}$ $см^{-3}$. Эволюция спектров РЗ излучения (при 4.2 K) после импульсного межзонного возбуждения приведена на рис. 4, где в целом наблюдалось сравнительно длительное (десятки *микросекунд*) затухание ФЛ на ряде редкоземельных линий. В начальный момент времени после действия лазерного импульса спектр ФЛ оказывался бесструктурным и покрывал весь диапазон регистрации (от 980 *нм* до 1020 *нм*). Затем в спектре начинали выделяться следующие наборы спектральных РЗ линий: 985.8 *нм* и 986.4 *нм*, 990.4 *нм*, 992.6 *нм*, 995 *нм* и 995.2 *нм*, слабая линия 998 *нм*, 1002.5 *нм*, 1004.7 *нм* и 1006.3 *нм*, 1008 *нм*, 1010.3 *нм* и 1011.1 *нм*, и 1013.1 *нм* и 1013.9 *нм*. При задержке более 50 – 60 *мкс* спектры нестационарной ФЛ (рис. 4) становились похожими на спектры стационарной ФЛ.

Можно констатировать, что наблюдается заметное различие в скоростях затухания различных РЗ линий. В измеренном интервале длин волн все линии разделились на затухающие сравнительно долго "коротковолновые" в спектральном диапазоне от 980 *нм* до 998 *нм* и гаснущие несколько быстрее "длинноволновые" в области от 1002.5 *нм* до 1020 *нм*. Это иллюстрирует рис. 5, где приведены кривые затухания для линии 995 *нм* и линии 1004.7 *нм*. Видно, что скорость затухания ФЛ этих линий уменьшается со временем. В области задержек от 0 до 10 *мкс* затухание имеет сложный характер, не описываемый простой экспоненциальной зависимостью. Значения 22 *мкс* для линии 995 *нм* и 7.8 *мкс* для линии 1004.7 *нм* были определены по наклонам конечных участков кривых затухания 1 и 2 на рис. 5.

Ранее нами был сделан вывод, что в системе $GaAs{:}(Yb+O)$ группы линий РЗ излучения в интервале 988 *нм* – 998 *нм* связаны с ионами Yb^{3+}, ассоциированными с фоновыми примесями – элементами IV группы Периодической системы элементов (прежде всего, с кремнием и углеродом). Люминесценция в спектральном интервале 10040 $Å$ – 10150 $Å$ связана с ассоциациями Yb^{3+} с элементами VI группы (сера и селен [3, 4]). На основании этих данных можно предположить, что доминирующее в спектрах системы

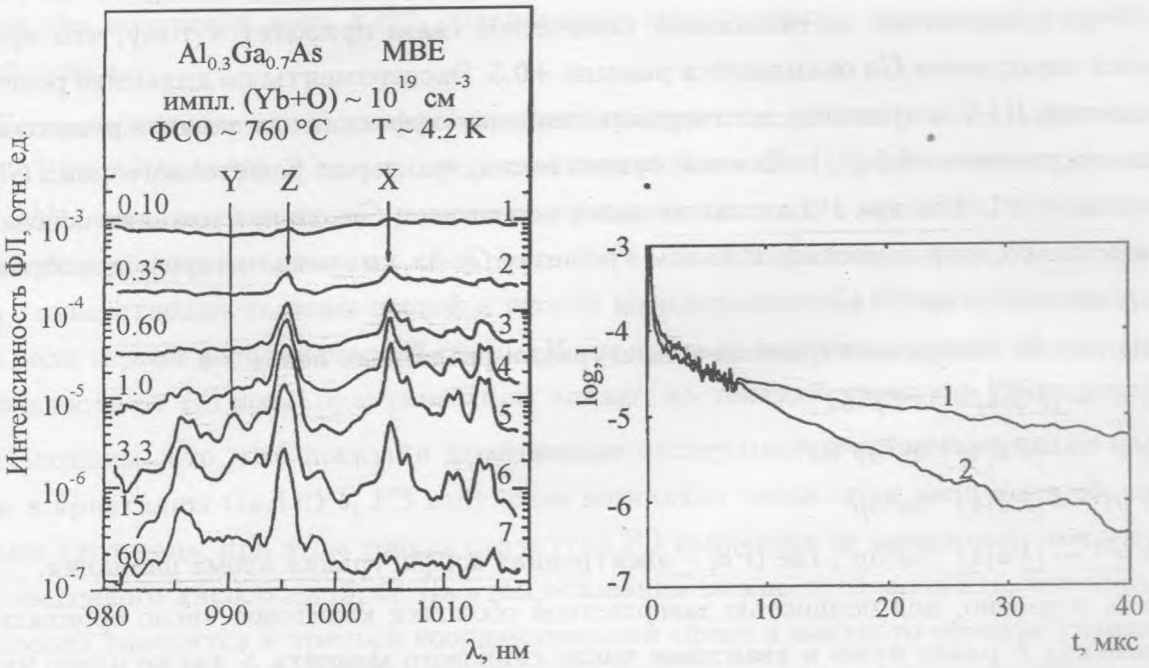


Рис. 4. *Спектры нестационарной ФЛ образцов* $Al_{0.3}Ga_{0.7}As(Yb+O)$. *Регистрация спектров велась после действия возбуждающего лазерного импульса с временами задержки 1 –* 0.1 *мкс; 2 –* 0.15 *мкс; 3 –* 0.60 *мкс; 4 –* 1.0 *мкс; 5 –* 3.3 *мкс; 6 –* 15 *мкс; 7 –* 60 *мкс. Температура образца при регистрации ФЛ составляла* 4.2 *K*.

Рис. 5. *Кривые логарифмов затухания ФЛ образца* $Al_{0.3}Ga_{0.7}As(Yb+O)$ *для линий 1 –* 995 *нм, 2 –* 1004.7 *нм*.

$Al_{0.3}Ga_{0.7}As$:$(Yb+O)$ излучение в области 992 – 998 *нм*, обусловлено сложными ассоциациями ионов Yb^{3+}, прежде всего, с атомами углерода. Взаимодействие с углеродом приводит, с одной стороны, к образованию иона Yb^{3+}, с другой – к соответствующему нефелоксетическому сдвигу спектральных линий. Ионы кислорода, несомненно, входят в состав РЗ центра, но они, скорее всего, определяют не тонкую структуру РЗ центра, а механизмы возбуждения РЗ ионов.

Отсутствие РЗ излучения в системах $GaAs$:Yb и $AlGaAs$:Yb, полученных методом MBE, связано, по-видимому, с тем, что РЗ ионы не обладают зарядовым состоянием "3+" и не обеспечено их возбуждение.

Что касается зарядового состояния, то РЗ элементы, так же как и Ga, расположены

в III группе Периодической системы элементов. Как известно, в приближении ионного характера связей решетки $GaAs$, заряд узельного иона Ga равен $+1$ (у As он равен -1). Учет ковалентной составляющей химической связи приводит к тому, что эффективный заряд ионов Ga оказывается равным $+0.5$. Эксперименты по динамике решетки соединений III-V в принципе подтвердили значения эффективных зарядов решеточных ионов на уровне ~ 0.5 [11]. Для нас существенно, что заряд решеточного иона Ga не превышает $+1$. Так как РЗ атомы изовалентны атомам Ga, то нет никаких оснований полагать, что, если поместить РЗ атом в решетку $GaAs$, то этот атом сразу приобретает зарядовое состояние "3+".

Выпишем теперь электронные конфигурации различных ионов Yb.

$Yb^0 \sim [Pd]4f^{14}5s^25p^66s^2$

$Yb^{1+} \sim [Pd]4f^{14}5s^25p^66s^1$

$Yb^{2+} \sim [Pd]4f^{14}5s^25p^6$

$Yb^{3+} \sim [Pd]4f^{13}5s^25p^6$, где $[Pd]$ – электронная конфигурация атома палладия.

Как известно, для полностью завершенной оболочки квантовое число орбитального момента L равно нулю и квантовое число спинового момента S также равно нулю, поэтому никаких электронных переходов между состояниями полностью завершенной оболочки быть не может [12]. Полностью заполненная $4f$-оболочка содержит 14 электронов. Отсюда очевидно, что ионы Yb^0, Yb^{1+} и Yb^{2+} характеристическим РЗ излучением не обладают, так как в своей электронной структуре они содержат полностью заполненную $4f$-оболочку. Характеристическим РЗ излучением может обладать только ион Yb^{3+} с незавершенной $4f$-оболочкой. Таким образом, отсутствие РЗ излучения в пленках $GaAs$, выращенных и легированных Yb в процессе MBE, представляется вполне естественным.

Образование иона Yb^{3+} происходит, по-видимому, во время отжига. С ростом температуры отжига все большее число фоновых примесей способно принять участие в диффузионных процессах, которые, с учетом того, что слои являются имплантированными, имеют характер радиационно-стимулированной диффузии. Диффундируя по кристаллу, эти примеси вступают в химическое взаимодействие с РЗ ионами, например, Yb^{1+} или Yb^0. В результате этого взаимодействия появляется ион Yb^{3+} во вполне конкретном и определенном ближайшем окружении из примесных и решеточных ионов. При химическом взаимодействии происходит уменьшение геометрических размеров РЗ ионов. Напомним, что радиус ионов Yb^0 и Yb^{1+} оценивается в $0.16 - 0.18$ *нм*, а радиус иона Yb^{3+} – порядка 0.09 *нм* [13, 14]. Столь значительное уменьшение размеров РЗ ионов должно

способствовать более успешному их встраиванию в кристаллическую матрицу. Таким образом, примеси – соактиваторы первой группы оказываются совершенно необходимыми для получения иона Yb^{3+}, обладающего электронными переходами в пределах $4f$-оболочки.

Теперь обсудим вторую возможную причину отсутствия РЗ излучения в кристаллах $GaAs{:}Yb$ и $AlGaAs{:}Yb$. РЗ центр представляет собой сложное образование, включающее ион Yb^{3+}, а также некоторые примесные и решеточные ионы в пределах, по-видимому, первых трех координационных сфер иона Yb^{3+}. За тонкую структуру РЗ излучения несут ответственность ионы первой и второй координационных сфер, при доминирующей роли первой координационой сферы. Ионы третьей координационной сферы, ввиду удаленности от РЗ иона, практически не влияют на тонкую структуру РЗ излучения.

Напомним, что, как показали проведенные эксперименты по имплантации кислорода в кристаллы $GaAs{:}Yb$, РЗ излучение возникало только при наличии в образцах атомов кислорода; при этом тонкая структура РЗ излучения не зависела от концентрации введенного кислорода [3, 4]. На этом основании можно предположить, что примесь кислорода находится в третьей координационной сфере и каким-то образом участвует в возбуждении примесного РЗ иона, практически не влияя на энергетический спектр.

В настоящее время обсуждаются несколько механизмов возбуждения РЗ ионов. В работе [15] было показано, что в кристаллах GaP и InP с концентрацией фоновых примесей $\sim 10^{18}\ см^{-3}$ существенную роль в возбуждении РЗ иона играет межпримесное взаимодействие (аналогично тому, что обычно имеет место в ионных кристаллах). При понижении концентраций фоновых примесей все большее значение приобретает возбуждение РЗ иона посредством взаимодействия этого иона с электронной подсистемой кристалла. Различают два основных способа возбуждения РЗ иона через электронную подсистему полупроводниковой матрицы – ударный и инжекционный. Инжекционный механизм представляет особый интерес, поскольку, по-видимому, именно он обеспечивает эффективный перенос энергии возбуждения от системы неравновесных электронно-дырочных пар (распределенных по кристаллу если не однородно, то, во всяком случае, не коррелированно с центрами РЗ люминесценции) к системе локализованных (и слабо гибридизованных с зонным спектром кристалла) электронных $4f$-состояний РЗ иона. Детали взаимодействия между локализованными и нелокализованными компонентами возбуждения остаются во многом неясными.

Рядом исследователей была предпринята попытка обосновать гипотезу о том, что в механизме передачи энергии от неравновесных электронно-дырочных пар РЗ иону суще-

ственную роль играют процессы типа Оже [16]. Мы полагаем, что ионы кислорода находящиеся, по-видимому, в третьей координационной сфере иона Yb^{3+}, участвуют в инжекционном механизме возбуждения РЗ иона. Акт рекомбинации электронно-дырочной пары происходит на ионе кислорода, а энергия, выделяющаяся при рекомбинации, передается (посредством процессов типа Оже) от периферии РЗ центра, где расположены ионы кислорода, самому РЗ иону.

Таким образом, для получения характеристического РЗ излучения в полупроводниковой матрице, содержащей РЗ элементы, необходимо выполнение, по крайней мере, трех условий.

1. Присутствие (помимо атомов РЗ элемента) примесных атомов, которые при химическом взаимодействии с ионом Yb^{1+} (или Yb^{0}) переводят этот РЗ ион в состояние Yb^{3+}. Роль таких соактиваторов первой координационной сферы могут выполнять металлоиды IV, V, VI и VII групп Периодической системы.

2. Наличие механизма передачи энергии от неравновесных носителей кристаллической матрицы РЗ иону для возбуждения его $4f$-оболочки. В случае $GaAs{:}Yb$ и $AlGaAs{:}Yb$ главную роль играет примесь кислорода, которая несомненно входит в состав РЗ центров и участвует в процессе возбуждения РЗ ионов.

3. Слои полупроводниковой матрицы, содержащие РЗ элементы, должны обладать высоким кристаллическим совершенством для ослабления безызлучательных каналов рекомбинации.

Авторы искренне признательны Г. Н. Галкину и Е. А. Бобровой за длительные и плодотворные дискуссии при обсуждении полученных результатов и за систематическую поддержку, оказанную ими в ходе проведения данной работы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (96–02–18206), программы "Физика твердотельных наноструктур" (97–1046), ИНТАС-РФФИ. (95–0531) и CRDF (N RE1–235).

ЛИТЕРАТУРА

[1] Дравин В. А., Коннов В. М., Ларикова Т. В., Лойко Н. Н. Краткие сообщения по физике ФИАН, N 5 – 6, 18 (1995).

[2] Коннов В. М., Ларикова Т. В., Лойко Н. Н., Ушаков В. В. Краткие соощения по физике ФИАН, N 5 – 6, 50 (1995).

[3] Коннов В. М., Лойко Н. Н., Гиппиус А. А. Краткие сообщения по физике ФИАН, N 9 – 10, 18 (1995).

[4] Коннов В. М., Лойко Н. Н., Ларикова Т. В. Краткие сообщения по физике ФИАН, N 3 – 4, 67 (1996).

[5] Michel J., Benton J. L., Ferrante R. F. et al. J. Appl. Phys., **70**, (2) 2672 (1991).

[6] Коннов В. М., Лойко Н. Н. Краткие сообщения по физике ФИАН, N 9 – 10, 41 (1997).

[7] Коннов В. М., Лойко Н. Н. Краткие сообщения по физике ФИАН, N 9 – 10, 59 (1997).

[8] Коннов В. М., Лойко Н. Н., Черноок С. Г., Бородина О. М. Краткие сообщения по физике ФИАН, N 3, 3 (1999).

[9] Stimmer J., Reittinger A., Abstreiter G., et al. Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **422**, p. 15, eds. S. Coffa, X. Polman, R. Schwarts, Pittsburg (1996).

[10] Benton J., Eaglesman D., Almonte M., et al. Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **301**, p. 169, eds. G. Pomrenke, P. Klein, D. Lander. Pittsburg (1993).

[11] Стоунхэм А. М. Теория дефектов в твердых телах. М., Мир, 1978 г.

[12] Ландау Л. Д., Лифшиц Е. М. Квантовая механика. М., Наука, 1963 г.

[13] Boyn R. Phys. Stat. Sol. (b), **148**, 11 (1988).

[14] Dieke G. H. "Spectra and Energy Levels of Rare Earth Ions in Crystals". N. Y., John Wiley and Son (1968).

[15] Касаткин В. А., Савельев В. П. ФТП, **18**, вып. 9, 1634 (1984).

[16] Taguchi A., Takahei K., and Nakata G. Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **301**, p. 139, eds. G. Pomrenke, P. Klein, D. Lander. Pittsburg (1993).

Поступила в редакцию 12 мая 1999 г.