

Характеризация электролюминесцентных структур на основе арсенида галлия, ионно-легированного иттербием и кислородом

© Д. Палмер*, В.А. Дравин, В.М. Коннов, Е.А. Боброва, Н.Н. Лойко, С.Г. Черноок, А.А. Гиппиус

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

* University of Sussex, Palmer, Brighton BN1 9QJ

(Получена 5 июля 2000 г. Принята к печати 26 июля 2000 г.)

Изготовлены светодиоды на основе кристаллов GaAs, ионно-легированных иттербием и кислородом. Исследованы вольт-амперные и вольт-фарадные характеристики светодиодов, а также спектры глубоких уровней методом емкостной спектроскопии. Получены спектры электролюминесценции, содержащие линейчатое излучение, связанное с оптическими переходами в пределах $4f$ -оболочки иона Yb^{3+} .

1. Введение

Полупроводники, легированные редкоземельными элементами (РЗ), в последнее время интенсивно исследуются в связи с перспективами создания оптоэлектронных устройств, объединяющих характеристики f - f -переходов РЗ иона (узкие, температурно-стабильные линии) с компактностью полупроводниковых приборов. Узкополосные источники света необходимы, в частности для расширения возможностей волоконно-оптических средств связи.

Ранее авторами данной работы было показано, что эффективные центры фотолюминесценции на основе иона Yb^{3+} в объемных ионно-легированных кристаллах GaAs и слоях, легированных иттербием в процессе молекулярно-лучевой эпитаксии, реализуются в виде трехкомпонентных комплексов, включающих атомы Yb, кислорода и некоторых химических элементов, которые являются соактиваторами РЗ люминесценции. Было обнаружено систематическое изменение энергетических характеристик комплексных РЗ центров в зависимости от свойств атомов-соактиваторов и высказано предположение, что соактиваторы не только ответственны за тонкую структуру излучения иона иттербия, но и необходимы для получения нужного зарядового состояния иона Yb, а именно — Yb^{3+} . Атомы кислорода, не влияя на тонкую структуру энергетического спектра РЗ центров, играют, по-видимому, определяющую роль в процессах передачи энергии электронно-дырочных пар центрам РЗ люминесценции [1–3].

К настоящему времени установлены два механизма возбуждения РЗ иона, помещенного в полупроводниковую матрицу, — ударный и инжекционный (при этом, по-видимому, ударное возбуждение более характерно для полупроводников II–VI, а инжекционное — для полупроводников III–V [4,5]). Основная цель данной работы — реализация условий возбуждения электролюминесценции кристаллов GaAs, ионно-легированных совместно иттербием и кислородом, а также сравнение результатов фото- и электролюминесценции этих кристаллов (ФЛ и ЭЛ).

2. Исходные кристаллы и подготовка образцов

В качестве исходного материала были использованы пластины GaAs, выращенного методом жидкофазной эпитаксии. Исходные образцы имели проводимость n -типа с концентрацией носителей заряда 10^{16} , 10^{17} и 10^{18} см^{-3} . Ионная имплантация (вначале примесью Yb, а затем кислородом) проводилась при комнатной температуре. Параметры имплантации приведены в табл. 1.

Под "расчетной концентрацией примеси" мы понимаем концентрацию примеси в максимуме ее распределения по глубине кристалла. Энергия и дозы имплантации ионов Yb и O были выбраны так, чтобы максимумы распределений имплантированных примесей оказались на одинаковой глубине и концентрации в максимумах совпадали.

На рис. 1 показаны расчетные профили концентраций Yb и O при выбранных режимах имплантации. Согласно теоретическим оценкам, при имплантации Yb в кристалл GaAs на один вводимый ион Yb приходится более ста первичных радиационных дефектов. Отметим, что дефекты проникают в кристалл значительно глубже, чем имплантированная примесь [6].

Для уменьшения концентрации радиационных дефектов и активации введенных примесей после имплантации проводился фотостимулированный отжиг образцов при температуре 650°C в течение 5 мин. Затем пластины GaAs разрезались на образцы размером $4 \times 8 \text{ мм}$. На тыльную (не имплантированную) поверхность ка-

Таблица 1.

Ион	Энергия иона, кэВ	Доза, см^{-2}	Расчетная концентрация
Yb	1000	$3 \cdot 10^{12}$	10^{17}
		$3 \cdot 10^{13}$	10^{18}
		$3 \cdot 10^{14}$	10^{19}
		$3 \cdot 10^{12}$	10^{17}
O	120	$3 \cdot 10^{13}$	10^{18}
		$3 \cdot 10^{14}$	10^{19}
		$3 \cdot 10^{14}$	10^{19}

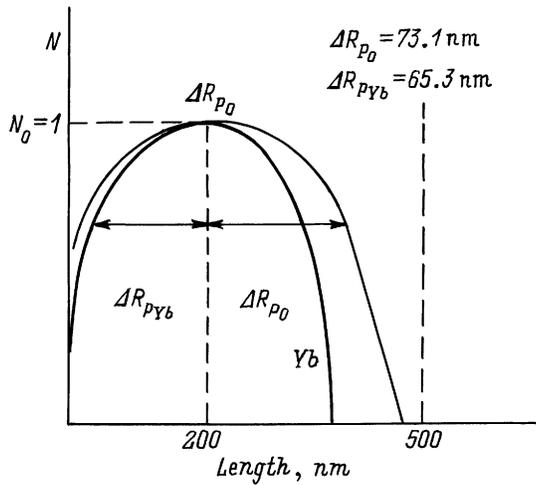


Рис. 1. Расчетные профили распределения концентрации примесей Yb и O в кристалле GaAs.

ждого образца электрохимическим способом осаждался контакт из олова, на рабочую (имплантированную) — методом катодного напыления наносилась полупрозрачная контактная площадка из золота диаметром 1 мм, к которой проводящим клеем прикреплялась золотая проволока диаметром ~ 20 мкм. Каждый образец имел один общий тыльный контакт и два рабочих контакта. Изготовленные полупроводниковые структуры помещались в стандартный транзисторный корпус, что обеспечивало сохранность образцов и удобство работы с ними.

Для контроля за различными этапами подготовки образцов были изготовлены аналогичные структуры из исходных кристаллов, прошедших только часть технологических операций. Например, для этих целей были использованы кристаллы GaAs, имплантированные только Yb, без введения кислорода. Для получения дополнительных данных о процессах дефекто- и комплексобразования, характерных для используемых кристаллов, несколько исходных пластин были облучены протонами с энергией ~ 1 МэВ и разрезаны на стандартные образцы. Часть этих образцов была отожжена при температурах в интервале $400\text{--}650^\circ\text{C}$. Затем из этих кристаллов были изготовлены контрольные структуры.

3. Результаты и обсуждение

3.1. Электрические измерения

Измерения вольт-амперных характеристик (ВАХ) показали, что структуры, изготовленные из кристаллов GaAs, ионно-легированных Yb и O до концентраций порядка 10^{17} см^{-3} и 10^{18} см^{-3} , обладают выпрямляющими свойствами (при 77 К существенно лучшими, чем при 300 К). Так, при смещении в прямом направлении 2–4 В (“плюс” на верхнем Au-электроде) величины токов при 77 К составляли от 50 до 200 мА. При обратном смещении до -10 В ток не превышал 10 мкА. Структуры,

изготовленные из кристаллов GaAs, ионно-легированных Yb и O до концентрации 10^{19} см^{-3} , обладают более сложными ВАХ, что указывает на наличие в структурах либо достаточно высокоомного слоя, либо системы из нескольких $p\text{--}n$ -переходов. Так, для достижения прямого тока ~ 100 мА в этих структурах требовалось смещение $\sim 6\text{--}12$ В, а не 2–4 В, как при меньшей степени легирования. Измерения электрических параметров структур, изготовленных из нелегированных кристаллов GaAs, облученных протонами и отожженных при $400\text{--}600^\circ\text{C}$, показали, что основная масса радиационных дефектов отжигается при температуре $\sim 450\text{--}500^\circ\text{C}$.

Исследования, проведенные методом емкостной спектроскопии глубоких уровней (DLTS), позволили выявить ряд ловушечных уровней как в исходных, так и в имплантированных образцах. В спектрах DLTS наблюдаются пики отрицательной и положительной полярности, что указывает на инжекцию и захват как электронов, так и дырок. В исходных образцах обнаружено не менее 4 дырочных ($H2, H4, H5, H6$) и 4 электронных ($E3, E4, E5, E7$) ловушек. В имплантированных образцах наблюдаются дополнительные ловушки $E1, E2$ и $H1, H3$ (нумерация пиков в порядке возрастания соответствует возрастанию температуры, при которой они регистрировались, в интервале температур от 80 до 380 К). Пики, связанные с ловушками $E2$ и $H3$, имеют наибольшую величину. Разрешение пиков затруднено из-за их близкого взаимного расположения. Подбором режимов измерений (напряжения смещения на структуре и напряжения инжектирующего импульса) в ряде случаев удалось добиться преобладания в спектрах DLTS одной из двух близких ловушек и определить ее энергию активации E и сечение захвата (σ) (табл. 2).

Ловушки в области имплантации наблюдаются с применением инжектирующего импульса при токах до 20 мА, когда уже регистрируется электролюминесценция P3 ионов. Ловушка $E4$ в исходных образцах имеет параметры, близкие к известному центру $EL3$, который связывают с кислородным комплексом [7,8]; ловушка $E7$ по температурному положению близка к центру $EL2$. Здесь и далее используется классификация ловушек, принятая в [9,10].

Плохо разрешаемые пики $H5$ и $H6$, наблюдаемые при высокой температуре, могут соответствовать центрам $HL2$ и $HL16$ с энергиями активации 0.73 и 0.79 эВ соответственно. После имплантации концентрация центров существенно возрастает и становится соизмеримой с уровнем легирования полупроводника. Ловушки $H1, H2, H3$ близки по температурному положению к центрам $HL11, HL5$ и $HL4$, энергии активации которых

Таблица 2.

	$E1$	$E2$	$E4$	$H2$	$H3$
$E, \text{эВ}$	0.16	0.54	0.58	0.5	0.57
$\sigma, \text{см}^{-2}$	3×10^{-16}		1.7×10^{-13}	6×10^{-14}	

находятся в пределах от 0.35 до 0.42 эВ. Ловушка $E4(EL3)$ в спектрах DLTS имплантированных образцов отсутствует, что может быть связано с перемещением атомов кислорода в область имплантации в результате геттерирования и изменением конфигурации кислородного центра, а также с изменением положения уровня Ферми в приповерхностных слоях.

Таким образом, данные, полученные из электрофизических измерений, указывают на образование в результате имплантации и последующего отжига либо слоя с проводимостью, близкой к собственной (i -слой), либо слоя с дырочной проводимостью (p -слой), а также глубоких центров несколько типов, которые могут участвовать в рекомбинационных процессах и передаче энергии РЗ центру. Электрические измерения показывают, что для ионно-легированных образцов температуру фотостимулированного отжига 650°C можно считать приемлемой только для образцов с концентрациями введенных примесей 10^{17} и 10^{18} см^{-3} , но явно недостаточной для образцов с концентрациями порядка 10^{19} см^{-3} .

3.2. Фотоэлектрические измерения

Измерения фототока короткого замыкания (I_k) и контактной разности потенциалов (U_k) проводились при 77 К и освещении светом в спектральном интервале 0.4–1.0 мкм с мощностью до 3 Вт в пятне диаметром 3 мм. На рабочей и контрольной структурах зависимость I_k от мощности света оказалась линейной. Контактная разность потенциалов зависела от мощности сублинейно с выходом на насыщение ($U_k = +1.02$ В) примерно при 200 мВт для рабочей структуры. Для контрольных структур U_k не превышало 0.6 В. Укажем, что по данным, приведенным в монографии [11], высота барьера Au–GaAs в случае кристаллов n -типа составляет ~ 0.9 В, а для p -типа ~ 0.5 В.

По-видимому, в структуре металлический контакт (в нашем случае Au) — исходный кристалл GaAs реализуется барьер Шоттки. В ходе проведения отжига рекристаллизация разрушенного имплантацией слоя идет в направлении от незатронутых радиационными дефектами слоев в глубине кристалла к внешней границе структуры. Из фотоэлектрических измерений следует, что слой, содержащий РЗ примесь, обладает проводимостью, по крайней мере близкой к собственной. Таким образом, в объеме структуры на глубине от 200 до 500 нм образуется вытянутый переход типа $n-n^+$ или $i-n$. Уровень Ферми в этой части структуры расположен вблизи середины запрещенной зоны. При генерации электронно-дырочных пар электроны свободно уходят из поверхностных слоев в объем структуры, а для дырок существует барьер. Таким образом, следует ожидать при измерении U_k и I_k знак "плюс" на верхнем электроде структуры, что и наблюдается в эксперименте.

3.3. Измерения электролюминесценции

Регистрация спектров электролюминесценции проводилась при подаче прямого смещения на полупроводниковые структуры при температуре 77 К. Отметим, что РЗ излучение, связанное с внутрицентровыми переходами на ионах Yb^{3+} , было зарегистрировано только у образцов, ионно-легированных Yb и O. В структурах, которые были изготовлены из кристаллов, легированных только одной примесью Yb, РЗ излучение в спектрах ЭЛ не наблюдалось.

На рис. 2 приведены спектры ЭЛ контрольного диода (H2A) и двух исследуемых структур (H13A, H14A). Выделим в спектрах группы наиболее типичных полос, которые указаны на рис. 2 и 3.

1. Краевая полоса D с максимумом при 822–826 нм, связанная как с переходами зона–зона (E_c-E_v), так и с мелкими донорами, скорее всего Se_{As} и Si_{Ga} . Краевая полоса A с максимумом при 837–839 нм, связанная с мелкими акцепторами, в нашем случае — Si_{As} .

2. Сложная полоса C , простирающаяся от 870 до 980 нм. На фоне этой полосы видна еще одна полоса E с максимумом при 912–920 нм, связанная с примесно-дефектными ассоциациями на основе атомов меди типа $\text{Cu}_{\text{Ga}}-V_{\text{As}}-\text{ФП}$, где ФП — фоновая примесь, V_{As} — вакансия мышьяка.

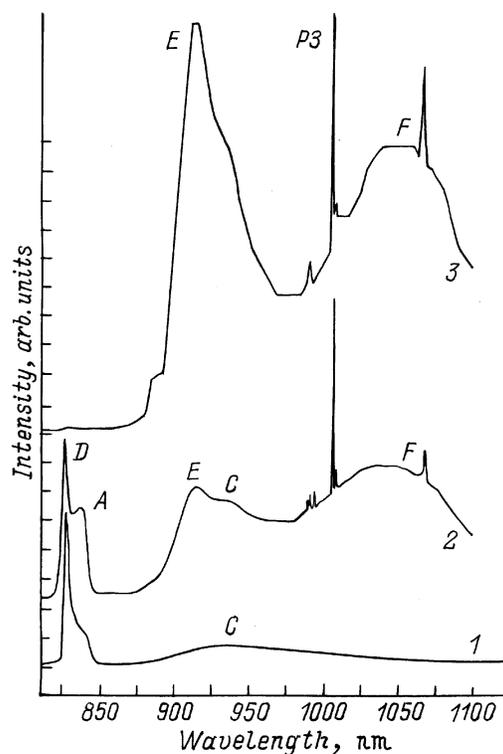


Рис. 2. Спектры электролюминесценции образцов при токе инжекции 100 мА: 1 — контрольный образец; ионно-легированные образцы: 2 — H13A, 3 — H14A. Напряжение смещения на образцах, В: 1 — 2.9, 2 — 3.8, 3 — 3.2. 77 К.

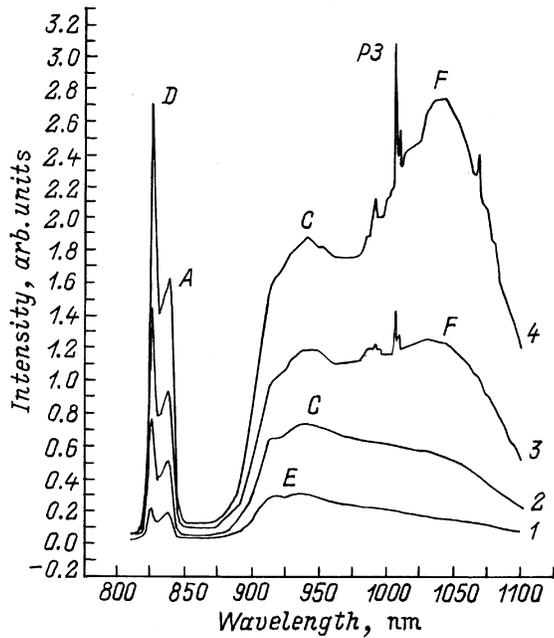


Рис. 3. Спектры электролюминесценции образца *H13A* при различных токах инжекции и напряжениях смещения: 1 — 10 мА, 2,85 В; 2 — 15 мА, 3,1 В; 3 — 20 мА, 3,25 В; 4 — 30 мА, 3,4 В. 77 К.

3. Сложная полоса *F*, лежащая между 989 и 1200 нм с основным максимумом при 1000–1060 нм. Помимо основного максимума достаточно часто были видны и дополнительные, например при ~ 1080 нм. Природа этой полосы в кристаллах GaAs не установлена. Считается, что за излучение в этой спектральной области ответственны примесно-дефектные комплексы на основе ряда фоновых примесей. Так, длинноволновая часть этой полосы скорее всего обусловлена излучением комплексов, в состав которых входят атомы кислорода.

Как видно на рис. 2, в спектрах рабочих структур помимо люминесценции, характерной для контрольного диода, присутствует РЗ излучение. Коротковолновой границей излучения сложных центров на основе ионов Yb^{3+} является 980 нм. Область 980–1250 нм связана с "чисто электронными" переходами в пределах $4f$ -оболочки иона Yb^{3+} , а область спектра длиннее 1250 нм с вибранными переходами [12].

Систематическое сравнение спектров фото- и электролюминесценции (ФЛ и ЭЛ) одних и тех же кристаллов GaAs:(Yb + O) показало, что эти спектры на качественном уровне достаточно близки друг к другу, особенно в спектральной области длиннее 850 нм, т.е. включая область РЗ излучения. Количественные различия в интенсивностях краевых полос *D* и *A* в спектрах ФЛ и ЭЛ были весьма существенны. В спектрах ФЛ краевое излучение можно уверенно наблюдать только у образцов с концентрацией имплантированных примесей $\sim 10^{17} \text{ см}^{-3}$. В образцах с концентрацией имплантированных примесей $\sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$ краевое излучение

(полосы *D* или *A*) в спектрах ФЛ наблюдается уже эпизодически, а у образцов, имплантированных (Yb + O) до концентраций $\sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$, оно практически отсутствует. Гашение краевого излучения в спектрах ФЛ с ростом концентраций Yb и O связано с накоплением в приповерхностных слоях структуры постимплантационных дефектов и недостаточно эффективным отжигом. В спектрах ЭЛ с ростом концентрации введенных примесей интенсивность краевых полос *D* и *A* также уменьшается, но это уменьшение было не столь радикальным, как в спектрах ФЛ.

На рис. 4 приведен спектр ЭЛ в области РЗ излучения рабочей структуры при токе инжекции ~ 200 мА. Наиболее интенсивной линией в спектре была линия 1006 нм и ее фонное повторение 1067.2 нм. Достаточно отчетливо видны линия 1008 нм и группа линий в районе 990–991 нм. Как было установлено ранее, линии 1006 и 1008 нм связаны с комплексами типа $\text{Yb}^{3+}\text{-Se-O}$, а излучение в области 990–991 нм — с ассоциациями типа $\text{Yb}^{3+}\text{-Si-O}$ [5,12].

На рис. 3 показаны спектры ЭЛ рабочей структуры при различных токах инжекции. При токах 1–3 мА появляется полоса *C*, при токе ~ 5 мА в спектрах ЭЛ наиболее заметными становятся полосы *D* и *A*. РЗ излучение наблюдается начиная с токов инжекции 18–20 мА на фоне полосы *F*. Интенсивности линий 1006 и 1067.2 нм, а также основных полос в спектрах ЭЛ рабочей структуры зависят от тока инжекции сублинейно. РЗ излучение иона Yb^{3+} резко выделяется своим линейчатым характером, ширина на полувысоте линии 1006 нм составляет менее 0.1 нм при 77 К.

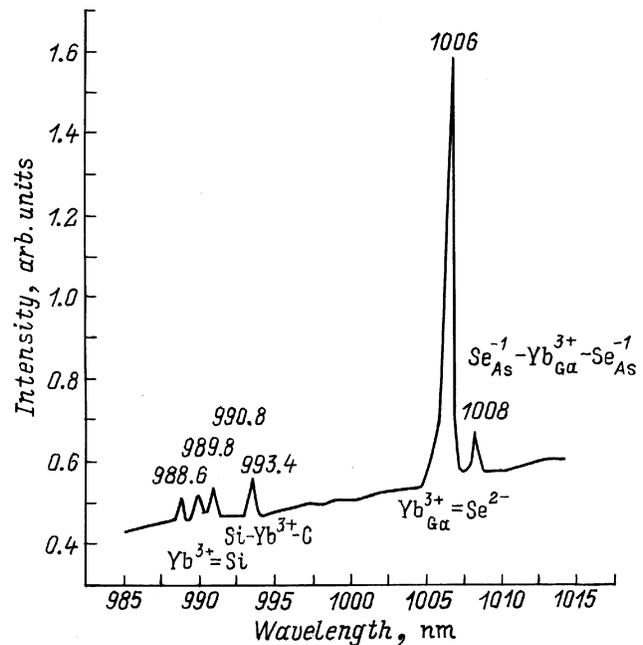


Рис. 4. Тонкая структура спектра электролюминесценции в области РЗ излучения. Образец *H13A*, ток инжекции — 200 мА, напряжение смещения — 4,4 В.

Для исследуемого диода, как видно из рис. 3, при низких уровнях инжекции (5–8 мА) интенсивности донорной (D) и акцепторной (A) полос в ЭЛ были примерно одинаковы. При больших токах интенсивность донорной полосы была в 1.5–2 раза выше, чем акцепторной. Примерно такое же соотношение интенсивностей краевых полос наблюдалось и в спектрах ЭЛ контрольного диода. Однако у большинства диодов с концентрацией примеси Yb и $O \sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$, в отличие от структуры, спектры которой приведены на рис. 3, не происходило восстановления "нормального" соотношения интенсивностей донорной и акцепторной полос с ростом тока даже при максимальной инжекции (рис. 2, кривая 3). У диодов GaAs с концентрацией примесей Yb и $O \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$ при всех уровнях инжекции полоса D в спектрах ЭЛ отсутствовала и была заметна только полоса A 837–839 нм.

3.4. Взаимодействие примесей и дефектов в ионно-легированных слоях GaAs

Ранее [13] нами были определены условия, необходимые для получения РЗ излучения в спектрах фотолюминесценции кристаллов GaAs:Yb. Эти условия предполагают, что кроме атомов Yb и O в кристалле должны находиться атомы химических элементов, взаимодействие которых с атомами Yb приводит к образованию иона Yb^{3+} . По-видимому, те же условия необходимы для получения РЗ излучения в спектрах ЭЛ. Исходные кристаллы GaAs были легированы селеном, поэтому эта примесь в основном определяет тонкую структуру РЗ части спектра ЭЛ (рис. 4). Кроме того, в спектрах отражено присутствие в исходных образцах GaAs кремния в качестве доминирующей фоновой примеси (область 988–994 нм). Рост концентрации введенных примесей Yb и O приводил к заметному уменьшению интенсивности краевых полос. Однако интенсивность акцепторной полосы оказалась менее чувствительной к увеличению концентрации Yb по сравнению с донорной полосой. Это указывает на специфический характер взаимодействия РЗ ионов с мелкими донорами в кристаллах GaAs.

Как было установлено ранее, при температуре отжига $\sim 640^\circ\text{C}$ в кристаллах GaAs наблюдается диффузия атомов кремния, углерода, серы и селена [5,12]. Поэтому можно предположить, что изменение интенсивности донорной полосы в спектрах ЭЛ кристаллов GaAs: ($Yb + O$) связано как с ростом концентрации введенных примесей и высокой концентрацией радиационных дефектов, так и с геттерирующими свойствами РЗ атомов. Атом Se при температуре $\sim 650^\circ\text{C}$ способен диффундировать по кристаллу и взаимодействовать с Yb , в результате этого взаимодействия образуется комплекс $Yb-Se$. С одной стороны, это создает необходимую предпосылку для возникновения РЗ излучения в кристалле GaAs, а с другой стороны, образование такого комплекса приводит к тому, что связанная с ионом Yb примесь селена перестает быть мелким донором. Таким образом, геттерирующее действие атомов Yb проявляется как в

росте интенсивности РЗ излучения, так и в уменьшении интенсивности донорной полосы в спектрах ЭЛ.

При концентрациях $Yb \sim 10^{18} \text{ см}^{-3}$ в слое GaAs толщиной порядка 200 нм в результате отжига вполне возможно заметное уменьшение концентрации мелких доноров. Область полупроводника, изначально обладавшая n -типом проводимости, после имплантации и отжига может обладать либо проводимостью, близкой к собственной (i), либо даже дырочной (p) проводимостью. Если концентрация имплантированного Yb превышает 10^{18} см^{-3} , то из области, примыкающей к слою, содержащему РЗ элемент, возможен отток атомов Se в этот слой. Это может привести к образованию $p-n$ -перехода за счет диффузии атомов Se из нарушенного имплантацией слоя в слой, легированный Yb . Важно, что введение РЗ элемента и проведение отжига способствует образованию либо $p-n$ -, либо вида $n-n^+$ -перехода, который и был использован для получения ЭЛ.

4. Заключение

В данной работе впервые реализовано возбуждение $f-f$ -оптических переходов в комплексах на основе Yb^{3+} в GaAs в режиме электролюминесценции в структуре, содержащей инжектирующий переход. Показано, что взаимодействие имплантированных атомов Yb с фоновыми донорными примесями (Se) обуславливает как формирование редкоземельных комплексов, так и образование i - или p -слоя, обеспечивающего условия инжекции в использованных структурах.

Приведенные данные подтверждают возможность создания оптоэлектронных устройств на основе GaAs:Yb.

Авторы выражают признательность М.В. Якимову за помощь в работе. Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (№ 00-02-17521) и МНТП (№ 97-1046), INTAS-РФФИ (№ 95053).

Список литературы

- [1] V.M. Konnov, T.V. Larikova, N.N. Loyko, V.A. Dravin, V.V. Ushakov, A.A. Gippius. *Materials Research Society Symp. Proc.* (Pittsburgh, USA, 1996) v. 422, p. 58.
- [2] В.А. Дравин, В.М. Коннов, Т.В. Ларикова, Н.Н. Лойко. Кр. сообщ. по физике ФИАН, **5–6**, 18 (1995).
- [3] В.М. Коннов, Т.В. Ларикова, Н.Н. Лойко, В.В. Ушаков. Кр. сообщ. по физике ФИАН, **5–6**, 50 (1995).
- [4] R. Boyn. *Phys. St. Sol. (b)*, **148** (1), 11 (1988).
- [5] В.Ф. Мастеров, Л.Ф. Захаренков. *ФТП*, **24** (4), 610 (1990).
- [6] О.М. Бородина, В.А. Дравин, И.П. Казаков, В.М. Коннов, Т.В. Ларикова, Н.Н. Лойко, В.И. Цехош, С.Г. Черноок. Кр. сообщ. по физике ФИАН, **9–10**, 41 (1996).
- [7] U. Kaufmann, E. Klausman, J. Schneider, H.Ch. Alt. *Phys. Rev. B*, **43** (14), 12 106 (1991).
- [8] H.Ch. Alt. *Appl. Phys. Lett.*, **54**, 1445 (1989).
- [9] G.M. Martin, M. Mittoneau, A. Mircea. *Electron. Lett.*, **13**, 191 (1977).

- [10] A. Mittonneau, G.M. Martin, A. Mircea. *Electron. Lett.*, **13**, 667 (1997).
- [11] С.М. Зи. *Физика полупроводниковых приборов* (М., Энергия, 1973) гл. 5, с. 304.
- [12] В.М. Коннов, Н.Н. Лойко, А.А. Гиппиус. Кр. сообщ. по физике ФИАН, **9–10**, 18 (1995).
- [13] В.М. Коннов, Н.Н. Лойко, А.М. Гилинский, К.С. Журавлев, И.П. Казаков, О.М. Бородин, М.Ю. Часовских. Кр. сообщ. по физике ФИАН, **8**, 17 (1999).

Редактор В.В. Чалдышев

Characterization of gallium arsenide electroluminescent structures ion doped with ytterbium and oxygen

D. Palmer*, V.A. Dravin, V.M. Konnov, E.A. Bobrova, N.N. Loiko, S.G. Chernook, A.A. Gippius

P.N. Lebedev Physical Institute,
Russian Academy of Sciences,
117924 Moscow, Russia

* University of Sussex,
Palmer, Brighton BN1 9QJ

Abstract The light-emitting diodes based on GaAs crystals ion-doped with ytterbium and oxygen have been made. Investigations of current-voltage and capacitance-voltage characteristics as well as a deep level transient spectroscopy study on light-emitting diodes were carried out. The electroluminescence spectra with sharp emission related to optical transitions intra $4f$ shell of the Yb^{3+} ion are obtained.