

Транспортные параметры и оптические свойства селективно-легированных гетеровалентных структур Ga(Al)As/Zn(Mn)Se с двумерным дырочным каналом

© Е.А. Европейцев[¶], Г.В. Климко, Т.А. Комиссарова, И.В. Седова, С.В. Сорокин, С.В. Гронин, Д.Ю. Казанцев, Б.Я. Бер, С.В. Иванов, А.А. Торопов

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

(Получена 28 мая 2013 г. Принята к печати 4 июня 2013 г.)

Сообщается о получении методом молекулярно-пучковой эпитаксии гетероструктур $A^{III}B^V/A^{II}B^{VI} : Mn$ с высокой концентрацией дырок в двумерном канале $AlGaAs : Be/GaAs/AlGaAs$, расположенном в непосредственной близости от гетеровалентного интерфейса $AlGaAs/Zn(Mn)Se$. Несмотря на снижение концентрации дырок в GaAs-канале при уменьшении расстояния между каналом и гетеровалентным интерфейсом, концентрация дырок достигает $1.5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ при температуре 300 К даже при минимальном расстоянии 1.2 нм. С помощью глубокого профилирования методом динамической масс-спектрографии вторичных ионов подтверждена обратная диффузия Mn из $ZnMnSe$ в $A^{III}B^V$ часть. Сочетание высокой концентрации дырок и наличия магнитных ионов марганца в GaAs-канале проводимости определяет интерес к разработанным структурам как возможным объектам исследования эффектов магнитного упорядочения в гетерогенных полупроводниковых системах.

1. Введение

В последние годы существенные усилия в мире предпринимаются для поиска ферромагнитных полупроводников с повышенной температурой Кюри (T_C). Наибольшие значения T_C на сегодняшний день получены в тонких слоях разбавленного магнитного полупроводника (РМП) GaMnAs и составляют 180 К (35 нм GaMnAs, 11% Mn) [1] и 185 К (25 нм GaMnAs, 12% Mn) [2]. Ферромагнитные свойства РМП описываются теорией Диетла [3], в рамках которой ключевыми параметрами, определяющими T_C в GaMnAs, являются концентрация ионов Mn в подрешетке галлия и концентрация дырок. Достижение высоких значений T_C (~ 300 К) в GaMnAs осложняется низкой растворимостью марганца при оптимальных температурах роста GaAs (500–600°C), тогда как снижение температуры роста до 250–300°C приводит к появлению электрически активных дефектов донорного типа, что является причиной уменьшения концентрации дырок. Как правило, T_C достигает относительно больших значений в тонких слоях GaMnAs (~ 10 нм), а не в объемных образцах [4,5]. Следует также отметить возможность улучшения ферромагнитных свойств путем увеличения концентрации дырок в GaMnAs с помощью селективного легирования акцепторной примесью [6,7].

В этой работе мы исследуем возможность получения РМП GaMnAs в результате диффузии Mn в дырочный канал проводимости GaAs из близлежащего слоя MnSe. На данном этапе исследований основное внимание сфокусировано на достижении предельно высокой концентрации дырок в селективно-легированной

квантовой яме (КЯ) $AlGaAs : Be/GaAs/AlGaAs$, расположенной вблизи гетеровалентного интерфейса $A^{III}B^V/A^{II}B^{VI} : Mn$, где ожидается значительная концентрация ионов Mn. В качестве источника диффундирующего Mn был выбран псевдоморфный тонкий слой MnSe, что обусловлено наличием ранее отработанной воспроизводимой технологии роста псевдоморфных гетеровалентных гетероструктур $(Al)GaAs/Zn(Mn)Se$ [8,9]. Основным преимуществом предложенного подхода является использование высокотемпературного роста $A^{III}B^V$ части, при котором достигается существенно более высокое структурное качество GaAs по сравнению с традиционным низкотемпературным ростом GaMnAs. С другой стороны, формирование эффективного дырочного GaAs-канала проводимости вблизи слоя MnSe осложняется наличием заряженных донорных и акцепторных связей и генерацией точечных дефектов вблизи гетеровалентного интерфейса $A^{III}B^V/A^{II}B^{VI}$.

В результате исследований зависимости транспортных параметров (концентрации и подвижности дырок) структур селективно-легированных квантовых ям $AlGaAs : Be/GaAs/AlGaAs$ без $A^{II}B^{VI}$ части от конструкции образцов и условий роста были определены оптимальные условия для достижения наибольшей концентрации дырок в двумерном канале. На основе оптимизированных изовалентных структур была выращена серия гетеровалентных ($A^{III}B^V/A^{II}B^{VI}$) гетероструктур, в которых квантовая яма была расположена на разных расстояниях от гетеровалентного интерфейса $AlGaAs/(Zn)MnSe$. Влияние гетеровалентного интерфейса на свойства квантовой ямы GaAs/AlGaAs исследовалось с помощью электрофизических измерений, а также методами динамической масс-спектрометрии вторичных ионов (Д-ВИМС) и спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ).

[¶] E-mail: evropcitsev@beam.ioffe.ru

2. Образцы и методы измерений

Структуры были выращены методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) с использованием двухкамерной установки STE3526 (Semiteq, Россия) на полуизолирующих подложках GaAs(001) с эпитаксиальным буферным слоем GaAs толщиной 200 нм. Изготавливались и исследовались два типа образцов. В образцах типа А применялось δ -легирование Ве в нижнем барьере квантовой ямы GaAs/AlGaAs, тогда как в образцах типа В δ -легирование заменялось объемным легированием в области AlGaAs толщиной 10 нм. Для каждого типа гетеровалентных структур были изготовлены соответствующие реперные структуры без части A^{II}B^{VI}.

Структуры типа А содержат квантовую яму GaAs(5 нм)/Al_xGa_{1-x}As с содержанием Al x в диапазоне 0.3–0.4. Нижний барьер квантовой ямы включает 300 нм AlGaAs, δ -слой Ве и промежуточный нелегированный слой AlGaAs толщиной $L = 4.2$ нм, сформированный в виде сверхрешетки (СР) из чередующихся 3 монослоев (МС) GaAs и 2 МС AlAs. Верхним барьером КЯ является слой AlGaAs с варьируемой в разных образцах толщиной $d = 0–4.8$ нм. Далее следуют 1 МС GaAs и часть A^{II}B^{VI}: 1 МС ZnSe, 2.5 МС MnSe и 70 нм ZnSe.

В структурах типа В более узкая КЯ GaAs(3 нм)/Al_{0.6}Ga_{0.4}As отделена от легирующего слоя Al_{0.6}Ga_{0.4}As : Ве (10 нм) промежуточным слоем AlGaAs с увеличенной толщиной $L = 8$ нм, сформированным в виде СР из чередующихся 3 МС AlAs и 2 МС GaAs. Верхним барьером КЯ являются 2 МС AlAs и слой Al_{0.6}Ga_{0.4}As с варьируемой толщиной $d = (0, 3, 30)$ нм, затем следуют 2 МС GaAs и часть A^{II}B^{VI}: 5 МС MnSe и 30 либо 70 нм ZnSe. Реперные структуры повторяют конструкцию A^{III}B^V части соответствующих гетеровалентных образцов. Толщина верхнего барьера AlGaAs в них составляет 30 (тип А) либо 50 нм (тип В).

Концентрация и подвижность носителей заряда в структурах рассчитывались исходя из значений коэффициента Холла и удельного сопротивления, измеренных при 77 и 300 К в геометрии ван дер Пау в магнитном поле 0.1 Тл. ФЛ в образцах возбуждалась непрерывным лазерным излучением с длиной волны 404 нм при температуре 77 К. Детектирование спектров производилось с помощью решеточного монохроматора и охлаждаемой CCD камеры.

3. Результаты измерений и обсуждение

Толщина барьерного слоя, разделяющего область легирования и квантовую яму (L), а также уровень легирования бериллием выбирались исходя из намерения получить максимальную концентрацию дырок в двумерном канале. При использовании δ -легирования в реперных структурах типа А максимальная концентрация

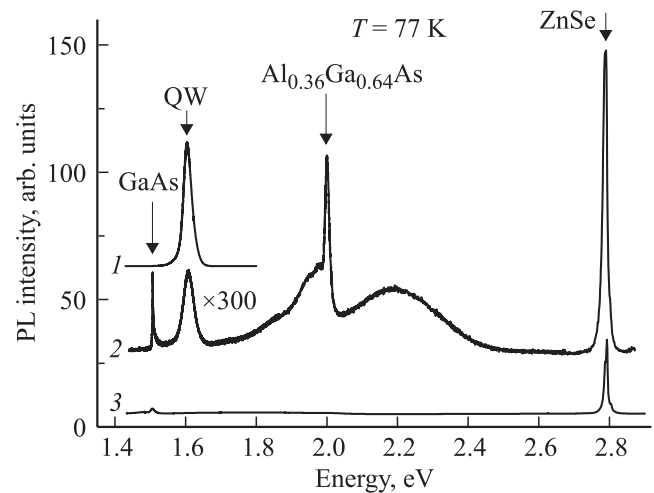


Рис. 1. Спектры ФЛ реперной структуры типа А (с меньшим уровнем легирования) (1), гетеровалентной структуры типа А (2) и гетеровалентной структуры типа В (с большим уровнем легирования) (3).

дырок в квантовой яме составляла $p = (1–3) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ (300 К). Дальнейшее повышение уровня δ -легирования приводило к появлению n -типа проводимости структур, что, по-видимому, связано с формированием при высокой концентрации Ве дефектных комплексов донорного типа. Применение объемного легирования Ве в реперной структуре типа В позволило увеличить максимальную концентрацию дырок в КЯ до значений $p = (1–1.5) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ (300 К), что соответствовало уровню объемного легирования 10 нм слоя AlGaAs до $[N_{\text{Ве}}] = 2 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ в случае полной ионизации акцепторов. Это значение было подтверждено измерениями концентрации дырок при 300 К в слое GaAs, легированном Ве при той же температуре источника Ве. Однако концентрация дырок, измеряемая в толстом реперном слое Al_{0.6}Ga_{0.4}As : Ве, составила всего $6.6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, что отражает сильное заглупление акцепторного уровня Ве с увеличением x [10]. Различие более чем на порядок между концентрациями дырок в реперном слое Al_{0.6}Ga_{0.4}As : Ве и в структуре с КЯ подтверждает, что в результате измерения эффекта Холла определяется концентрация и подвижность дырок, ограниченных в КЯ, поскольку относительно низкая проводимость легированного барьера КЯ не может давать заметного вклада в проводимость всей структуры. Подвижность дырок в КЯ AlGaAs/GaAs варьировалась при 300 К в диапазоне $(20–100) \text{ см}^2/\text{В} \cdot \text{с}$.

На рис. 1 приведены спектры ФЛ, измеренные в реперных и гетеровалентных образцах. Увеличение уровня легирования и уменьшение толщины L разделяющего слоя приводит к снижению интенсивности и уширению линии ФЛ из селективно-легированной КЯ. В спектре реперной структуры типа А видна линия с положением 1.605 эВ и шириной на полувысоте ~ 29 мэВ, соответствующая

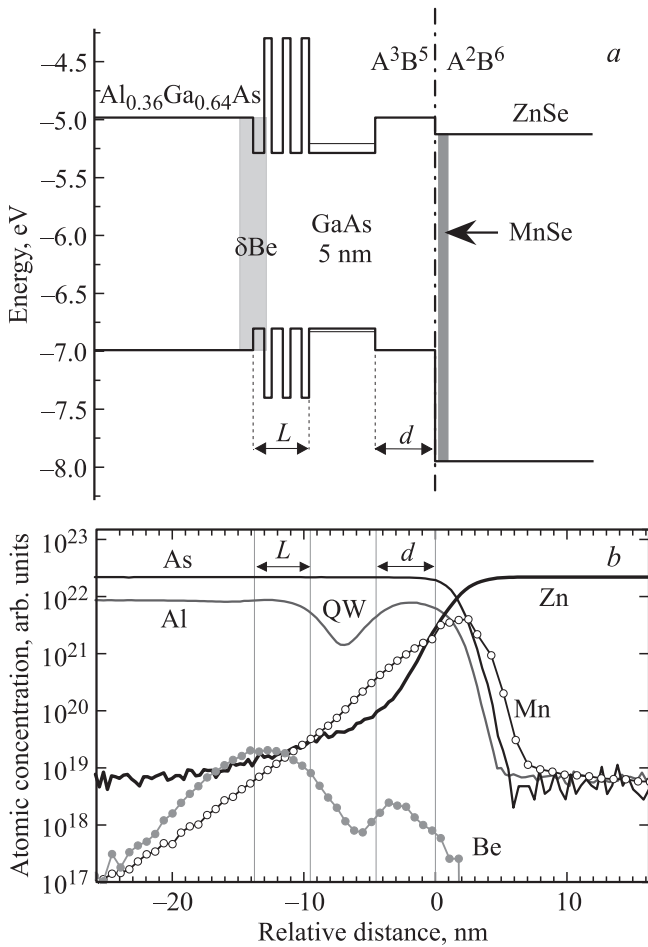


Рис. 2. Схематическая зонная диаграмма структуры типа А ($d = 4.8$ нм) в области гетеровалентного интерфейса $A^{III}B^V/A^{II}B^{VI}$ (а), Д-ВИМС профиль данной структуры (б).

экситонной ФЛ в КЯ (рис. 1, спектр 1). В аналогичной нелегированной структуре ширина на полувысоте этой линии составляет 18–19 мэВ, что сопоставимо с ожидаемым уширением, вызванным монослойными флуктуациями толщины КЯ (~ 15 мэВ). Гашение и дополнительное уширение линии излучения модулированно-легированной КЯ, по всей видимости, вызвано наличием остаточной примеси Ве в пределах ямы, а также заполнением подзон КЯ дырками и экранированием экситонов при наибольших уровнях легирования [11]. В спектрах сильно легированных изовалентной и гетеровалентной структур типа В линия ФЛ в КЯ не наблюдается (рис. 1, линия 3).

Результаты Д-ВИМС профилирования гетеровалентных структур хорошо согласуются с запланированной конструкцией образцов, как видно из сопоставления профиля структуры типа А со схемой расположения слоев (рис. 2). Измеренные Д-ВИМС профили показывают обратную диффузию Mn, Se и Zn. Концентрация Mn, диффундировавшего в часть структуры $A^{III}B^V$, уменьшается при удалении от слоя MnSe, что подтверждает

необходимость уменьшения толщины d верхнего барьера КЯ и увеличения толщины слоя MnSe для увеличения концентрации ионов Mn в пределах дырочного канала проводимости.

Уменьшение расстояния d в гетеровалентных структурах значительно влияет на спектр ФЛ из КЯ. Оптическое качество КЯ сохраняется лишь при достаточно большой величине $d = 4.8$ нм (рис. 1, линия 2), при этом интегральная интенсивность спектральной линии ФЛ в КЯ значительно ослабевает (\sim в 400 раз) по сравнению с реперной КЯ, а ширина линии на полувысоте увеличивается до 35 мэВ. Дополнительное спектральное уширение и падение интенсивности, вероятно, вызваны рассеянием экситонов на точечных дефектах, вносимых гетеровалентным интерфейсом, а также неоднородным уширением вследствие флуктуаций состава и локальных электрических полей [12].

Влияние гетеровалентного интерфейса AlGaAs/ZnMnSe на свойства квантовой ямы проявляется также в уменьшении концентрации дырок по сравнению с реперной структурой. В гетеровалентных структурах типа А достоверное измерение коэффициента Холла и удельного сопротивления было затруднено вследствие низких значений концентрации и подвижности дырок в канале. Измерение транспортных параметров гетеровалентных структур типа В показало, что концентрация дырок в двумерном канале уменьшается от $6 \cdot 10^{13}$ до $1.5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ ($p = 1 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ в реперной структуре) с уменьшением расстояния d между КЯ и гетеровалентным интерфейсом от 30 до 1.2 нм. Для понимания природы этого эффекта необходимы дополнительные исследования, и на данном этапе можно только представить несколько наиболее вероятных объяснений:

а) компенсация дырочной проводимости может происходить в результате преобладания диффузии Se, донорной примеси в $A^{III}B^V$ полупроводниках, над диффузией акцепторных примесей Mn и Zn;

б) компенсация дырочной проводимости может происходить в результате инжекции электронов из преднамеренно легированного n -ZnSe в GaAs p -канал проводимости;

в) концентрация дырок может снижаться за счет сдвига энергетических зон КЯ относительно энергии Ферми под действием электростатического потенциала, создаваемого гетеровалентным интерфейсом.

4. Заключение

Методом МПЭ изготовлены структуры с двумерным дырочным GaAs-каналом вблизи гетеровалентного интерфейса AlGaAs/Zn(Mn)Se, а также реперные структуры AlGaAs:Be/GaAs/AlGaAs. В изовалентной реперной структуре с помощью селективного объемного легирования Be получена максимальная концентрация дырок в канале $p = (1-1.5) \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$. Максимальная концентрация дырок в двумерном канале в структурах с

δ -легированием барьера составила $p = (1-3) \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ при 300 К, дальнейшее увеличение уровня легирования приводит к смене типа проводимости. В гетеровалентных структурах наблюдается снижение концентрации дырок при уменьшении расстояния между КЯ и гетеровалентным интерфейсом.

Изготовление гетеровалентных структур, в которых двумерный канал с достаточно высокой концентрацией дырок $1.5 \cdot 10^{13} \text{ см}^{-2}$ находится в $A^{III}B^V$ части структуры в непосредственной близости (1.2 нм) от слоя РМП группы $A^{II}B^{VI}$, открывает возможности исследования гальваномагнитных свойств гетеровалентного интерфейса и позволяет надеяться на обнаружение в таких образцах эффектов магнитного упорядочения.

Измерения ВИМС были проведены с использованием оборудования Северо-Западного регионального ЦКП „Материаловедение и диагностика в передовых технологиях“ (ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия).

Работа поддержана грантами РФФИ № 11-02-01139, 11-02-12279-офи-м, 13-02-01063 и программой ОФН РАН „Спиновые явления в твердотельных наноструктурах и спинтроника“.

Список литературы

- [1] K. Olejnik, M.H.S. Owen, V. Novák, J. Mašek, A.C. Irvine, J. Wunderlich, T. Jungwirth. *Phys. Rev. B*, **78**, 054 403 (2008).
- [2] M. Wang, R.P. Campion, A.W. Rushforth, K.W. Edmonds, C.T. Foxon, B.L. Gallagher. *Appl. Phys. Lett.*, **93**, 132 103 (2008).
- [3] T. Dietl, H. Ohno, F. Matsukura, J. Cibert, D. Ferrand. *Science*, **287**, 1019 (2000).
- [4] D. Chiba, K. Takamura, F. Matsukura, H. Ohno. *Appl. Phys. Lett.*, **82**, 3020 (2003).
- [5] O. Proselkov, D. Sztenkiel, W. Stefanowicz, M. Aleszkiewicz, J. Sadowski, T. Dietl, M. Sawicki. *Appl. Phys. Lett.*, **100**, 262 405 (2012).
- [6] Ahsan M. Nazmul, S. Sugahara, M. Tanaka. *Phys. Rev. B*, **67**, 241 308 (2003).
- [7] Koji Onomitsua, Hideo Fukui, Takashi Maeda, Yoshiro Hirayama, Yoshiji Horikoshi. *J. Cryst. Growth*, **278**, 699 (2005).
- [8] 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).
- [9] A.A. Toropov, Ya.V. Terent'ev, P.S. Kop'ev, S.V. Ivanov, T. Koyama, K. Nishibayashi, A. Murayama, Y. Oka, A. Golnik, J.A. Gaj. *Phys. Rev. B*, **77**, 235 310 (2008).
- [10] N. Chand, R. Fischer, J. Klem, T. Henderson, P. Pearah, W.T. Masselink, Y.C. Chang, H. Morkoç. *JVSTB*, **3**, 644 (1985).
- [11] A.C. Ferreira, P.O. Holtz, B.E. Sernelius, I. Buyanova, B. Monemar, O. Mauritz, U. Ekenberg, M. Sundaram, K. Campman, J.L. Merz, A.C. Gossard. *Phys Rev B*, **54** (23), 16 989 (1996).
- [12] A.A. Toropov, I.V. Sedova, S.V. Sorokin, Ya.V. Terent'ev, E.L. Ivchenko, D.N. Lykov, S.V. Ivanov, J.P. Bergman, B. Monemar. *Phys. Status Solidi B*, **243**, 819 (2006).

Редактор Т.А. Полянская

Transport parameters and optical properties of selectively doped Ga(Al)As : Be/Zn(Mn)Se heterovalent structures with a two-dimensional hole channel

E.A. Evropeytsev, G.V. Klimko, T.A. Komissarova, I.V. Sedova, S.V. Sorokin, S.V. Gronin, D.Yu. Kazantsev, B.Ya. Ber, S.V. Ivanov, A.A. Toropov

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

Abstract We report on fabrication by molecular beam epitaxy of $A^{III}B^V/A^{II}B^{VI}$: Mn heterostructures with high hole concentration in an AlGaAs : Be/GaAs/AlGaAs two-dimensional channel located in very vicinity of the AlGaAs/Zn(Mn)Se heterovalent interface. In spite of reduction of the hole concentration at decreasing the distance between the GaAs channel and the heterovalent interface, the hole concentration as high as $1.5 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ at 300 K is achieved for the distance as low as 1.2 nm. Dynamic secondary ion mass- spectroscopy depth profiling confirms back-diffusion of Mn ions from ZnMnSe into the $A^{III}B^V$ part. The high value of hole concentration and presence of magnetic Mn ions in GaAs attract interest to these structures as possible objects for studies of magnetic ordering in heterogeneous semiconductor systems.

SIMS measurements were made on the equipment of the North-West Regional Joint Research Centre „Material Science and Characterization in Advanced Technologies“ (Ioffe Institute, St. Petersburg, Russia).