ИЗВЕСТИЯ ВЫСШИХ УЧЕБНЫХ ЗАВЕДЕНИЙ
Т. 61, № 3 ФИЗИКА 2018

УДК 621.382.2.

С.С. ХЛУДКОВ, И.А. ПРУДАЕВ, О.П. ТОЛБАНОВ

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ, СТРУКТУРНЫЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ, ЛЕГИРОВАННОГО ЖЕЛЕЗОМ*

Систематизированы данные по электрическим, структурным и магнитным свойствам арсенида галлия, легированного железом и полученного разными методами. Рассмотрены условия получения структур с магнитными свойствами.

Ключевые слова: *арсенид галлия, электрические, структурные, магнитные свойства.*

Введение

Переходные металлы при введении в GaAs создают центры с глубокими акцепторными уровнями. Из них примеси железа и хрома, имеющие самые высокие значения энергии активации, наиболее широко используются для легирования, а арсениду галлия, легированному железом и хромом, уделяется наибольшее внимание разработчиков и исследователей. Арсенид галлия, легированный железом (GaAs:Fe), используется для изготовления фотоприемников, лавинных S-диодов и других приборов [1]. Также он является перспективным материалом для изготовления устройств спинтроники [2, 3]. Легирование арсенида галлия железом традиционно использовалось для получения полуизолирующего материала и лишь позднее – для придания ему ферромагнитных свойств. Легирование арсенида галлия железом может осуществляться несколькими путями: в процессе выращивания монокристаллов, диффузии, ионного легирования и эпитаксии. В настоящей работе систематизированы данные по электрическим, структурным и магнитным свойствам арсенида галлия, легированного железом и полученного разными методами.

1. Электрические свойства

Электрические свойства GaAs, легированного железом, исследованы на образцах, полученных следующими методами: в процессе выращивания монокристаллов, газофазовой и жидкофазовой эпитаксии, диффузии и ионного внедрения.

Легирование GaAs железом в процессе выращивания монокристаллов проводилось, начиная с работы [4]. В [5] описаны монокристаллы GaAs:Fe, выращенные методом Бриджмена в вертикальном реакторе. Легирование железом до определенной концентрации позволило получить полуизолирующий GaAs с высоким удельным сопротивлением – до $4\cdot10^8$ Ом·см и подвижностью 5000 $см^2/(В\cdot с)$. Такое высокое удельное сопротивление определяется не примесью железа, а достигается за счет заполнения всех центров Fe электронами с неконтролируемых примесей донорного типа, а также наличием относительно высокой концентрации EL2-центров. Авторами [6] исследованы электрические и оптические свойства GaAs, легированного железом в процессе выращивания монокристаллов методом Чохральского из-под флюса и в процессе диффузии. Установлено, что спектры фотоионизации всех образцов GaAs, независимо от способа легирования, обусловлены переходами $Fe^{3+} \rightarrow Fe^{2+}$. По данным [7], в кристаллах арсенида галлия, выращенных из расплава, примесь Fe является акцептором и создает уровень, отстоящий на 0.52 эВ (с небольшим разбросом) от валентной зоны.

Легирование GaAs железом в процессе газофазовой эпитаксии обычно осуществляют при температуре подложки около 750 °С [7–9]. В [8, 9] концентрация вводимого железа составляла около $2\cdot10^{17}$ $см^{-3}$. Для компенсации неконтролируемых акцепторных примесей наряду с железом вводилась донорная примесь серы или олова. В результате были получены слои полуизолирующего GaAs с удельным сопротивлением ~ $4\cdot10^4$ Ом·см и подвижностью дырок 300–400 $см^2/(В\cdot с)$. Энергия активации железа составила 0.55 эВ. Получены слои GaAs [10] с концентрацией железа от $4\cdot10^{16}$ до $4.5\cdot10^{20}$ $см^3$. В образцах с высокой концентрацией Fe проявлялся акцепторный центр железа, энергия активации которого составляла 0.5 эВ. При минимальной концентрации Fe слои

* Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (госзадание № 11.2247.2017).

GaAs имели высокое удельное сопротивление (до $3\cdot10^8$ Ом·см), что обусловлено наличием центров донорного типа EL2, энергия активации которых составляет 0.72 эВ.

Высокоомные слои GaAs, легированные железом, с удельным сопротивлением около 10^4 Ом·см получены методом жидкофазовой эпитаксии [11]. Положение глубокого акцепторного уровня, созданного железом, измерено методами фотоемкости и спектроскопии глубоких уровней (DLTS) и составило 0.47 эВ выше вершины валентной зоны. Высокоомные слои GaAs, легированные железом, получены в процессе имплантации и последующего отжига [12, 13].

Исследованы электрические свойства GaAs, легированного железом в процессе диффузии [14, 15]. Диффузия осуществлялась в арсенид галлия, выращенный по методу Чохральского, при температуре 1100 °C (при этой температуре растворимость Fe в GaAs максимальна) в откачанных кварцевых ампулах при давлении паров мышьяка 1 атм. Легирование осуществляли из слоев железа, напыленных с двух сторон пластины GaAs. В результате получали образцы с однородным распределением Fe.

После диффузионного отжига пластины охлаждали погружением ампул в воду и затем подвергали дополнительному отжигу разной длительности при более низкой температуре. По данным измерения температурной зависимости электропроводности и постоянной Холла по методу Ван дер Пау определено положение акцепторного уровня, создаваемого железом, которое составило (0.53±0.01) эВ относительно вершины валентной зоны. При этом было установлено, что концентрация центров железа, определяющая концентрацию дырок, и энергия активации примеси Fe в GaAs не зависят от режима термообработки. Таким образом, энергия активации акцепторного уровня, создаваемого железом в процессе диффузии, практически та же, что и в кристаллах арсенида галлия, легированных Fe при выращивании кристаллов из расплава. Температурная зависимость подвижности дырок в GaAs:Fe хорошо описывается выражением $\mu \sim T^{-3/2}$, что свидетельствует о преобладании рассеяния носителей заряда на колебаниях решетки.

2. Структурные свойства

Исследование слоев GaFeAs, полученных методом низкотемпературной молекулярно-лучевой эпитаксии (LT MBE), проведенное методом атомно-силовой (AFM) и просвечивающей микроскопии (TEM), а также масс-спектрометрии вторичных ионов (SIMS), показало, что распределение примеси Fe существенно зависит от условий получения слоев [16,17]. Выращивание слоев $Ga_{1-x}Fe_xAs$ производилось при температуре подложки 260–350 °C с последующим отжигом при температуре до 580 °C. Слои имели толщину около 700 нм, концентрация Fe достигала $1.5\cdot10^{21}$ см$^{-3}$ (x = 0.07). Установлено, что при низких температурах роста (ниже 350 °C) примесь Fe однородно распределена в матрице GaAs. В процессе отжига при 580 °C происходит образование комплексов FeAs и кластеров Fe–Fe. При длительном отжиге происходит образование фазы $FeAs_2$.

Исследования арсенида галлия, легированного железом в процессе имплантации, проведены в работах [18,19]. В [18] рассмотрены структурные свойства GaAs, легированного железом в процессе имплантации (энергия ионов 150–400 кэВ, дозы 10^{12}–10^{15} см$^{-2}$) и подвергнутого отжигу. После отжига при 800 °C происходит перераспределение внедренного Fe, в ходе которого происходит взаимодействие атомов Fe с собственными точечными дефектами GaAs, возникающими в процессе имплантации. При этом в случае, когда образец закрыт пленкой Si_3N_4 в приповерхностном слое, прилегающем к Si_3N_4, толщиной около 30 нм концентрация Fe повышается до 10^{20} см$^{-3}$, в то время как в слое толщиной около 1 мкм составляет ~$2\cdot10^{20}$ см$^{-3}$. Авторы [19] исследовали спектры Мессбауэра монокристаллов GaAs, легированных железом, в которые имплантировали Mn^+ при температурах 300–700 K. Показано, что после имплантации марганца атомы Fe в значительной мере находятся в междоузлиях в виде комплексов с вакансиями. Отжиг приводит к значительному возрастанию концентрации атомов Fe в узлах кристаллической решетки.

Результаты структурных исследований арсенида галлия, легированного железом в процессе диффузии, представлены в работах [20, 21]. Диффузию железа проводили при температуре 1100 °C, и затем образцы отжигали при 900 °C в течение 0.25–3 ч. Предельная растворимость железа при 1100 °C составляет около $3\cdot10^{17}$ см$^{-3}$, при 900 °C – $7\cdot10^{16}$ см$^{-3}$ [21]. Таким образом, в результате отжига при 900 °C избыточные атомы Fe в GaAs с концентрацией около $2.3\cdot10^{17}$ см$^{-3}$ должны перейти из твердого раствора во вторую фазу. Видимо, это и реализовалось, так как диффузионная длина атомов Fe при 3-часовом отжиге и температуре 900 °C велика и составляет около 30 мкм [21]. Привлекалось две методики измерений (AFM и TEM). Для проведения измерений ме-

тодом AFM пластины GaAs раскалывались по плоскости спайности. Образцы для TEM препарировались в виде тонких фольг, параллельных плоскости (100).

Измерения топологии рельефа показали, что на поверхности сколов образцов, подвергнутых дополнительному низкотемпературному отжигу при 900 °С, в области атомарно гладкой либо ступенчатой поверхности наблюдаются локальные неоднородности, размер которых, как правило, составляет 50–500 нм в диаметре и 1.5–50 нм по высоте. Типичная картина приведена на рис. 1.

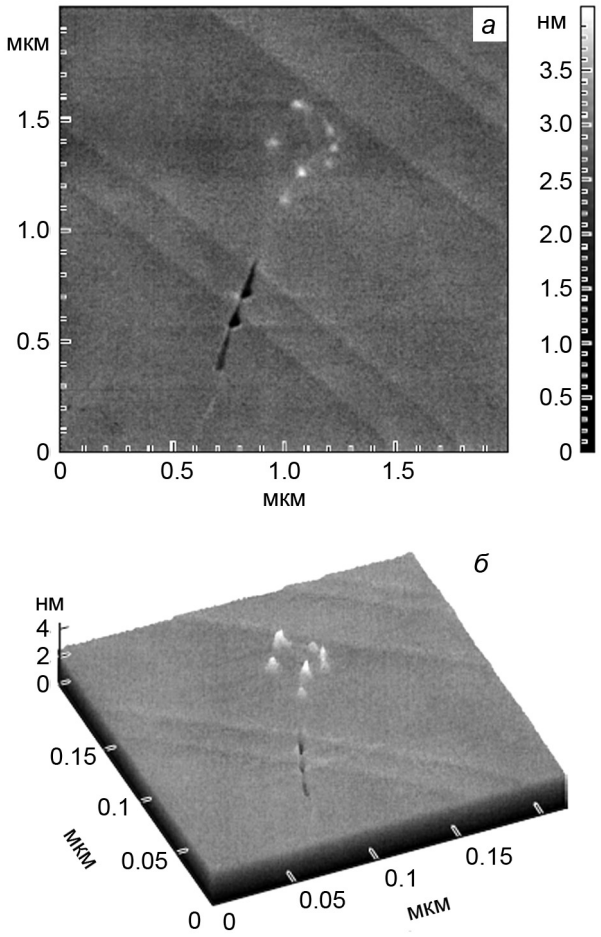


Рис. 1. AFM-изображение рельефа поверхности скола GaAs:Fe: *а* – двумерное; *б* – трехмерное [20]

На рис. 1 видны неоднородности рельефа: скопления выступов, диаметр каждого из которых ~ 60 нм, высота ~ 2 нм. Наблюдающиеся на AFM неоднородности, видимо, представляют собой включения второй фазы, образованные в результате распада пересыщенного твердого раствора GaAs: Fe в процессе низкотемпературного отжига. Из AFM-изображений также видно, что включения, как правило, распределены неоднородно. На поверхности скола присутствуют и более крупные включения (до 1 мкм). На рис. 2 приведены AFM- и MFM (MFM – магнитосиловая микроскопия)-изображения более крупных включений. Видны два включения диаметром ~ 0.4 мкм и высотой ~ 80 нм. Включения второй фазы наблюдаются и на образцах с резким охлаждением, но значительно меньших размеров. Вероятно, их образование обусловлено недостаточно высокой для закалки скоростью охлаждения.

При легировании GaAs железом в процессе имплантации и последующего отжига происходит образование преципитатов, обогащенных Fe [12, 13]. В работе [13] образцы GaAs были имплантированы ионами Fe с энергией 170 кэВ дозой 10^{16} см$^{-2}$. После отжига при 600 °С в течение 30 мин в слое толщиной 140 нм образовывались преципитаты Fe_3GaAs круглой формы диаметром 3–7 нм, распределенные однородно со средним расстоянием между ними около 3 нм. В [13] образцы GaAs были имплантированы ионами Fe с энергией 100 кэВ дозой 10^{17} см$^{-2}$. После отжига при

850 °C в течение 60 с в слое образовались преципитаты $Fe_3Ga_{2-x}As_x$ размером от единиц до сотен нанометров.

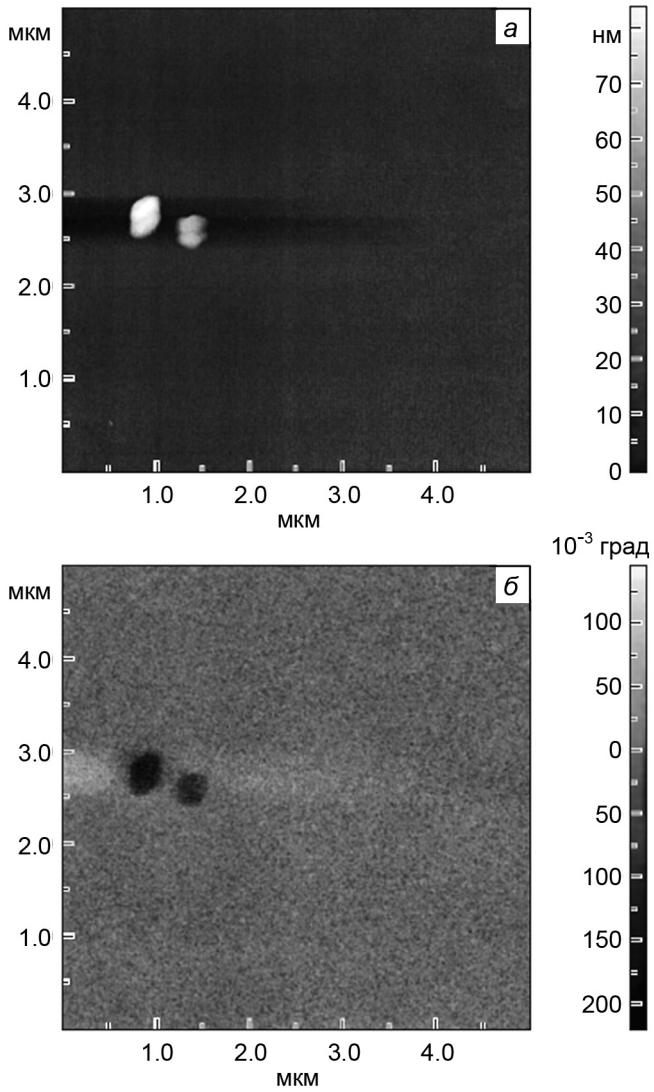


Рис. 2. Изображение поверхности скола GaAs:Fe:
а – AFM-топография; *б* – MFM-изображение [20]

Таким образом, слои GaAs:Fe, полученные в процессе диффузии и имплантации Fe, а также методом LT MBE с последующим высокотемпературным отжигом, имеют включения второй фазы состава преимущественно Fe_3Ga_4 и $Fe_3Ga_{2-x}As_x$ в слоях размером от единиц до нескольких сотен нанометров. По мнению авторов [22], при легировании GaAs железом агрегации катионов Fe и образованию включений второй фазы способствует значительный вклад *d*-орбиталей атомов железа.

3. Магнитные свойства. Материал GaAs:Fe и гетероструктуры Fe/GaAs для спинтроники

Магнитные свойства арсениду галлия придавались путем легирования железом разными методами: в процессе выращивания монокристаллов, методом молекулярно-лучевой эпитаксии, в процессе диффузии.

Магнитные свойства арсенида галлия, легированного железом в процессе выращивания монокристаллов, впервые исследовались в работах [23, 24], где рассматривались GaAs:Fe-монокристаллы, полученные методом направленной кристаллизации и сильно легированные железом. За счет варьирования условий выращивания концентрация железа изменялась от $1 \cdot 10^{18}$ до $6 \cdot 10^{20}$ см$^{-3}$. В таких кристаллах наблюдался магнитный фазовый переход, независимо от концентрации Fe при температуре Кюри T_C = 460 К, и большие значения магнитной восприимчивости. По данным [22],

в системе Fe–Ga ферромагнетизмом обладает соединение Fe_8Ga_{11} с T_C = 750 К, в Fe–As соединение Fe_2As обладает антиферромагнитными свойствами с температурой T_C = 850 К, а FeAs имеет ферромагнитное упорядочение при T_C = 130 К. В [25], согласно исследованиям с использованием метода электронного парамагнитного резонанса, установлено, что сильно легированные железом монокристаллы GaAs:Fe можно рассматривать как двухфазную систему. Первая фаза представляет собой супермагнитные области (СП), в которых имеет место заметная корреляция в расположении атомов железа с температурой Кюри T_C = 460 К, вторая фаза – неупорядоченную магнитную систему атомов Fe в GaAs между СП-областями.

Для получения GaAs:Fe, обладающего ферромагнитными свойствами, легирование GaAs железом обычно проводится в неравновесном процессе низкотемпературной газофазовой эпитаксии при T = 260–350 °С с последующим отжигом при T = 400–600 °С [16, 26, 27]. В этом случае GaAs:Fe сохраняет полуизолирующие свойства практически при любых степенях легирования железом (для концентраций железа от $1\cdot10^{18}$ до $1.5\cdot10^{21}$ см$^{-3}$) [16]. Полученные методом НТ МЛЭ слои были двух типов: 1) слои, обладающие свойствами разбавленного магнитного полупроводника (DMS) (GaFe)As [16, 26]; 2) слои GaAs:Fe с включениями второй фазы [27]. Слои (DMS) GaFeAs толщиной около 700 нм получали при температурах подложки 260 и 350 °С. Концентрация Fe составляла $1.5\cdot10^{21}$ см$^{-3}$ (x = 0.07). Исследование слоев проводили методом дифракции электронов, атомно-силовой и просвечивающей микроскопии, SIMS. Установлено, что при низких температурах роста магнитная примесь Fe однородно распределена в матрице GaAs. Аналогичный результат для неотожжённых плёнок GaFeAs получен в работе [17]. Последующий отжиг при температуре 580 °С приводит к образованию комплексов FeAs и кластеров Fe–Fe. При длительном отжиге происходит образование фазы $FeAs_2$ [17]. Получены слои (GaFe)As [28], которые сразу после выращивания обладали парамагнитными свойствами, но после отжига при 600 °С приобретали ферромагнитные свойства в результате образования ферромагнитных кластеров на основе Fe. Методом молекулярно-лучевой эпитаксии с последующим отжигом при 580 °С получены структуры $[(GaAs)_m(Fe)_n]_p$ и исследованы их фотомагнитные свойства [29]. По мнению авторов, пленки содержат метамагнетик Fe_3Ga_4 и ферромагнетик $Fe_3Ga_{2-x}As_x$. При этом ферромагнетик $Fe_3Ga_{2-x}As_x$ и его производные являются стабильной формой Ga–Fe–As тройной системы. Метамагнетик Fe_3Ga_4 является метастабильным, но может играть принципиальную роль в устройствах, способных работать при комнатной температуре.

Согласно тройной фазовой диаграмме Ga–Fe–As, в этой системе возможно образование нескольких соединений: FeAs, $FeAs_2$, Fe_2As, Fe_3Ga, Fe_3Ga_4 и $Fe_3Ga_{2-x}As_x$, обладающих различными магнитными свойствами: $FeAs_2$ – диамагнетик, Fe_3Ga и $Fe_3Ga_{2-x}As_x$ – ферромагнетики, FeAs и Fe_2As – антиферромагнетики, Fe_3Ga_4 – метамагнетик [30].

В композитных GaAs:Fe-структурах обнаружено явление фотомагнитного эффекта и индуцированного током магнетизма при комнатной температуре [27]. Композитные GaAs:Fe-структуры изготавливали последовательным нанесением островков Fe и тонких слоев GaAs на подложку из GaAs [26, 27]. В результате создавалась многослойная композитная структура $(GaAs)_m(Fe)_n$ (m и n – до 5) на подложке GaAs, которая включала Fe, FeAs и GaAs. В такой структуре происходит образование кластеров Fe диаметром около 7Å, обладающих магнитным моментом до 34 магнетона Бора. Эти кластеры и ответственны за усиленное светом намагничивание. Это явление фотоускоренного намагничивания в GaAs:Fe-композитных структурах было использовано для демонстрации практического использования, а именно был изготовлен управляемый светом микроактюатор [31]. Он состоял из GaAs:Fe-чипа, приклеенного к Si-кантилеверу. В магнитном поле 1.7 Тл при освещении чипа лазером с длиной волны 650 нм и мощностью 713 мкВт кантилевер отклонялся на расстояние ~ 1 мкм в условиях комнатной температуры. Управление современными актюаторами осуществляется за счет изменения тока через обмотку электромагнита. Бесконтактное управление актюаторами открывает новые возможности в разработке микроэлектронных механических систем, однако для практического использования нужно увеличивать амплитуду отклонения.

Магнитные свойства арсенида галлия, легированного железом в процессе диффузии, исследовались в работах [20, 21]. Диффузию железа в GaAs проводили при температуре 1100 °С (что соответствует максимальной растворимости Fe в GaAs), с последующим отжигом при 900 °С. В результате такой обработки были получены образцы GaAs:Fe с включениями второй фазы, обладающие ферромагнитными свойствами. Рис. 2, *б*, где приведена картина магнитосиловой микроскопии в полуконтактном режиме для таких образцов, свидетельствует о том, что крупные включения, приведенные на рис. 2, *а* (диаметром около 0.4 мкм), обладают ферромагнитными

свойствами при комнатной температуре. Образцы GaAs:Fe, полученные в процессе диффузии железа в GaAs, в какой-то мере аналогичны композитным образцам, полученным методом эпитаксии [27], и, видимо, такой материал может быть использован для изготовления устройств спинтроники.

Таким образом, во всех случаях, независимо от способа получения (в процессе выращивания монокристаллов, методом молекулярно-лучевой эпитаксии, в процессе диффузии), GaAs:Fe обладает ферромагнитными свойствами при комнатной температуре преимущественно за счет наличия преципитатов, обогащенных Fe. В литературе есть примеры использования такого материала для изготовления устройств спинтроники.

Одна из практически важных задач спинтроники – создание на поверхности полупроводника ферромагнитного электрода для инжекции спин-ориентированных электронов в полупроводник [32]. Перспективным методом решения этой задачи является выращивание монокристаллических пленок Fe на поверхности GaAs и получение гетероструктуры Fe/GaAs. Гетероструктура Fe/GaAs привлекает внимание исследователей потому, что Fe – это идеальный ферромагнитный материал [33], а Fe и GaAs имеют небольшое различие параметров кристаллических решеток (менее 1.4 %), что обеспечивает высокое кристаллическое совершенство выращиваемых структур.

Монокристаллические пленки железа и ферромагнитных соединений на его основе на подложках GaAs выращивают методом МЛЭ. Для уменьшения взаимодействия между Fe и GaAs применялся либо низкотемпературный рост (при 150 °C), либо между Fe и GaAs помещался ультратонкий слой (2 монослоя) Al [34, 35]. Слои Fe исследовались с помощью сканирующей туннельной микроскопии. Поли- и монокристаллические слои состава FeAs либо $FeAs_2$ толщиной 100–585 нм, а также слои Fe_3GaAs толщиной 25–80 нм обладали хорошими электрическими и магнитными свойствами и, по мнению авторов, были пригодны для использования при создании магнетоэлектронных приборов [32, 36].

Авторами [37] методом МЛЭ получены и исследованы ультратонкие слои железа разной толщины (2.5–140 монослоев) на поверхности GaAs. Слои толщиной более 3.5 монослоев обладали ферромагнитными свойствами при комнатной температуре, но эффективность инжекции спина в таких структурах была небольшой (около 5–6 %). Ультратонкие эпитаксиальные двухслойные пленки Fe/MgO были выращены на поверхности (Ga, Mn)As. В них, как следует из измерений прохождения тока через барьер, имеет место туннельный транспорт носителей [38].

Исследования структур Fe/GaAs и CoFe/GaAs показали, что от условий получения пленок существенно зависит инжекция спина [38–40]. Хорошими свойствами обладают структуры $Co_{70}Fe_{30}$/GaAs, в них наблюдается высокая эффективность переноса спина [39]. Отжиг структур Fe/GaAs при температурах до 300 °C приводит к существенному изменению физических свойств слоев Fe, а также динамики спина.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хлудков С.С., Толбанов О.П., Вилисова М.Д., Прудаев И.А. Полупроводниковые приборы на основе арсенида галлия с глубокими примесными центрами / под ред. О.П. Толбанова. – Томск: Издат. Дом Томского госуниверситета, 2016. – 258 с.
2. Хлудков С.С. // Вестник Том. гос. ун-та. Сер. Физика. – 2005. – Т. 285. – С. 84.
3. Хлудков С.С. // Изв. вузов. Физика. – 2010. – Т. 53. – № 9/3. – С. 30–31.
4. Haisty R.W. // Appl. Phys. Lett. – 1965. – V. 7. – P. 208.
5. Gray M.L., Peterson L., Tang R.-S., et al. // J. Appl. Phys. – 1993. – V. 73. – P. 3319. DOI: 10.1063/1.352981.
6. Wysmolek A., Tryc R., Bozek R., et al. // Acta Phys. Pol. A. – 1992. – No. 5. – V. 82.
7. Омельяновский Э.М., Фистуль В.И. Примеси переходных металлов в полупроводниках. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
8. Чернов Н.А., Вилисова М.Д., Ябжанов В.Б. // Изв. вузов. Физика. – 1985. – Т. 28. – № 6. – С. 97.
9. Вилисова М.Д., Иконникова Г.М., Московкин В.А. и др. // Неорган. материалы. – 1986. – Т. 22. – Вып. 2. – С. 363.
10. Messmer R., Söderström E., Hult D., et al. // J. Electrochem. Soc. – 2000. – V. 147. – P. 3109.
11. Kojima K. and Hasegawa H. // DOI: 10.1002/pssa.2210620240. Article first published online: 17 Febr 2006.
12. Chang J.C.P., Otsukab N., Harmon E.S., et al. // Appl. Phys. Lett. – 1994. – V. 65. – P. 2801. DOI: 10.1063/1.112570.
13. Taylor N. and Sun K. // J. Mater. Sci. – 2011. – V. 46. – P. 131.
14. Прудаев И.А. and Хлудков С.С. // Изв. вузов. Физика. – 2008. – Т. 51. – № 11. – С. 39–41.
15. Хлудков С.С., Прудаев И.А., Новиков В.А. и др. // Изв. вузов. Физика. – 2013. – Т. 56. – № 12. – С. 103–105.

16. Hirose S., Yamaura M., Haneda S., et al. // Thin Solid Films. – 2000. – V. 371. – P. 272.
17. Soo Y.L., Kioseoglou G., Huang S., et al. // Phys. Rev. B. – 2001. – V. 63. – P. 195209.
18. Ullrich H., Knecht A., Bimberg D., et al. // J. Appl. Phys. – 1992. – V. 72. – P. 3514. DOI: 10.1063/1.351429.
19. Bharuth-Ram K., Gunnlaugsson H.P., Weyer G.R., et al. // Hyperfine Interactions. – 2009. – V. 191. – P. 115–120.
20. Khludkov S.S., Prudaev I.A., Novikov V.V., et al. // Semiconductors. – 2010. – V. 44. – No. 8. – P. 975.
21. Prudaev I.A., Khludkov S.S., Gutakovskii A.K., et al. // Inorganic Mater. – 2012. – V. 48. – No. 2. – P. 93.
22. Dietl T. and Ohno H. // Rev. Mod. Phys. – 2014. – V. 86. – P. 187.
23. Исаев-Иванов В.В., Колчанова Н.И., Мастеров В.Ф. и др. // ФТП. – 1973. – Т. 12. – С. 414.
24. Мастеров В.Ф., Попов Б.П. // ФТП. – 1978. – Т. 7. – С. 404.
25. Попов Б.П., Соболевский В.К., Апушкинский Е.Г., Савельев В.П. // ФТП. – 2005. – Т. 39. – № 5. – С. 521.
26. Haneda S., Munekata H., Takatani Y., et al. // J. Appl. Phys. – 2000. – V. 87. – P. 6445.
27. Haneda S., Koshihara S., Munekata H., et al. // Physica E. – 2001. – V. 10. – P. 437.
28. Park Y.J., Oh H.T., Park C.J., et al. // Current Appl. Phys. – 2002. – V. 2. – P. 379.
29. Jamil A.T.M.K. and Noguchi H. // Indian J. Phys. – 2011. – V. 85. – P. 737.
30. Raghavan V. // J. Phase Equilibria. – 2004. – V. 25. – No. 1. – P. 77.
31. Shinshi T., Kato F., Shimokohbe A., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2003. – V. 83. – P. 3425.
32. Jamil A.T.M.K., Noguchi H., and Munekata H. // Thin Solid Films. – 2008. – V. 516. – P. 3015.
33. Tivakornsasithorn K., Liu X., Li X., et al. // J. Appl. Phys. – 2014. – V. 116. – P. 043915.
34. Godde C., Noor S., Urban C., et al. // Surf. Sci. – 2008. – V. 602. – P. 3343.
35. Chye Y., Huard V., White M.E., et al. // Appl. Phys. Lett. – 2002. – V. 80. – P. 449.
36. Lepin B., Lallaizon L., Schieffer P., et al. // Thin Solid Films. – 2004. – V. 446. – P. 6.
37. Herfort J., Braun W., Trampert A., et al. // Appl. Surf. Sci. – 2004. – V. 237. – P. 181.
38. Torelli P., Sperl M., Ciancio R., et al. // Nanotechnology. – 2012. – V. 23. – P. 465202.
39. Salis, S.F. Alvarado, and Fuhrer A. // Phys. Rev. B. – 2011. – V. 84. – P. 041307(R).
40. Shaw J.M. and Falco C. M. // J. Appl. Phys. – 2007. – V. 101. – P. 033905.

Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 04.10.17,
после доработки – 07.02.18.

Хлудков Станислав Степанович, д.ф.-м.н., профессор, ведущ. науч. сотр., e-mail: knludkov@sibmail.com;
Прудаев Илья Анатольевич, к.ф.-м.н., доцент, ст. науч. сотр., e-mail: funcelab@gmail.com;
Толбанов Олег Петрович, д.ф.-м.н., профессор, зав лабораторией, e-mail: top@mail.tsu.ru.