

УДК 621.382.2.

С.С. ХЛУДКОВ*, И.А. ПРУДАЕВ*, В.А. НОВИКОВ**, Д.Л. БУДНИЦКИЙ*, К.С. ЛОПАТЕЦКАЯ**

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА GaAs, ЛЕГИРОВАННОГО ЖЕЛЕЗОМ¹

Исследованы электрические характеристики GaAs, легированного Fe в процессе диффузии. Показано, что примесь Fe создает в GaAs, легированном в процессе диффузии, акцепторный уровень на 0,53 эВ выше вершины валентной зоны GaAs, как и в GaAs, легированном Fe при выращивании монокристаллов. При этом положение уровня Fe и электрические характеристики GaAs:Fe не зависят от режима отжига образцов при температуре ниже температуры легирования.

Ключевые слова: GaAs, электрические свойства, примесь железа.

Введение

Арсенид галлия, легированный железом, используется для изготовления таких приборов, как фотоприемники, лавинные S-диоды, а также является перспективным материалом для изготовления устройств спинтроники [1, 2]. Легирование арсенида галлия железом может осуществляться несколькими путями: в процессе выращивания монокристаллов [3], диффузии, ионного легирования, газофазной и молекулярно-лучевой эпитаксии [1]. Магнитные свойства GaAs:Fe интенсивно исследуются, начиная с работ [4, 5].

Данные по электрическим свойствам GaAs, легированного железом, и положению энергетического уровня Fe в GaAs систематизированы в обзорной работе [6]. В основном исследовался GaAs:Fe, легированный Fe в процессе выращивания монокристаллов по Чохральскому. По данным разных авторов акцепторный уровень Fe в запрещенной зоне GaAs занимает разные положения. Наиболее достоверным результатом, по мнению авторов [6], является уровень $E_t = 0,52$ эВ. Этот результат впервые получен в [7] и подтвержден в ряде других работ.

В настоящей работе исследуются электрические свойства высокоомного GaAs: Fe, полученного в процессе диффузии Fe в *n*-GaAs. Изучено влияние на свойства GaAs:Fe дополнительных отжигов при температуре меньше температуры диффузии. Определено положение примесного уровня Fe в GaAs.

Методика эксперимента

Арсенид галлия легировали железом в процессе диффузии при температуре 1100 °С в откачанных кварцевых ампулах при давлении паров мышьяка 1 атм по методике [8]. Диффузия проводилась в пластины GaAs, ориентированные по плоскости (100), толщиной 400 мкм с концентрацией электронов $6 \cdot 10^{16}$ и $1 \cdot 10^{17}$ см⁻³, плотностью дислокаций $5 \cdot 10^4$ см⁻². GaAs был выращен по методу Чохральского, легирован теллуром. Легирование осуществляли из слоев железа, напыленных с двух сторон пластины GaAs. После диффузионного отжига пластины подвергали резкому охлаждению погружением ампул в воду.

Температуры 1100 и 900 °С были выбраны из следующих соображений. При 1100 °С имеет место максимальная растворимость Fe в GaAs при диффузионном легировании, а при 900 °С растворимость уменьшается примерно на порядок, в то время как диффузионная подвижность еще достаточно высока [8, 9]. В результате диффузии пластины GaAs были легированы железом на всю толщину. Распределение Fe по глубине пластины имело седлообразный вид, причем концентрация в глубине пластины составляла $(2-3) \cdot 10^{17}$ см⁻³, вблизи поверхности – $(5-6) \cdot 10^{17}$ см⁻³. Удельное сопротивление GaAs в результате компенсации железом составляло 10^4-10^5 Ом·см. Часть пластин, легированных при 1100 °С, подвергалась дополнительному отжигу разной длительности (0,25 ч, 0,75 ч, 3 ч) при 900 °С в ампулах при давлении мышьяка 1 атм.

Исследованы электрические свойства GaAs:Fe и наличие включений второй фазы методом атомно-силовой микроскопии по методике [10, 11]. Были измерены 4 серии образцов, отличаю-

¹ Работа выполнена при поддержке Минобрнауки РФ, ГК № 14.514.11.4073.

щихся характером термообработки. Электропроводность и постоянную Холла при комнатной температуре измеряли по методу Ван дер Пау. Температурную зависимость электропроводности определяли из измерений вольт-амперных характеристик образцов с индиевыми контактами.

Результаты и их обсуждение

Для 1-й серии образцов, полученных диффузионным легированием железом при 1100 °С с последующим резким охлаждением, методом Ван дер Пау измерена температурная зависимость электропроводности и постоянной Холла в интервале 260–370 К.

Определенная по полученным данным температурная зависимость подвижности дырок хорошо описывается выражением $\mu \sim T^{3/2}$, что свидетельствует о преобладании рассеяния носителей заряда на колебаниях решетки.

Для 2–4-й серий образцов, легированных Fe при 1100 °С и подвергнутых дополнительному отжигу разной длительности при 900 °С, измерена температурная зависимость электропроводности. Температурная зависимость удельной электропроводности четырех образцов GaAs:Fe, подвергнутых различной термообработке: закалке и дополнительному отжигу при 900 °С в течение 0,25 ч, 0,75 ч, 3 ч, приведена на рис. 1. Как видно из рисунка, величина электропроводности и наклон кривых $\sigma = f(1/T)$ не зависят от режима термообработки. Энергия активации удельной проводимости для всех четырех образцов составляет $(0,49 \pm 0,01)$ эВ. Учет температурной зависимости подвижности дырок приводит к увеличению энергии активации на 0,04 эВ. В результате положение примесного уровня железа в GaAs:Fe, легированном в процессе диффузии, составляет $(0,53 \pm 0,01)$ эВ относительно вершины валентной зоны. Таким образом, из эксперимента следует, что и концентрация центров железа, определяющая концентрацию дырок, и энергия активации примеси Fe в GaAs не зависят от режима обработки, уровень энергии 0,53 эВ соответствует приводимому в литературе как наиболее достоверная величина для примеси железа в узлах галлия GaAs, легированного в процессе выращивания монокристаллов [6].

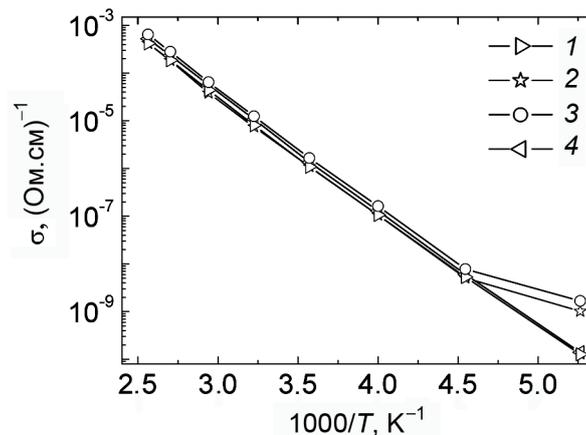


Рис. 1. Температурная зависимость удельной проводимости образцов GaAs:Fe, подвергнутых термообработке: кр. 1 – закалка от температуры 1100 °С и дополнительный отжиг в течение: кр. 2 – 0,25 ч, кр. 3 – 0,75 ч, кр. 4 – 3 ч

Для объяснения того факта, что концентрации электрически активных центров примеси железа и энергии активации примеси Fe в GaAs не зависят от режима обработки, было проведено исследование структурных характеристик образцов GaAs:Fe, полученных в тех же условиях, что и образцы для электрических измерений. Методом атомно-силовой микроскопии были определены включения второй фазы, образованные в GaAs:Fe. Были подтверждены результаты, полученные нами ранее [10, 11]: в образцах GaAs, легированного Fe при 1100 °С и отожженного при температуре 900 °С в течение длительного времени, происходит формирование включений частиц второй фазы дисковой формы диаметром 50–1000 нм и толщиной 1,5–50 нм с концентрацией $\sim 10^{11} \text{ см}^{-3}$. Включения представляют собой по составу соединение на основе Ga–Fe–As и обладают ферромагнитными свойствами при комнатной температуре. Кроме того, эксперимент показал, что частицы второй фазы наблюдаются в образцах GaAs, легированного Fe при 1100 °С с последующей закалкой, то есть распад твердого раствора GaAs:Fe происходит уже в процессе охлаждения пла-

стин от 1100 °С (охлаждение не достаточно резкое) с образованием мелких включений. Отжиг при 900 °С приводит к перестройке включений частиц второй фазы. По мере увеличения времени отжига концентрация частиц размером 50–200 нм существенно уменьшается, размером более 400 нм – возрастает. Это согласуется с общими представлениями о процессе образования и перестройке включений второй фазы при распаде пересыщенных полупроводниковых твердых растворов [12].

Наши данные по образованию и перестройке включений второй фазы согласуются с данными по диффузионному легированию и отжигу GaAs:Cu [13]. Так же, как и в нашей работе, образцы GaAs:Cu подвергались закалке, однако распад твердого раствора происходил уже в процессе охлаждения, которое оказывается не достаточно резким.

Таким образом, на основании полученных результатов можно прийти к следующему заключению. За время охлаждения образцов GaAs:Fe избыточные атомы Fe успевают уйти из узлов галлия в междоузлия с образованием комплексов, кластеров, мелких включений второй фазы. Отжиг при более низкой температуре приводит к тому, что мелкие включения растворяются и атомы с них диффузионным путем переносятся на более крупные включения. Мелкие включения уменьшаются в размере или исчезают, а крупные увеличиваются в размере. При этом концентрация электрически активных атомов железа (атомы Fe в узлах галлия) не зависит от времени отжига.

По данным разных авторов уровень Fe в запрещенной зоне GaAs располагается на $E_t = 0,21–0,59$ эВ от вершины валентной зоны [6]. Исследовался в основном GaAs:Fe, легированный Fe в процессе выращивания монокристаллов, а также в процессе эпитаксии. В [14] примесь Fe вводили диффузионным путем в эпитаксиальные структуры с $p-n$ -переходом.

Исследование электрических характеристик GaAs, легированного Fe в процессе диффузии, показало, что примесь Fe создает акцепторный уровень на 0,53 эВ выше вершины валентной зоны GaAs, как и в GaAs, легированном Fe при выращивании монокристаллов [6, 7]. При этом положение уровня Fe и электрические характеристики GaAs:Fe не зависят от режима отжига образцов при температуре ниже температуры легирования.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хлудков С.С. // Вестник Томского государственного университета. Сер. Физика. – 2005. – Т. 285. – С. 84.
2. Хлудков С.С. // Изв. вузов. Физика. – 2010. – Т. 53. – № 9/3. – С. 30–31.
3. Попов Б.П., Соболевский В.К., Апушкинский Е.Г., Савельев В.П. // ФТП. – 2005. – Т. 39. – № 5. – С. 521.
4. Hirose S., Yamaura M., Haneda S., et al. // Thin Solid Films. – 2000. – V. 371. – P. 272.
5. Haneda S., Munekata H., Takatani Y., et al. // J. Appl. Phys. – 2000. – V. 87. – P. 6445.
6. Омеляновский Э.М., Фистуль В.И. Примеси переходных металлов в полупроводниках. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
7. Haisty R. W. // Appl. Phys. Lett. – 1965. – V. 7. – P. 208.
8. Прудаев И.А., Хлудков С.С. // Изв. вузов. Физика. – 2008. – Т. 51. – № 11. – С. 39.
9. Болтакс Б.И., Куликов Г.С., Никулина И.Н., Шишияну Ф.С. // Изв. АН СССР. Неорган. материалы. – 1975. – Т. 11. – № 2. – С. 348.
10. Хлудков С.С., Прудаев И.А., Новиков В.А. и др. // ФТП. – 2010. – Т. 44. – № 8. – С. 1009.
11. Прудаев И.А., Хлудков С.С., Гутаковский А.К. и др. // Неорган. материалы. – 2012. – Т. 48. – Вып. 2. – С. 133.
12. Фистуль В.И. Распад пересыщенных полупроводниковых твердых растворов. – М.: Металлургия, 1977. – 240 с.
13. Бублик В.Т., Мильвидский М.Г., Освенский В.Б., Югова Т.Б. // Кристаллография. – 1972. – Т. 17. – С. 1072.
14. Именков А.Н., Коган Л.М., Козлов М.М. и др. // ФТП. – 1965. – Т. 7. – С. 3115.

*Сибирский физико-технический институт им. акад. В.Д. Кузнецова
Национального исследовательского Томского государственного университета,
г. Томск, Россия

Поступила в редакцию 06.06.13.

**Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия
E-mail: khludkov@pochta.ru

Хлудков Станислав Степанович, д.ф.-м.н., профессор, ведущ. науч. сотр.;
Прудаев Илья Анатольевич, к.ф.-м.н., доцент, зав. лабораторией;
Новиков Вадим Александрович, к.ф.-м.н., доцент;
Будницкий Давыд Львович, к.ф.-м.н., ст. науч. сотр.;
Лопатецкая Ксения Сергеевна, студентка.