

УДК 621.315.592

## Влияние смещения электронно-дырочного равновесия на процесс диффузии переходных металлов в GaAs

© С.С. Хлудков<sup>¶</sup>

Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова при Томском государственном университете, 634050 Томск, Россия

(Получена 6 июня 2005 г. Принята к печати 10 октября 2005 г.)

Исследована диффузия примесей переходных элементов Fe, Cu и Cr в сильно легированном  $p^+$ -,  $n^+$ - и собственном (при температуре диффузии) GaAs. Использована методика, по которой диффузия примеси осуществляется в структуры на основе GaAs с сильно легированными слоями ( $p^+-n$  или  $n^+-n$ ). Показано, что коэффициент диффузии примеси в  $p^+$ -GaAs существенно выше, а в  $n^+$ -GaAs ниже, чем в  $i$ -GaAs. Полученные результаты обсуждаются на основе представлений о влиянии смещения электронно-дырочного равновесия в полупроводнике на процесс диффузии примесей, мигрирующих по диссоциативному механизму. Определена концентрация межзельной компоненты примесей Fe, Cu и Cr в GaAs при температуре диффузии.

PACS: 68.35.Fx, 66.30.Jt

Примеси переходных металлов образуют в GaAs глубокие акцепторные уровни и используются при создании полупроводниковых структур и приборов, в основе работы которых лежат процессы перезарядки глубоких центров [1,2]. Основным методом создания приборных структур с глубокими центрами является диффузия примесей. В настоящей работе приведены результаты исследования процесса диффузии примесей железа, меди и хрома в арсениде галлия с разной исходной степенью легирования донорными или акцепторными примесями с мелкими энергетическими уровнями. Диффузия примесей с глубокими уровнями осуществляется в полупроводник, который исходно при температуре диффузии имеет примесный ( $n$ ,  $p$ ) или собственный тип проводимости. Определены коэффициенты диффузии примесей Fe, Cu и Cr в GaAs с разным легированием при температуре диффузии. Анализ результатов проведен с позиций диссоциативного механизма диффузии. Определена концентрация межзельной компоненты примесей.

Диффузия примесей изучалась по методике, изложенной в [3]. При этом образцы, в которые проводилась диффузия Fe, Cu или Cr, представляли собой двухслойные структуры на основе GaAs типов  $p^+-n$ ,  $n^+-n$ ,  $n-n^+$  или  $p-n^+$ . Диффузия проводилась в откачанных ампулах из тонкого слоя примеси, нанесенного на поверхность пластин GaAs электролитическим методом в случае меди и термическим распылением в случае железа и хрома. Сильно легированные  $n^+$ - или  $p^+$ -слои структуры создавались легированием с использованием диффузии, в процессе жидкофазной или газофазной эпитаксии примесями с мелкими энергетическими уровнями. Диффузия примеси Fe, Cu или Cr проводилась одновременно в серию из 5–6 структур с различной толщиной верхнего  $n$ -,  $n^+$ -,  $p$ - или  $p^+$ -слоя ( $d_n$ ,  $d_{n^+}$ ,  $d_p$  или  $d_{p^+}$  соответственно) в течение времени, доста-

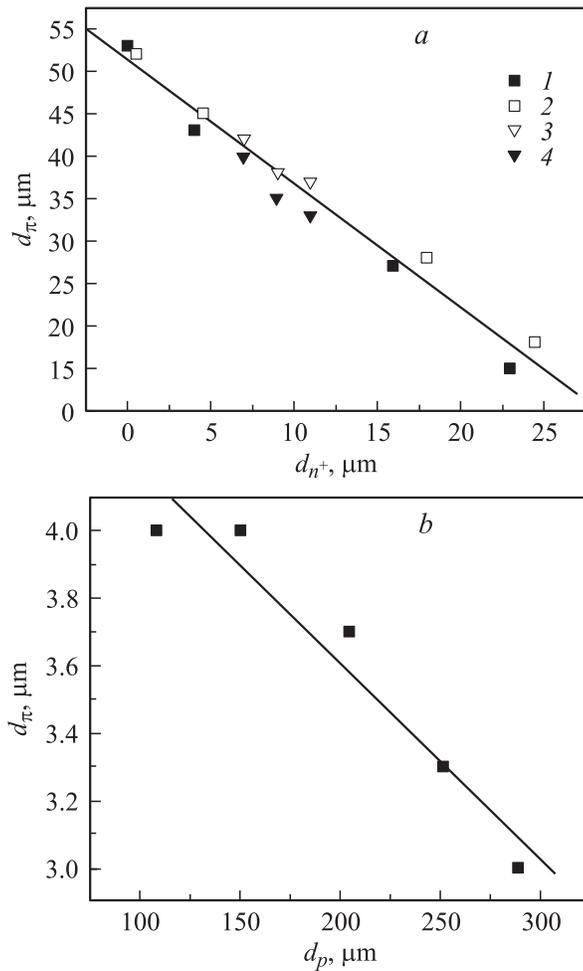
точного для того, чтобы диффузия прошла через всю толщину слоя и на некоторую глубину в „подложке“, имеющей другой уровень легирования или другой тип проводимости. В процессе диффузии примеси в подложке происходило образование высокоомного  $\pi$ -слоя. Толщину  $\pi$ -слоя ( $d_\pi$ ) определяли на поперечном сколе пластины GaAs после анодного окисления, а также на косом шлифе после химического выявления  $\pi$ -слоя и по напряжению пробоя на прижимном точечном контакте металл–полупроводник. По данным эксперимента строилась зависимость  $d_\pi$  от толщины вышележащего слоя, через который проходила диффузия примеси. Из полученных зависимостей по методике, аналогичной методике определения коэффициента диффузии примеси в  $\text{SiO}_2$  в системе  $\text{SiO}_2\text{--Si}$  [4], определяли отношение коэффициентов диффузии примеси в слое и „подложке“, например,  $D_{n^+}/D_n$ ,  $D_{p^+}/D_n$  в структурах  $n^+-n$  и  $p^+-n$ . Согласно [4]

$$d_\pi = -\frac{1}{r} d_{p^+(n^+)} + I, \quad (1)$$

где  $r = (D_{p^+(n^+)}/D_n)^{1/2}$ ,  $I$  — постоянная величина.

Экспериментальные результаты по диффузии Fe в GaAs-структурах типов  $n^+-n$  и  $p^+-n$  при разных температурах  $T$  и временах  $t$  приведены в табл. 1. Диффузия проводилась при давлении мышьяка  $P_{\text{As}_4} = 1$  атм. Слои  $n^+$ -типа создавались диффузией S или Sn,  $p^+$ -типа — диффузией Zn или Mn, а также легированием Ge в процессе жидкофазной эпитаксии. На рис. 1, а приведены (в качестве примера) зависимости толщины  $\pi$ -слоев, возникающих в подложке в результате диффузии Fe в GaAs-структуры, от толщины сильно легированного  $n^+$ -слоя. Из экспериментальных зависимостей  $d_\pi = f(d_{p^+})$  и  $d_\pi = f(d_{n^+})$  по формуле (1) были определены отношения коэффициента диффузии Fe в  $p^+$ - ( $n^+$ -) слоях к коэффициенту диффузии в  $n$ -подложке ( $D_{p^+}/D_n$  и  $D_{n^+}/D_n$ ). Экспериментальные значения

<sup>¶</sup> E-mail: kanc@spti.tsu.ru



**Рис. 1.** Зависимость толщины высокоомного  $\pi$ -слоя ( $d_\pi$ ), возникающего в „подложке“ в процессе диффузии Fe (a) и Cu (b), от толщины верхнего слоя. a — структура  $n^+-n$ ,  $n^+$ -слой легирован S (1, 2) или Sn (3, 4);  $n^+ = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ; режим диффузии:  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $t = 0.24 \text{ ч}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 1 \text{ атм}$ ; 1, 4 — определение  $d_\pi$  по напряжению пробоя точечного контакта металл–полупроводник, 2, 3 — определение  $d_\pi$  по анодному окислению поперечного скола. b — структура  $p-n^+$ ,  $p = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ; режим диффузии:  $T = 900^\circ\text{C}$ ,  $t = 4 \text{ мин}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 2 \text{ атм}$ .

$D_{p^+}/D_n$  и  $D_{n^+}/D_n$  для двух температур диффузии Fe в GaAs приведены на рис. 2. На рис. 3 приведено распределение напряжения пробоя ( $U_B$ ) точечного контакта металл–полупроводник. Измерения проведены на косых шлифах структур  $p^+-\pi-n$  и  $n^+-\pi-n$ , сформированных в процессе проведения диффузии Fe в структуры  $p^+-n$  и  $n^+-n$ . Видно, что в  $p^+$ -слоях  $U_B$  составляет доли вольта и определяется легированием мелкими акцепторами, так как здесь  $N_a > N_d$  ( $N_a$  и  $N_d$  — концентрация мелких акцепторов и доноров соответственно) и глубокий акцепторный уровень Fe „не работает“. В  $n^+$ -слоях  $U_B$  также мало, так как в этом случае концентрация примеси железа  $N_{\text{Fe}} < N_d - N_a$  и компенсации также не происходит. В  $n$ -подложке, где

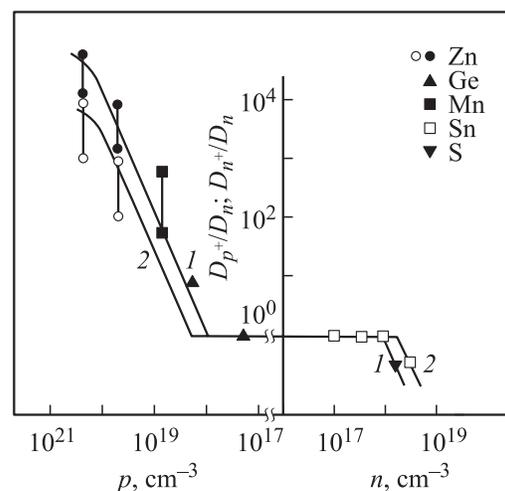
$N_{\text{Fe}} > N_d - N_a$ , происходит формирование высокоомного  $\pi$ -слоя ( $U_B$  достигает 350 В, удельное сопротивление  $\rho \approx 10^5 \text{ Ом} \cdot \text{см}$ ). Следует отметить, что профили распределения  $U_B = f(x)$  в „подложке“ практически сохраняют форму независимо от толщины  $p^+$ -слоя, сдвигаясь в глубь подложки по мере увеличения толщины  $p^+$ -слоя, что является следствием большой скорости диффузии Fe в  $p^+$ -GaAs.

Экспериментальные результаты по диффузии Cu в GaAs-структурах приведены в табл. 2. Сильно легированные слои  $n^+$ -GaAs создавались легированием серой ( $n^+ = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ) в процессе газовой эпитаксии. В структурах  $n$ - и  $p$ -области представляли собой исходный GaAs, выращенный методом Чохральского, легированный оловом или цинком. Диффузия Cu осуществлялась при  $P_{\text{As}_4} = 2 \text{ атм}$ . На рис. 1, b приведены примеры зависимости толщины  $\pi$ -слоя в „подложке“ от толщины вышележащего  $p$ -слоя в структуре  $p-n^+$ . Отношение коэффициентов диффузии Cu в слое GaAs к коэффициенту диффузии в „подложке“ для структур  $n^+-n$ ,  $n-n^+$ ,  $p-n^+$  определяли из зависимостей  $d_\pi = f(d_{n^+})$ ,  $d_\pi = f(d_n)$ ,  $d_\pi = f(d_p)$  по формуле (1). Отношения коэффициентов диффузии:  $D_{n^+}/D_n$  (эксперимент 1) — ( $\sim 10^{-1}$ ),  $D_n/D_{n^+}$  (эксперименты 2 и 3) — ( $3 \cdot 10^2 - 3 \cdot 10^3$ ),  $D_p/D_{n^+}$  (эксперименты 4 и 5) — ( $5 \cdot 10^2 - 4 \cdot 10^4$ ).

Диффузия Cr исследовалась в структурах  $p^+-n$ -GaAs [5]. Толщина  $p^+$ -слоя изменялась в пределах  $d_{p^+} = 20 - 80 \text{ мкм}$ , концентрации составляли  $p^+ = 1 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ,  $n = 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ . Температура диффузии —  $1050^\circ\text{C}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 1 \text{ атм}$ . Отношение коэффициентов диффузии Cr в  $p^+$ - и  $n$ -GaAs  $D_{p^+}/D_n = 2$ .

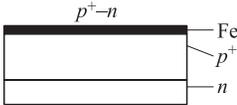
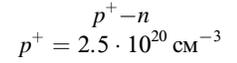
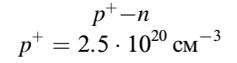
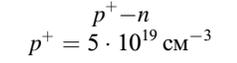
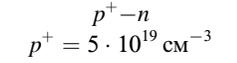
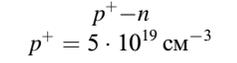
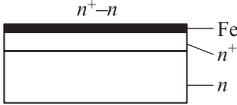
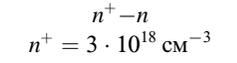
Обсудим полученные результаты.

Примеси переходных металлов создают в GaAs центры с глубокими энергетическими уровнями, замещающая в решетке GaAs атомы галлия [6,7], и имеют до-



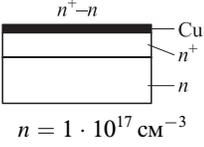
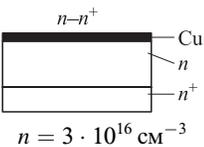
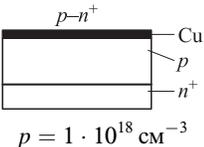
**Рис. 2.** Зависимость коэффициента диффузии Fe в GaAs, легированном разными мелкими донорами, от типа и концентрации носителей заряда. Точки — эксперимент, сплошная линия — расчет. 1 —  $1050^\circ\text{C}$ , 2 —  $1100^\circ\text{C}$ .

**Таблица 1.** Диффузия Fe в GaAs-структуры через сильно легированный  $n^+$ - или  $p^+$ -слой

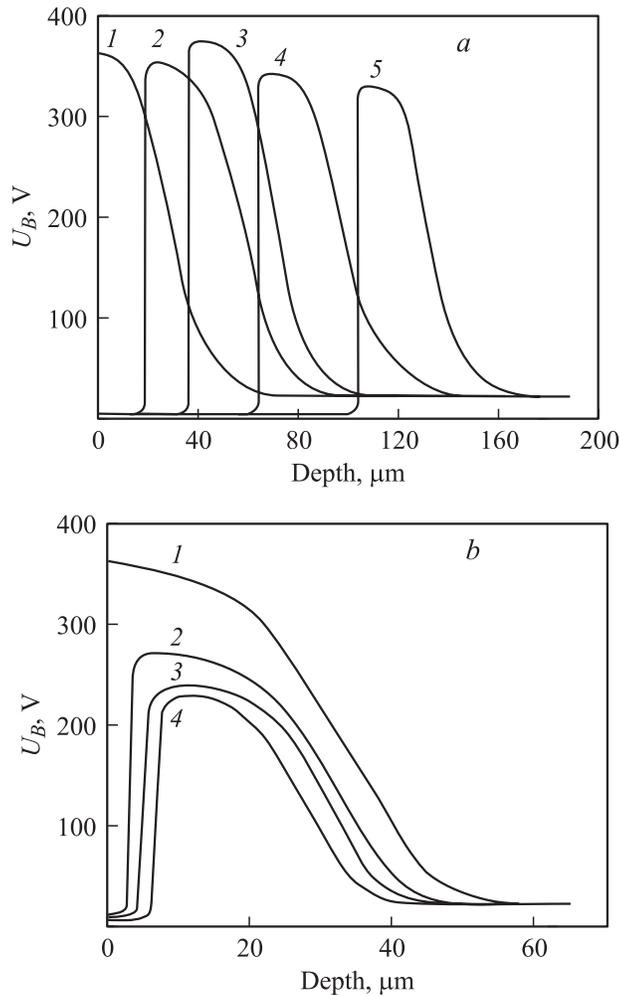
Номер эксперимента	Тип структуры, концентрации дырок ( $p^+$ ) или электронов ( $n^+$ ) в верхнем слое	Интервал изменения толщина $p^+$ - и $n^+$ -слоев, мкм	Режим диффузии $T, ^\circ\text{C}/t, \text{мин}$	Толщина высокоомного слоя в „подложке“ $d_p, \text{мкм}$
1	 <p><math>p^+ = 2.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–57	1050/60	80–100
2	 <p><math>p^+ = 2.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–104	1100/15	46–64
3	 <p><math>p^+ = 2.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–66	1100/15	23–34
4	 <p><math>p^+ = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–22	1050/10	11–13
5	 <p><math>p^+ = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–22	1100/2	7–10
6	 <p><math>p^+ = 5 \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–22	1100/1.2	5–6
7	 <p><math>n^+ = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–11	1100/30	33–39
8	 <p><math>n^+ = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–23	1100/15	18–44

*Примечание.* В сериях экспериментов 1–6 и 7, 8 расположение слоев повторяется. В эксперименте 1 концентрация электронов в „подложке“  $n = 1 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}$ , в остальных  $n = 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$ .

**Таблица 2.** Диффузия Cu в GaAs-структуры

Номер эксперимента	Тип структуры	Интервал изменения толщин слоев, через который проходила диффузия Cu, мкм	Режим диффузии $T, ^\circ\text{C}/t, \text{мин}$	Отношение коэффициентов диффузии
1	 <p><math>n = 1 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}</math></p>	0–22	850/15 $n_i \approx 1.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$	$D_{n^+}/D_n = 1.5 \cdot 10^{-1}$
2	 <p><math>n = 3 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-3}</math></p>	200–600	900/15 $n_i \approx 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$	$D_n/D_{n^+} \approx 3 \cdot 10^3$ $D_n/D_{n^+} \approx 3 \cdot 10^2$
3				
4	 <p><math>p = 1 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}</math></p>	110–290	900/4 $n_i \approx 2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$	$D_p/D_{n^+} = 4 \cdot 10^4$ $D_p/D_{n^+} = 5 \cdot 10^2$
5				

*Примечание.* Во всех экспериментах  $n^+ = 2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ .  $n_i$  — собственная концентрация носителей заряда при температуре диффузии.



**Рис. 3.** Распределение в диффузионном слое напряжения пробоя точечного контакта металл–полупроводник ( $U_B$ ) после диффузии Fe в GaAs-структуры  $p^+-n$  (a) и  $n^+-n$  (b). a —  $d_{p^+}$ , мкм: 1 — 0, 2 — 18, 3 — 37, 4 — 65, 5 — 104;  $p^+ = 2.5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$ ; режим диффузии:  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $t = 1 \text{ ч}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 1 \text{ атм}$ . b —  $d_{n^+}$ , мкм: 1 — 0, 2 — 3, 3 — 5, 4 — 7;  $n^+ = 3 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ; режим диффузии:  $T = 1100^\circ\text{C}$ ,  $t = 0.25 \text{ ч}$ ,  $P_{\text{As}_4} = 1 \text{ атм}$ .

вольно большую растворимость в GaAs. Максимальная растворимость исследуемых нами примесей составляет: Cu — ( $\sim 5 \cdot 10^{18}$ )  $\text{см}^{-3}$  [8], Fe —  $1.5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$  [9] и Cr —  $2.5 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-3}$  [5]. При этом некоторая часть примеси может находиться в межузельном положении, что обеспечивает миграцию этих примесей в решетке GaAs по диссоциативному механизму. Это убедительно показано рядом авторов для примеси меди в GaAs [10], есть некоторые данные для железа [3] и хрома [5].

Приведенные выше результаты по диффузии Fe в GaAs через  $p^+$ -слои свидетельствуют о высокой скорости диффузии Fe в  $p^+$ -GaAs. Это хорошо видно из рис. 3. Из-за высокой скорости диффузии Fe в  $p^+$ -GaAs создается впечатление, будто источник диффузанта находится не на поверхности пластины GaAs, а как бы

на границе  $p^+$ - и  $n$ -областей. В  $n^+$ -GaAs диффузия Fe проходит несколько медленнее, чем в  $n$ -„подложке“, которая при температуре диффузии имеет собственный тип проводимости. Коэффициент диффузии Fe в  $p^+$ -GaAs превышает его значение в  $i$ -GaAs на 3–4 порядка и имеет несколько меньшие значения в  $n$ -GaAs (рис. 2). Такой характер зависимости коэффициента диффузии Fe от типа и концентрации носителей заряда может быть следствием смещения электронно-дырочного равновесия в полупроводнике, определяемого типом и степенью легирования примесью с мелкими энергетическими уровнями, в случае, если атомы Fe мигрируют в GaAs по диссоциативному механизму. Следует отметить, что при этом не обнаружено зависимости коэффициента диффузии Fe от природы примеси, определяющей величину и тип проводимости слоя сильно легированного GaAs (доноры — Sn и S, акцепторы — Zn, Ge и Mn, существенно отличающиеся по своей химической природе и положению в решетке GaAs). Последнее, по-видимому, свидетельствует о том, что комплексообразование и изменение ансамбля точечных дефектов по сравнению со смещением электронно-дырочного равновесия играет второстепенную роль.

Для примесей, мигрирующих по диссоциативному механизму диффузии, имеет место динамическое равновесие между концентрациями заряженных атомов примеси, размещающихся в узлах ( $N_s$ ) и междоузлиях ( $N_i$ ), которое смещается в зависимости от положения уровня Ферми [8,11]. Для однократно заряженных состояний атомов примеси в электронном полупроводнике

$$N_s = N_s^i \frac{n}{n_i}, \quad N_i = N_i^i \frac{n_i}{n}, \quad \alpha = \alpha_i \left( \frac{n}{n_i} \right)^2, \quad (2)$$

в дырочном полупроводнике

$$N_s = N_s^i \frac{n_i}{p}, \quad N_i = N_i^i \frac{p}{n_i}, \quad \alpha = \alpha_i \left( \frac{n_i}{p} \right)^2, \quad (3)$$

где  $n_i$ ,  $n$  и  $p$  — концентрации носителей заряда в собственном, электронном и дырочном полупроводниках при температуре диффузии;  $N_s^i$ ,  $N_i^i$ ,  $\alpha_i = N_s^i/N_i^i$  — концентрации атомов диффундирующей примеси в узлах и междоузлиях и их отношение в собственном полупроводнике. В случае, когда процесс диффузии примеси не лимитируется миграцией вакансий, а поток атомов по междоузлиям существенно больше потока атомов по узлам, эффективный коэффициент диффузии атомов примеси можно представить в виде [8]

$$D = \frac{D_i^i}{1 + \alpha}, \quad (4)$$

где  $D_i^i$  — коэффициент диффузии атомов примеси по междоузлиям. Проанализируем полученные результаты с этих позиций.

В условиях приведенного эксперимента ( $T = 1050\text{--}1100^\circ\text{C}$ ) исходный и легированный железом материал подложки при температуре диффузии имеет собственный тип проводимости, а сильно легированные

**Таблица 3.** Значения  $\alpha$ ,  $N_i$  и  $N_s$  в  $p^-$ ,  $n^+$  и  $i$ -GaAs для примеси железа

Тип проводимости (1100°С)	Концентрация носителей заряда, см <sup>-3</sup> (1100°С)	$\alpha$	$N_i$ , см <sup>-3</sup>	$N_s$ , см <sup>-3</sup>
$n$	$3 \cdot 10^{18}$	$4 \cdot 10^4$	$8 \cdot 10^{13}$	$3 \cdot 10^{18}$
$i$	$1.5 \cdot 10^{18}$	$10^4$	$1.5 \cdot 10^{14}$	$1.5 \cdot 10^{18}$
$p$	$5 \cdot 10^{19}$	9	$5 \cdot 10^{15}$	$4 \cdot 10^{16}$
$p$	$2.5 \cdot 10^{20}$	0.36	$2.5 \cdot 10^{16}$	$9 \cdot 10^{15}$

слои сохраняют  $n$ - и  $p$ -тип проводимости. Таким образом, из экспериментальных зависимостей  $d_n = f(d_{n+(p+)})$  по формуле (1) получаем отношение коэффициентов диффузии в  $n^+$ - (или  $p^+$ -) и в собственном полупроводнике. Для оценки процесса миграции атомов Fe в GaAs по диссоциативному механизму мы использовали следующие данные: коэффициент диффузии атомов Fe по междоузлиям  $D_i^i = 10^{-5}$  см<sup>2</sup>/с (значение, близкое к коэффициенту диффузии междоузельных атомов меди в решетке GaAs [8]), коэффициент диффузии Fe в  $i$ -GaAs при 1100°С  $D_i = 10^{-9}$  см<sup>2</sup>/с [12] и концентрация Fe в узлах в  $i$ -GaAs  $N_s^i = 1.5 \cdot 10^{18}$  см<sup>-2</sup> (предельная растворимость Fe в GaAs при 1050–1100°С по данным [9]). Используя эти данные, по формулам (2)–(4) рассчитали  $D_{n+(p+)}/D_i$ , а также  $\alpha$ ,  $\alpha_i$ ,  $N_i$  и  $N_s$ . Результаты расчета  $D_{n+(p+)}/D_i$  приведены на рис. 2 сплошными линиями. Точками на рис. 2 показаны экспериментальные значения  $D_{n+(p+)}/D_i$ . Видно, что экспериментальные и расчетные значения близки. Значения  $\alpha$ ,  $N_i$  и  $N_s$  в  $p^-$ ,  $n^+$  и  $i$ -GaAs при  $T = 1100^\circ\text{C}$  приведены в табл. 3. Таким образом, результаты, полученные в данной работе, находятся в хорошем соответствии с представлениями о диссоциативном механизме миграции атомов примеси железа в GaAs.

Интерес к исследованию процесса диффузии Cu в GaAs обусловлен следующими обстоятельствами. Медь является быстро диффундирующей примесью в GaAs, одной из основных неконтролируемо вводимых примесей, оказывающих существенное влияние на электрофизические параметры материала [10]. Кроме того, диффузионные GaAs-структуры со специально введенной медью используются для создания приборов: лавинных  $S$ -диодов [13] и примесных фотоприемников [14]. Диффузия Cu в GaAs исследовалась в ряде работ (см.[10]). Влияние смещения электронно-дырочного равновесия на процессы диффузии Cu в  $p$ -GaAs с позиций представлений Шокли–Молла [11] исследовалось в работах [8,15]. В [16] изучена диффузия Cu в  $n$ -GaAs и показано, что скорость диффузии в  $n$ -GaAs существенно ниже, чем в материале с собственной проводимостью при температуре диффузии. Результаты объясняются влиянием на процесс диффузии смещения электронно-дырочного равновесия и электрического поля  $p$ - $n$ -перехода, возникающего в процессе диффузии Cu в  $n$ -GaAs.

Для Cu полученные в настоящей работе величины отношения коэффициента диффузии в слабо легированном и сильно легированном GaAs можно объяснить с позиций влияния смещения электронно-дырочного равновесия в кристалле GaAs на процесс диффузии меди. При этом использован новый для данного случая метод исследования. Проведенный нами расчет коэффициентов диффузии Cu в  $n^+$ -,  $i$ - и  $p$ -GaAs по формулам (2)–(4) (были взяты значения  $\alpha_i = 30$  и  $D_i$  для соответствующей температуры из работы [8]) показал, что расчетные значения  $D_p/D_{n^+}$  и  $D_i/D_{n^+}$  меньше полученных в эксперименте (на 1–1.5 порядка). Это расхождение экспериментальных и расчетных данных может быть объяснено следующим образом. На диффузию Cu в  $n^+$ -GaAs наряду с влиянием смещения электронно-дырочного равновесия влияет и другой фактор — электрическое поле  $p$ - $n$ -перехода, возникающего при диффузии Cu в  $n^+$ -GaAs [16]. Поле оказывает замедляющее действие на миграцию положительно заряженных междоузельных атомов Cu в GaAs, так что в результате эффективный коэффициент диффузии Cu в  $n^+$ -GaAs уменьшается не только за счет смещения электронно-дырочного равновесия, но и за счет влияния поля  $p$ - $n$ -перехода. В результате это и приводит к получению больших значений  $D_{p(i)}/D_{n^+}$ . Экспериментальные данные, полученные в настоящей работе, в целом подтверждают и дополняют результаты работ [8,15,16].

Для Cr отношение коэффициентов диффузии в  $p^-$  и  $i$ -GaAs  $D_p/D_i = 2$ . Тогда соответствующие значения  $\alpha_i$  и  $N_s^i$  составляют  $10^7$  и  $10^{10}$  см<sup>-3</sup>. Однако следует отметить, что концентрация атомов Cr в междоузлиях в действительности, возможно, больше приведенной. Дело в том, что согласно [7] все внешние электроны атомов Cr, расположенных в междоузлиях решетки GaAs, находятся в  $3d$ -состоянии ( $3d^6$ ), часть их может находиться в неионизованном состоянии и изменение электронно-дырочного равновесия на их перераспределение не повлияет. Междоузельные атомы Cu и Fe при температурах диффузии, по-видимому, все находятся в однократно ионизованном состоянии ( $\text{Cu}^+$  и  $\text{Fe}^+$ ).

Таким образом, полученные в данной работе результаты по влиянию смещения электронно-дырочного равновесия на процесс диффузии в GaAs примесей переходной группы Периодической системы Cu, Fe и Cr свидетельствуют о том, что эти примеси в GaAs мигрируют по диссоциативному механизму. В основном они замещают Ga, их концентрация составляет  $N_s^i \approx 5 \cdot 10^{18}$ ,  $1.5 \cdot 10^{18}$  и  $2 \cdot 10^{17}$  см<sup>-3</sup> (при  $T \approx 1000$ – $1100^\circ\text{C}$ ) для Cu, Fe и Cr соответственно. При этом часть атомов примеси занимает междоузельное положение. Из экспериментальных данных по диффузии следует, что отношение концентрации атомов в узлах и междоузлиях составляет  $\alpha_i \approx 30$ ,  $10^4$  и  $10^7$  и концентрация атомов в междоузлиях  $N_s^i \approx 2 \cdot 10^{17}$ ,  $2 \cdot 10^{14}$  и  $2 \cdot 10^{10}$  см<sup>-3</sup> для Cu, Fe и Cr соответственно. В сильно легированном дырочном полупроводнике отношение концентрации атомов при-

меси в узлах и междоузлиях существенно уменьшается, а в электронном возрастает. Следует отметить, что экспериментальные результаты по диффузии примесей в GaAs-структурах с сильно легированными слоями имеют важное значение для разработки приборных многослойных структур на основе GaAs с глубокими центрами.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17486).

## Список литературы

- [1] С.С. Хлудков. Вестн. Томск. гос. ун-та. Сер. Физика, № 285, 84 (2005).
- [2] О.П. Толбанов. Вестн. Томск. гос. ун-та. Сер. Физика, № 285, 155 (2005).
- [3] С.С. Хлудков, Н.В. Чалдышева. Изв. вузов. Физика, **25** (5), 115 (1982).
- [4] A.S. Grove, O. Leistiko, Jr., C.T. Sah. J. Phys. Chem. Sol., **25**, 985 (1964).
- [5] С.С. Хлудков, О.Б. Корецкая, А.В. Тяжев. ФТП, **38** (3), 274 (2004).
- [6] Э.М. Омельяновский, В.И. Фистуль. *Примеси переходных металлов в полупроводниках* (М., Металлургия, 1983).
- [7] В.Ф. Мастеров. Изв. вузов. Физика, **26** (10), 45 (1983).
- [8] R.H. Hall, J.H. Raccete. J. Appl. Phys., **35**, 379 (1964).
- [9] Б.И. Болтакс, Г.С. Куликов, И.Н. Никулина, Ф.С. Шишияну. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **11** (2), 348 (1975).
- [10] В.Б. Освенский, Т.Г. Югова. *Особенности поведения меди в арсениде галлия*. Обзор литературы (М., Гиредмет, 1970).
- [11] W. Shockley, J.L. Moll. Phys. Rev., **119**, 1480 (1960).
- [12] Г.Л. Приходько, Л.К. Тарасова, С.С. Хлудков. Изв. АН СССР. Неорг. матер., **14**, 1378 (1978).
- [13] Г.А. Бабченко, А.И. Гордиенко, Г.А. Захарова, С.В. Малянов, С.С. Хлудков. Изв. вузов. Физика, **28** (4), 97 (1985).
- [14] И.В. Каменская, М.А. Кривов, В.С. Морозов, Э.Н. Мельченко, М.А. Никифорова, Е.А. Попова, С.С. Хлудков. Изв. вузов. Физика, **22** (7), 1979 (93).
- [15] М.Г. Мильвидский, В.Б. Освенский, Т.Г. Югова. ФТТ, **11** (11), 3276 (1969).
- [16] С.С. Хлудков, Л.К. Тарасова. ФТТ, **16** (5), 1319 (1974).

Редактор Л.В. Шаронова

## Influence of displacement of the electron-hole equilibrium on the process of transition metals diffusion in GaAs

S.S. Khudkov

Kuznetsov Siberian Physical-Technical Institute  
at Tomsk State University,  
634050 Tomsk, Russia

**Abstract** Diffusion of impurities of transition metals Fe, Cu and Cr in heavily doped  $p^+$ -,  $n^+$ -GaAs and intrinsic (at diffusion temperature) GaAs. A method is used by which diffusion of impurity is carried out into GaAs structures with heavily doped layers ( $p^+-n$  or  $n^+-n$  types). It is determined that coefficient of diffusion in  $p^+$ -GaAs is considerably higher and in  $n^+$ -GaAs lower than in  $i$ -GaAs. Results obtained are explained on the base the idea of influence of displacement of electron-hole equilibrium in semiconductor on the process of impurities diffusion migrated by dissociative mechanism. The concentration of interknot component of impurities Fe, Cu and Cr in GaAs is determined from the diffusion data.