

Рекомбинационная модель диффузии цинка в GaAs

© Н.Н. Григорьев, Т.А. Кудыкина

Институт физики полупроводников Национальной академии наук Украины,
252650 Киев, Украина

(Получена 23 апреля 1996 г. Принята к печати 14 октября 1996 г.)

Процесс изотермической диффузии Zn в GaAs описан в рамках реакции Лонжини и предложенной рекомбинационной модели: более подвижный межузельный атом цинка в процессе диффузии рекомбинирует с вакансией галлия и становится малоподвижным узельным дефектом. Концентрационный профиль суммарной концентрации цинка на больших временах определяется главным образом концентрационным профилем вакансий. Получены все известные профили диффузии при постоянном коэффициенте диффузии цинка и без подгоночных параметров. Предложен новый метод измерения коэффициентов диффузии межузельного цинка, цинка в узлах галлия и вакансий. Величины этих коэффициентов оценены по имеющимся экспериментальным данным. Показано, что ранее рассчитанная в ряде работ кажущаяся зависимость коэффициента диффузии цинка от его фоновой концентрации связана с процессом его рекомбинации с вакансиями галлия.

1. Введение

Исследованию механизмов диффузии Zn в GaAs на протяжении последних трех десятилетий посвящено большое число работ [1–10]. Эта проблема актуальна и в настоящее время в связи с использованием Zn для получения p – n -переходов и создания высококачественных электрических и оптических структур, обладающих высоким быстродействием и хорошими шумовыми характеристиками. Еще в первых работах по изучению диффузии Zn в GaAs были обнаружены аномальные кривые концентрационного профиля. В зависимости от условий проведения диффузии наблюдаются следующие его формы.

1. При концентрациях Zn, N_{Zn} , меньших некоторого граничного значения (например, менее 10^{19} см^{-3} при температурах ниже 1000°C), распределение концентрации близко к обычному диффузионному профилю из постоянного источника, описываемому функцией $\text{erfc}(x) \equiv 1 - \Phi(x/2\sqrt{Dt})$. Здесь $\Phi(x)$ — интеграл вероятности, x — координата, ось Ox направлена перпендикулярно поверхности образца, t — время диффузии, D — коэффициент диффузии. Профиль, описываемый функцией erfc , получают также при диффузии радиоактивного изотопа Zn^{65} в сильно легированный цинком GaAs ($N_{Zn} > 10^{20} \text{ см}^{-3}$) (рис. 1, *a*) [7], а также при малых временах диффузии.

2. Профиль в виде ступеньки. Такой тип профиля наблюдается как при диффузии Zn в n -GaAs, так и в p -GaAs (рис. 1, *b*) при достаточно больших временах отжига и больших концентрациях Zn [5]; внешне эти профили выглядят так, как если бы имело место препятствие для диффузии.

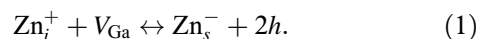
3. Быстроспадающая часть высокой концентрации, за которой следует выпуклый фронт и меньшая ступенька (рис. 1, *c*). Такой тип профиля был получен в работе [8], когда перед диффузией Zn в GaAs образцы предварительно отжигались при более высокой температуре, чем температура последующей диффузии Zn, и при повышении давления AsH_3 .

4. Профиль состоит из двух выпуклых частей с перегибом между ними (рис. 1, *d*). Этот тип профиля получали при диффузии Zn как в полуизолирующий GaAs, так и в n^+ -GaAs при быстром термическом отжиге и температуре отжига более 850°C [10].

Описанные выше 4 типа профиля диффузии характерны для диффузии внутрь пластины. Диффузия Zn из источника, расположенного внутри GaAs, происходит значительно медленнее. Это говорит о том, что в этих двух случаях происходят различные процессы массопереноса, характеризующиеся различными коэффициентами диффузии.

Удивительный результат наблюдали исследователи при измерении коэффициента диффузии Zn: с ростом фоновой концентрации Zn этот коэффициент резко возрастал [6,7,11,12], причем этот эффект более сильный, если диффузия Zn происходила в атмосфере без избытка As, т.е. при небольшой концентрации вакансий галлия (рис. 2, кривые *c, d*). Избыток As (большая концентрация вакансий) приводит к тому, что вплоть до концентраций $Zn \sim 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ коэффициент диффузии не зависит от его концентрации, а затем наблюдается более медленный рост D (рис. 2, кривые *a, b*).

Существуют две основные модели диффузии Zn в GaAs. Согласно первой, предложенной впервые Лонжини [4] в 1962 г. и разрабатываемой целым рядом исследователей [5,6,9,13], часть атомов цинка перемещается по вакансиям, а другая — по междоузлиям. Занимая вакансию Ga, цинк находится в состоянии Zn_s^- , является акцептором, имеет очень малый коэффициент диффузии. В междоузлиях он находится в состоянии Zn_i^+ , является донором и имеет значительно больший коэффициент диффузии. Авторы предполагали, что между этими потоками происходит непрерывный обмен частицами, причем основную роль в диффузионном перемещении играет поток по междоузлиям:



Вакансии Ga (V_{Ga}) предполагаются либо нейтральными, либо однократно ионизованными — в зависимости от положения уровня Ферми [14].

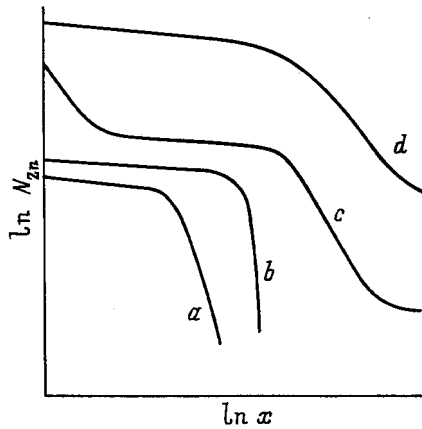


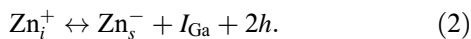
Рис. 1. Концентрационные профили Zn в GaAs: *a* — типы I [5]; *b* — II [5]; *c* — III [9]; *d* — IV [10].

В работе [4] Лонжини полагал, что ступенчатый характер профиля концентрации Zn в GaAs определялся наличием поля *p-n*-перехода, препятствующего диффузии Zn. Однако опыты по электропереносу [5] показали, что при высоких температурах Zn в GaAs перемещается в виде положительно заряженных ионов и поле *p-n*-перехода может только способствовать диффузии. Кроме того, там же было показано, что ступенчатый профиль характерен не только для диффузии Zn в *n*-GaAs, но и в *p*-GaAs, где *p-n*-переход не возникает.

Попытки описать диффузионные профили Zn в GaAs, проведенные в ряде работ, требовали введения дополнительных условий, например в работе [15] для описания профиля типа 4 предполагалось, что коэффициент диффузии квадратично возрастает с ростом концентрации. В работе [14] предполагается существование различных зарядовых состояний вакансий и атомов Zn.

Введение ряда подгоночных параметров позволило авторам такой модели удовлетворительно описывать первые три наблюдаемые концентрационные профили.

Альтернативная модель диффузии (модель вытеснения) предполагает существенное влияние на перенос Zn в GaAs межузельного Ga [16,17] (I_{Ga}). Основная реакция этого механизма



Эта модель рассматривалась во многих работах (см., например, обзор [18]). Авторы в рамках этой модели описывают профили типа 2 и 3, а тип 4 приписывают наличию пустот, дислокаций и других протяженных дефектов.

Анализ экспериментальных результатов, однако, противоречит модели вытеснения:

— исследование дефектов фотолуминесцентными методами [9,13] показало, что определяющую роль в процессе диффузии Zn в GaAs играют вакансии галлия. Межузельного Ga они не обнаружили;

— процессы самодиффузии атомов кристалла обычно протекают значительно медленнее, чем диффузия примесей. Коэффициент самодиффузии атома на несколько

порядков меньше коэффициента диффузии примесного атома. Это объясняется тем, что собственный атом находится в более глубокой потенциальной яме;

— основной аргумент модели вытеснения — то, что Zn вызывает разупорядочение сверхрешеток GaAs/AlGaAs, в действительности не противоречит модели Лонжини: при диффузии Zn в сверхрешетки GaAs/AlGaAs происходит вынос Al на поверхность, а не вынос Ga.

Для вытеснения Ga из узла необходима энергия, значительно большая, чем для вытеснения алюминия или цинка. Об этом свидетельствуют также эксперименты [8], где показано, что нанесение слоя GaAs на сильно легированный цинком *p*-GaAs(Zn) приводит к вытеснению цинка на поверхность.

Все это говорит в пользу модели Лонжини.

В настоящей работе показано, что процесс диффузии Zn в GaAs может быть описан в рамках реакции (1) и предложенной нами рекомбинационной модели: в процессе диффузии подвижный межузельный атом Zn_i рекомбинирует с вакансией галлия, порождая малоподвижный узельный атом Zn_s . Время жизни межузельного атома цинка может быть найдено экспериментально и использовано для нахождения коэффициента диффузии Zn_i : при большой концентрации вакансий галлия ($N_{V_{Ga}} \gg N_{Zn}$) концентрационный профиль цинка определяется не скоростью диффузии межузельного атома Zn_i , а вероятностью его рекомбинации и скоростью диффузии Zn_s . При этом профиль продиффундировавшего цинка повторяет профиль вакансий. Оценено время жизни Zn_i , определены его параметры диффузии. Они хорошо согласуются с результатами работ [1,9]. Коэффициент диффузии Zn_s зависит от концентрации вакансий. Коэффициент диффузии вакансий в GaAs много меньше коэффициента диффузии атомов цинка. Ка-

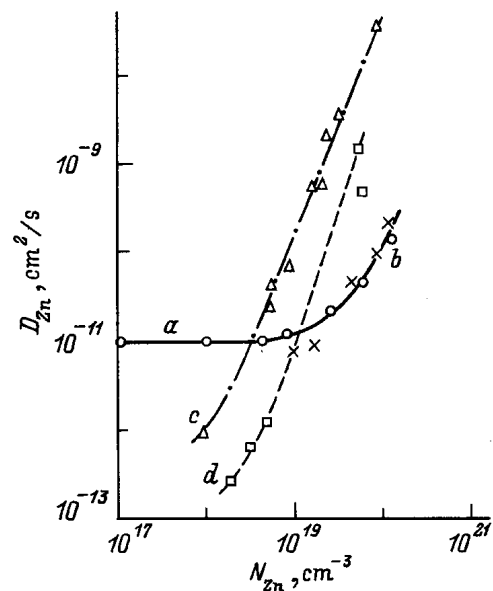


Рис. 2. Зависимость "эффективного коэффициента диффузии" цинка от его фоновой концентрации по данным работ: *a, b* — [6], *c* — [22]; *d* — [23].

жущаяся зависимость коэффициента диффузии цинка от его фоновой концентрации в действительности связана с процессом рекомбинации. Все 4 типа диффузионных профилей концентрации Zn были получены при введении одного постоянного коэффициента диффузии Zn_i .

2. Моделирование процесса диффузии

Имеющиеся экспериментальные данные показывают, что межузельный атом цинка является более подвижным и имеет значительную вероятность рекомбинировать с вакансиями Ga, образуя при этом малоподвижный ион Zn_s^- . В отсутствие других примесей концентрационный профиль распределения Zn в GaAs определится системой уравнений массопереноса: для межузельного цинка

$$\frac{\partial N_{Zn_i}}{\partial t} = D_{Zn_i} \frac{\partial^2 N_{Zn_i}}{\partial x^2} - \beta N_{Zn_i} N_{V_{Ga}} \quad (3)$$

с краевыми условиями

$$i) N_{Zn_i}(x, t = 0) = 0,$$

$$ii) N_{Zn_i}(x = 0, t) = N_0;$$

для цинка в узлах галлия

$$\frac{\partial N_{Zn_s}}{\partial t} = D_{Zn_s} \frac{\partial^2 N_{Zn_s}}{\partial x^2} + \beta N_{Zn_i} N_{V_{Ga}} \quad (4)$$

с краевыми условиями

$$i) N_{Zn_s}(x, t = 0) = 0, \quad ii) N_{Zn_s}(x = 0, t) = N_{s0};$$

для вакансий галлия

$$\frac{\partial N_{V_{Ga}}}{\partial t} = D_{V_{Ga}} \frac{\partial^2 N_{V_{Ga}}}{\partial x^2} - \beta N_{Zn_i} N_{V_{Ga}} \quad (5)$$

с краевыми условиями

$$i) N_{V_{Ga}}(x, t = 0) = V_1, \quad ii) N_{V_{Ga}}(x = 0, t) = V_0.$$

Здесь V_1 — концентрация вакансий, существовавший в кристалле до диффузии цинка, V_0 — концентрация вакансий, а N_0 и N_{s0} — концентрации Zn_i и Zn_s , вводимые с поверхности в процессе диффузии. Коэффициент β пропорционален вероятности рекомбинации межузельного атома цинка с вакансией галлия.

Так как $D_{Zn_i} \gg D_{Zn_s}$, приближенное решение уравнения (4) можно записать в виде

$$N_{Zn_s}(x, t) \cong \beta \int_0^t N_{Zn_i}(x, t_1) N_{V_{Ga}}(x, t_1) dt_1, \quad (6)$$

которое полностью определится решением уравнений (3) и (5). В общем случае решение такой задачи может быть проведено численно.

Проанализируем аналитические решение для некоторых актуальных частных случаев.

3. Диффузия цинка в условиях однородной концентрации вакансий в образце ($N_{Zn} \ll N_{V_{Ga}}, N_{V_{Ga}} = \text{const}$)

Этот случай может быть реализован либо технологией приготовления исходного кристалла GaAs, либо предварительной обработкой, при которой создана высокая концентрация V_{Ga} , причем последующая изотермическая диффузия Zn проводится при более низких температурах. При этом в процессе диффузии не происходит существенного изменения концентрации вакансий, $N_{V_{Ga}} = V_1 = \text{const}(x, t)$. В этом случае решение уравнения (3) может быть получено аналитически:

$$N_{Zn_i} = N_0 \exp(-\beta V_1 t) \left[1 - \Phi(x/2\sqrt{D_{Zn_i} t}) \right]. \quad (7)$$

Концентрация узельного цинка при этом равна

$$N_{Zn_s}(x, t) \cong N_0 J_s(x, t), \quad (8)$$

где

$$J_s = 1 - \exp(-t/\tau_i) \Phi(a/\sqrt{t}) - 0.5 \left\{ \exp(-2a/\sqrt{\tau_i}) [1 - \Phi(a/\sqrt{t} - \sqrt{t})] + \exp(+2a/\sqrt{\tau_i}) [1 - \Phi(a/\sqrt{t} + \sqrt{t})] \right\}. \quad (9)$$

Здесь $a = x/2\sqrt{D_{Zn_i}}$, $\tau_i = 1/\beta V_1$. Суммарная концентрация атомов Zn равна

$$N_{\Sigma}(x, t) = N_0 \exp(-\beta V_1 t) \times \left[1 - \Phi(x/2\sqrt{D_{Zn_i}}) \right] + N_0 J_s(x, t), \quad (10)$$

На рис. 3 приведены концентрационные профили, описываемые: 1 — классической функцией $\text{erfc}(x/2\sqrt{D_{Zn_i} t})$; 2 — функцией (7) для межузельного цинка; 3 — функция (10) для суммарной концентрации цинка, для двух значений времени диффузии t/τ_i : $a = 0.1$, $b = 3$. Видно, что при малых временах влияние рекомбинации мало, все три кривые почти совпадают. При значениях $\beta V t \ll 1$ можно приближенно записать $J_s \sim t/\tau_i$ и временной множитель N_{Σ} равен

$$\varphi(t) \cong 1 - (\beta V_1 t)^2. \quad (11)$$

Он приводит к более быстрому спаданию профиля с ростом времени диффузии. При $t/\tau_i > 1$ большую часть атомов цинка составляют атомы в узлах галлия, профиль N_{Σ} спадает быстрее классического. Это хорошо согласуется с экспериментом, например, работы [5]: на малых временах профиль почти совпадает с $\text{erfc}(x)$, затем становится резко обрывистым, ступенчатым. Такое описание показывает, что форма профиля определяется процессом рекомбинации межузельного цинка. При этом коэффициент диффузии не меняется. Наше рассмотрение показывает, что при наличии рекомбинационного

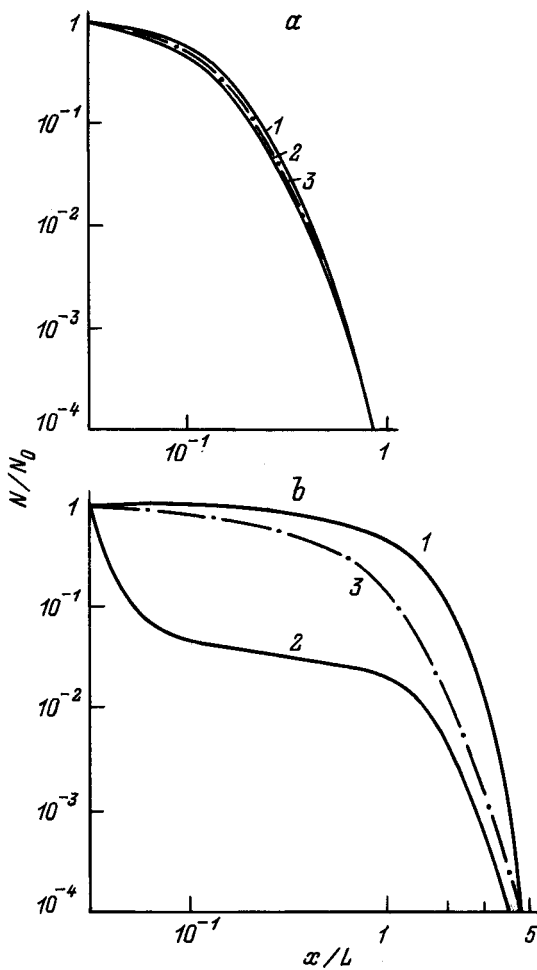


Рис. 3. Концентрационные профили: 1 — классический, $\text{erfc}(x/2\sqrt{D_{\text{Zn}_i}t})$; 2, 3 — описываемые формулой (7) для N_{Zn_i} и (10) для N_{Σ} ; времена диффузии t/τ равны 0.1 (а) и 3.0 (б) соответственно.

процесса нахождения коэффициента диффузии по глубине продиффундировавших носителей L^* неправомерно: глубина L^* может быть значительно меньше длины диффузии $L_0 = \sqrt{D_{\text{Zn}_i}t}$. Это приводило к ошибочным заключениям о том, что коэффициент диффузии цинка зависит от предварительно введенной его концентрации в кристалле. Чем выше концентрация предварительно введенного цинка, тем меньше свободных вакансий и тем слабее идет процесс рекомбинации межузельного цинка и тем больше L^* . Главной функцией в его распределении становится классический $\text{erfc}(x)$. Это поясняет результаты работы [6]: в атмосфере избыточного As, когда вводится в кристалл большое количество вакансий, рост "коэффициента диффузии" вообще не происходит вплоть до концентрации $\sim 5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$, а затем наблюдается более медленный его рост, чем при диффузии с меньшей концентрацией вакансий (рис. 2).

Если же уровень легирования кристалла цинком велик (обычно больше 10^{20} см^{-3}), то свободных вакансий очень мало, и профиль распределения вводимого

радиоактивного Zn имеет классический вид $\text{erfc}(x)$, что наблюдали в эксперименте в работе [7].

В рассматриваемом случае величина

$$\tau_i = 1/\beta V_1 \quad (12)$$

играет роль времени жизни межузельных атомов цинка, Zn_i , до их рекомбинации с вакансией галлия и перехода в состояние Zn_s . Резкий завал концентрационного профиля происходит на временах порядка τ_i . По экспериментальным данным работы [5] можно приближенно оценить этот параметр, а по длине концентрационного профиля — оценить диффузионную длину Zn_i , $L = \sqrt{D_{\text{Zn}_i}\tau_i}$. Так, при температуре диффузии 950°C длина диффузии $L \sim 200 \text{ мкм}$, а $\tau_i \sim 12 \text{ ч}$; при $T_0 = 1150^\circ\text{C}$ $L \sim 180 \text{ мкм}$, $\tau_i = 1.5 \text{ ч}$. Оценка по этим данным коэффициента диффузии D_{Zn_i} приводит к следующим результатам: $D_{\text{Zn}_i}(950^\circ\text{C}) \cong 9.25 \cdot 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$; $D_{\text{Zn}_i}(1150^\circ\text{C}) \cong 6.0 \cdot 10^{-8} \text{ см}^2/\text{с}$.

Эти значения коэффициентов диффузии лежат в пределах разброса параметров диффузии, полученных в работах [1] и [9]; $D_0 = 2.05 \pm 1.91 \text{ см}^2/\text{с}$, $E_A = 2.28 \pm 0.11 \text{ эВ}$ ($D = D_0 \exp(-E_A/kT)$). По нашим данным, $D_0 = 4.06 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$, $E_A = 1.37 \text{ эВ}$.

С другой стороны, результаты, приведенные в работе [6], позволяют оценить коэффициент диффузии цинка, находящегося в узлах галлия. В самом деле, в условиях работы [6] концентрация вакансий в кристалле была велика (по оценкам, $N_{\text{V}_{\text{Ga}}} \sim 10^{19} \text{ см}^{-3}$), и вплоть до фоновых концентраций цинка ниже $5 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ авторы отмечают постоянство коэффициента диффузии. Диффузия проводилась при 850°C и величина $D = 10^{-11} \text{ см}^2/\text{с}$. По оценкам нашей работы и работы [9], $D_{\text{Zn}_i}(850^\circ\text{C}) \cong 3.0 \cdot 10^{-9} \text{ см}^2/\text{с}$, т.е. более чем на 2 порядка больше. Это объясняется тем, что в условиях, когда $N_{\text{Zn}} \ll N_{\text{V}}$, время жизни межузельного цинка мало, он рекомбинирует вблизи поверхности, а смещение концентрационного профиля со временем происходит за счет медленной диффузии узельного цинка. Поэтому можно считать, что в условиях работы [6] $D_{\text{Zn}_i}(850^\circ\text{C}) \cong 10^{-11} \text{ см}^2/\text{с}$ и тем меньше, чем меньше концентрация вакансий. Это объясняет зависимости $D_{\text{Zn}}(N_{\text{Zn}})$, полученные в работе [6].

4. Стационарное распределение вакансий

Этот случай реализован в экспериментах работы [8]. Перед диффузией Zn в GaAs при температуре 500°C образцы предварительно отжигались при более высокой температуре 800°C в течение 10 мин и в условиях повышенного давления AsH_3 . Так как коэффициент диффузии экспоненциально зависит от температуры, при диффузии Zn существенного изменения профиля вакансий не происходило. Из уравнения (5) получим концентрационный профиль вакансий, который создал

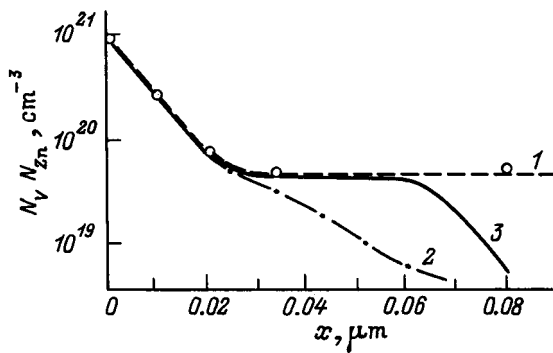


Рис. 4. Рассчитанные профили N_V (1) и N_Σ (2, 3) по параметрам, рассчитанным из данных работы [8]. Точки — экспериментальные данные. 2 и 3 соответствуют различным временам диффузии: $t_3 = 10t_2$.

предварительный отжиг в течение времени $t = t_{an}$ в отсутствие рекомбинационного члена:

$$N_{V_{Ga}}(x, t_{an}) = V_1 + (V_0 - V_1) \left[1 - \Phi(x/2\sqrt{D_V t_{an}}) \right]. \quad (13)$$

Решение уравнения массопереноса (3) для Zn_i , (6) для Zn_s и получение суммарной концентрации цинка

$$N_\Sigma(x, t) = N_{Zn_i}(x, t) + N_{Zn_s}(x, t) \quad (14)$$

при стационарном распределении вакансий (13) показывает, что и в этом случае концентрационный профиль цинка определяет процесс рекомбинации межузельного цинка с вакансиями галлия. Расчет показывает, что профиль N_Σ повторяет профиль $N_{V_{Ga}}$ при достаточно больших временах диффузии. На рис. 4 приведен расчет концентрационного профиля вакансий по параметрам, оцененным из данных работ [8]. Кружками показаны экспериментальные точки профиля, измеряемого в работе [8]. Расчет соответствует значению коэффициента диффузии вакансий $D_V(800^\circ C) = 7.5 \cdot 10^{-16} \text{ см}^2/\text{с}$. Отметим, что коэффициент диффузии вакансий оказался на 6 порядков меньше D_{Zn_i} . Во многих работах ранее полагали обратное — $D_{Zn_i} < D_V$. На рис. 4 приведены также рассчитанные нами кривые N_Σ для нескольких последовательных моментов времени. Видно, что атомы цинка постепенно заполняют профиль вакансий.

Отметим, что рассмотренный случай соответствует типу 3 концентрационных профилей. Первый и второй случаи получены в предыдущем разделе. Тип 4 может быть описан аналогично 3-му, с той лишь разницей, что в случае 3 отношение $V_1/V_0 = 0.1$, а для 4-го $V_1/V_0 \ll 1$ (например, 10^{-2} в работе [10]).

Другой причиной 4-го типа профиля может быть наличие больших градиентов температур, приводящих к возникновению термодиффузионных потоков [20,21].

5. Заключение

Проведенный анализ показал, что процесс диффузии Zn в GaAs может быть описан в рамках предложенной нами рекомбинационной модели: 1) диффузию цинка

в арсениде галлия контролируют вакансии; 2) более подвижный межузельный атом Zn_i в процессе диффузии может рекомбинировать с вакансией галлия, превращаясь в малоподвижный узельный атом Zn_s ; 3) вероятность этого процесса пропорциональна концентрации вакансий и межузельного цинка; 4) время жизни межузельного атома цинка равно $\tau_i = 1/\beta V_1$ и может быть использовано для нахождения коэффициента диффузии Zn_i : $D_{Zn_i} = L^2/\tau_i$ (τ_i — время диффузии, при которой наблюдается резкий завал концентрационного профиля, L — длина этого профиля); 5) при большой концентрации вакансий галлия ($N_{V_{Ga}} \gg N_{Zn}$) концентрационный профиль цинка определяется не скоростью диффузии межузельного атома Zn_i , а его вероятностью рекомбинации и скоростью диффузии Zn_s ; при этом профиль продиффундировавшего цинка повторяет профиль вакансий.

По результатам работы [5] оценено время жизни Zn_i , определены его параметры диффузии; $D_0 \cong 4.06 \cdot 10^{-3} \text{ см}^2/\text{с}$, $E_A \cong 1.37 \text{ эВ}$. Эти параметры лежат в пределах ошибки измерений работ [1,9]. Коэффициент диффузии Zn_s зависит от концентрации вакансий и при $N_{V_{Ga}} \cong 10^{19} \text{ см}^{-3}$ $D_{Zn_s}(850^\circ C) \cong 10^{-11} \text{ см}^2/\text{с}$. Коэффициент диффузии вакансий в GaAs мал: $D_V(800^\circ C) \cong 10^{-16} \text{ см}^2/\text{с}$. Ранее предполагали, что $D_V > D_{Zn_i}$.

Показано, что кажущаяся зависимость коэффициента диффузии цинка от его фоновой концентрации в действительности связана с процессом рекомбинации. Для описания всех 4-х типов диффузионных профилей концентрации Zn достаточно введения одного постоянного коэффициента диффузии.

Список литературы

- [1] F.A. Cunnell, C.H. Gooch. J. Phys. Chem. Sol., **15**, 127 (1960).
- [2] B. Goldstein. Phys. Rev., **118**, 1024 (1960).
- [3] I.W. Allen. J. Phys. Chem. Sol., **15**, 134 (1960).
- [4] R.L. Longini. Sol. St. Electron., **5**, 127 (1962).
- [5] Б.И. Болтакс, Т.Д. Джафаров, В.И. Соколов, Ф.С. Шишина. ФТТ, **6**, 1511 (1964).
- [6] H. Rupprecht, C.Z. LeMay. J. Appl. Phys., **35**, 1970 (1964).
- [7] L.L. Chang, G.L. Pearson. J. Appl. Phys., **35**, 1960 (1964).
- [8] Z.F. Paska, D. Haga, B. Willen. Appl. Phys. Lett., **60**, 1594 (1992).
- [9] N.H. Ky, L. Pavesi, D. Araujo, J.D. Ganiere, F.K. Reinhart. J. Appl. Phys., **69**, 7585 (1991).
- [10] G. Rajeswaran, K.B. Kahen, D.J. Lawrence. J. Appl. Phys., **69**, 1359 (1991).
- [11] C.H. Ting, G.L. Pearson. J. Electrochem. Soc., **118**, 454 (1971).
- [12] M.A. Kadhim, B. Tuck. J. Mater. Sci., **7**, 68 (1972).
- [13] L. Pavesi, D. Araujo, N.H. Ky et al. Opt. Quant. Electron. **23**, S789 (1991).
- [14] K.B. Kahen. Appl. Phys. Lett., **55**, 2117 (1989).
- [15] S. Reynolds, D.W. Vook, J.F. Gibbons. J. Appl. Phys., **63**, 1052 (1988).
- [16] H.R. Winteler. Helv. Phys. Acta, **44**, 451 (1970).
- [17] U. Gosele, F. Moreyead. J. Appl. Phys., **52**, 4617 (1981).
- [18] S. Yu, T.Y. Tan, U. Gosele. J. Appl. Phys., **69**, 3547 (1991).

- [19] P. Enquist, J.A. Hutchby, T.J. DeLyon. *J. Appl. Phys.*, **63**, 4485 (1988).
- [20] Н.Н. Григорьев, Т.А. Кудыкина. *УФЖ*, **33**, 574 (1988).
- [21] N.N. Grigor'ev, T.A. Kudykina, P.M. Tomchuk. *J. Phys. D: Appl. Phys.*, **24**, 276 (1992).
- [22] P.L. Kendall, M.E. Jones. *AIEEIRE Device Research Conference* (Stanford, 1961).
- [23] C.L. Pearson, M.G. Buehler, C.N. Berglund. *Bull. M. Phys. Soc. St. Louis Meeting*, 1963.

Редактор В.В. Чалдышев

A recombination model of zinc diffusion in gallium arsenide

N.N. Grigor'ev, T.A. Kudykina

Institute of Semiconductor Physics,
Ukrainian Academy of Sciences,
252650 Kiev, the Ukraine