

# Легирование магнием в молекулярно-пучковой эпитаксии нитрида галлия из активированного азота

© А.А. Воробьев<sup>¶</sup>, В.В. Кораблев, С.Ю. Карпов\*

Санкт-Петербургский государственный технический университет,  
195251 Санкт-Петербург, Россия

\* Софт-Импакт, а/я 33,  
194156 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 10 декабря 2002 г. Принята к печати 10 декабря 2002 г.)

Предложена кинетическая модель легирования магнием нитрида галлия, выращиваемого с помощью молекулярно-пучковой эпитаксии из плазмо-активированного азота, и определены параметры модели. Предполагая конкурентное квазиравновесное вхождение Mg и Ga в подрешетку III группы, теория объясняет основные экспериментально наблюдаемые закономерности легирования — зависимость эффективности вхождения Mg от температуры и V/III-отношения в падающих потоках.

## 1. Введение

Нитриды III группы являются материалами, находящими все более широкое применение в современной твердотельной электронике. Уникальные свойства этих прямозонных полупроводников — ширина запрещенной зоны, варьируемая с составом соединений от 1.9 до 6.2 эВ, наличие спонтанной поляризации и сильного пьезоэффекта, высокая теплопроводность, возможность получения легированных материалов как *n*-, так и *p*-типа — позволяют использовать их для получения оптических излучателей — светодиодов и лазеров синего-зеленого и, в последнее время, ультрафиолетового спектрального диапазона, а также для изготовления мощных транзисторов и других электронных приборов, работающих при высоких частотах, температурах и в агрессивных средах [1].

Первые нитридные эпитаксиальные слои имели высокую остаточную проводимость *n*-типа, связанную с собственными точечными дефектами в материале, которая не могла быть конвертирована в проводимость *p*-типа путем введения легирующих компонент. Материал *p*-типа был впервые получен в 1989 году группой Акасаки [2], который использовал магний в качестве акцепторной примеси в эпитаксии GaN из металлоорганических соединений (МОС-гидридной эпитаксии). Акасаки обнаружил, что облучение выращенного GaN низкоэнергетичным электронным пучком приводит к активации Mg-акцепторов (в более ранних работах [3,4] сообщалось об аналогичном эффекте активации Zn-акцепторов при облучении GaN сильноточным электронным пучком). В 1992 году Накамура [5] предложил использовать для активации магния термический отжиг в атмосфере азота при температурах 500–700 °С, который естественно вписывался в технологию выращивания нитридных структур из газовой фазы. Как выяснилось в дальнейших исследованиях, причиной низкой активации Mg в GaN, полученном из газовой фазы, являлся водород, внедряемый в кристалл в процессе роста и пассивирующий

акцепторы путем образования комплексов с соседними атомами азота [6]. Фактически оба типа отжига — электронным пучком и термический — приводили к разрушению водородных комплексов, экстракции водорода из кристалла и тем самым к активации Mg-акцепторов (см., например, [1]).

В отличие от газофазной эпитаксии, в молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) GaN из плазмо-активированного азота не требуется дополнительного отжига материала для активации магния из-за отсутствия водородной среды в процессе роста. Экспериментально установлено, что концентрация Mg в кристалле линейно растет с увеличением падающего потока магния [7,8] и уменьшается при повышении температуры роста, обычно составляющей 600–800 °С. Эффективность внедрения Mg в GaN существенно зависит от V/III-отношения в падающих потоках [8], так что обычно используемые Ga-обогащенные условия роста, обеспечивающие хорошую морфологию поверхности GaN, оказываются неоптимальными с точки зрения легирования. И наконец, в ряде работ отмечалось насыщение вхождения магния на уровне  $\sim (1-3) \cdot 10^{19} \text{ см}^{-3}$  при увеличении его потока на ростовую поверхность [7,9]. Такой эффект, однако, не наблюдался в других работах, использующих МПЭ как из плазмо-активированного азота [10], так и из аммиака [11]. В каждом из последних случаев концентрация внедренного в твердую фазу Mg достигала  $\sim (2-5) \cdot 10^{20} \text{ см}^{-3}$  без каких-либо признаков насыщения. Таким образом, экспериментальная картина легирования GaN магнием в процессе МПЭ оказывается достаточно сложной и требующей детального прояснения его базового механизма.

Насколько нам известно, в литературе до сих пор не предложена модель легирования GaN, способная интерпретировать вышеперечисленные экспериментальные наблюдения. Для объяснения насыщения концентрации магния в кристалле при увеличении его падающего потока авторы [8] предположили, что адсорбция магния осуществляется в две стадии — через физадсорбированное и хемосорбированное состояния, причем число узлов хемосорбции на поверхности GaN оказывается на

<sup>¶</sup> E-mail: type@bk.ru

3–4 порядка меньше полного числа узлов адсорбции. Существование физадсорбированного состояния у одноатомных газов, каким является Mg, нам представляется маловероятным, так как физадсорбция обычно ассоциируется с ван-дер-ваальсовым взаимодействием газа с поверхностью. Кроме того, модель [8] не проясняет физическую природу ограничения числа узлов хемосорбции, что является существенным элементом теории.

Кинетическая модель легирования, рассматривающая по отдельности различные режимы роста GaN с помощью МПЭ, предложена в работе [12]. Основной направленностью этой работы было объяснение нетипичного для большинства экспериментов обратного влияния Mg на кинетику роста, обсуждаемого в [13]. Существенным элементом теории [12] является допущение высокой концентрации Mg в адсорбционном слое, что не согласуется с наблюдениями [14], свидетельствующими о малом времени жизни магния на поверхности GaN.

В данной работе мы предлагаем альтернативную модель легирования GaN магнием в условиях МПЭ, с единых позиций рассматривающую различные режимы роста кристалла. В рамках этой модели мы интерпретируем большинство имеющихся экспериментальных данных и проведем количественное сравнение с экспериментом.

Описание модели и оценки используемых в ней параметров даны в разд. 2. В разд. 3 приводятся результаты сравнения теории с экспериментом и рассматриваются основные закономерности легирования GaN магнием в МПЭ из активированного азота. Выводы работы и открытые вопросы обсуждаются в разд. 4.

## 2. Модель

Для анализа легирования GaN магнием мы используем кинетический подход, аналогичный описанному в работах [15,16]. Основой данного подхода является предположение о квазиравновесии атомов, адсорбированных на поверхности и в объеме кристалла. Фактически это предположение означает, что процессы миграции адатомов на поверхности и их встраивание в твердую фазу протекают значительно быстрее, чем процессы адсорбции и десорбции соответствующих газообразных компонент. Относительно Mg предполагается, что он входит в подрешетку галлия, образуя твердый раствор замещения в пределах растворимости Mg в твердой фазе. В этом случае основные уравнения, описывающие рост GaN и вхождение Mg в кристалл, имеют вид

$$F_{\text{Ga}} - k_{\text{Ga}}\Theta_{\text{Ga}} = V_g(1 - x_{\text{Mg}}), \quad (1a)$$

$$F_{\text{N}} - 2k_{\text{N}}\Theta_{\text{N}}^2 = V_g, \quad (1б)$$

$$F_{\text{Mg}} - k_{\text{Mg}}\Theta_{\text{Mg}} = V_g x_{\text{Mg}}, \quad (1в)$$

$$\frac{\Theta_{\text{Ga}}\Theta_{\text{N}}}{1 - \Theta_{\text{N}}} = \eta_{\text{GaN}}\gamma_{\text{GaN}}(1 - x_{\text{Mg}}), \quad (1г)$$

$$\frac{\Theta_{\text{Mg}}\Theta_{\text{N}}}{1 - \Theta_{\text{N}}} = \eta_{\text{MgN}}\gamma_{\text{MgN}}x_{\text{Mg}}, \quad (1д)$$

где  $F_{\text{Ga}}$ ,  $F_{\text{N}}$  и  $F_{\text{Mg}}$  — соответственно потоки галлия, активированного азота и магния, измеряемые в монослоях в секунду;  $k_{\text{Ga}}$ ,  $k_{\text{N}}$  и  $k_{\text{Mg}}$  — константы десорбции галлия, молекулярного азота и магния;  $\Theta_{\text{Ga}}$ ,  $\Theta_{\text{N}}$  и  $\Theta_{\text{Mg}}$  — покрытия поверхности галлием, азотом и магнием, изменяющиеся от нуля до единицы;  $V_g$  — скорость роста кристалла, измеряемая в монослоях в секунду;  $x_{\text{Mg}}$  — атомная доля магния в подрешетке галлия;  $\gamma_{\text{GaN}}$  и  $\gamma_{\text{MgN}}$  — коэффициенты активности GaN и гипотетического соединения MgN, входящего в твердый раствор замещения. В рамках модели регулярных растворов коэффициенты активности могут быть представлены в виде

$$\gamma_{\text{GaN}} = \exp\left[\frac{W}{RT}x_{\text{Mg}}^2\right],$$

$$\gamma_{\text{MgN}} = \exp\left[\frac{W}{RT}(1 - x_{\text{Mg}})^2\right], \quad (2)$$

где  $W$  — параметр взаимодействия GaN и MgN в твердой фазе, а  $R$  — универсальная газовая постоянная.

Уравнения (1a)–(1в) отражают сохранение атомов на ростовой поверхности, а уравнения (1г), (1д) описывают квазиравновесие атомов с кристаллом [15,16]. Константы  $\eta_{\text{GaN}}$  и  $\eta_{\text{MgN}}$  могут быть выражены через константы равновесия реакций образования GaN и MgN из соответствующих компонент газовой фазы [16] как

$$\eta_{\text{GaN}} = (\alpha_{\text{N}_2}^0 K_{\text{GaN}}/k_{\text{Ga}}^2 k_{\text{N}})^{1/2}, \quad (3a)$$

$$\eta_{\text{MgN}} = (\alpha_{\text{N}_2}^0 K_{\text{MgN}}/k_{\text{Mg}}^2 k_{\text{N}})^{1/2}. \quad (3б)$$

Здесь  $\alpha_{\text{N}_2}^0$  есть коэффициент прилипания молекулярного азота на поверхности GaN, зависящий от температуры [17].

Концентрация магния в кристалле  $n_{\text{Mg}}$  рассчитывается через его атомную долю в твердой фазе  $x_{\text{Mg}}$ :

$$n_{\text{Mg}} = N_A(\rho_{\text{GaN}}/M_{\text{GaN}})x_{\text{Mg}}, \quad (4)$$

где  $N_A$  — число Авагадро,  $M_{\text{GaN}}$  — молярная масса нитрида галлия,  $\rho_{\text{GaN}}$  — плотность нитрида галлия.

Температурные зависимости констант десорбции атомов и молекул с поверхности кристалла имеют обычно Аррениусов вид  $k_\nu = k_\nu^0 \cdot \exp(-E_\nu/kT)$ , где  $\nu = \text{Ga}, \text{Mg}, \text{N}$ . Константа  $k_{\text{N}}$  найдена экспериментально в работе [18]. В [16] показано, что значения  $k_{\text{Ga}}$ , измеренные в широком температурном интервале [19] находятся в хорошем согласии со скоростью десорбции галлия с поверхности его жидкой фазы. Предполагая, что поведение магния, уходящего с поверхности также в виде одноатомного газа, аналогично поведению галлия, мы можем оценить константу десорбции  $k_{\text{Mg}}$  как темп его десорбции с поверхности собственной жидкости. Результирующие коэффициенты  $k_\nu^0$  и  $E_\nu/k$  для констант десорбции, входящих в уравнения (1), сведены в таблицу.

Константы десорбции компонент газовой фазы с поверхности нитрида галлия

$\nu$	$k_v^0 (c^{-1})$	$E_\nu/k (K)$
N	$1.50 \cdot 10^{22}$	53000
Ga	$2.43 \cdot 10^{13}$	31448
Mg	$7.71 \cdot 10^{12}$	14994

Обычно концентрация магния в кристалле оказывается много меньше концентрации галлия, и поэтому можно считать, что  $x_{Mg} \ll 1$ . Тогда  $\gamma_{GaN} \cong 1$ , и уравнения (1а), (1б), (1г) образуют отщепленную систему, определяющую скорость роста кристалла, а также поверхностные покрытия  $\Theta_{Ga}$  и  $\Theta_N$ .

При  $x_{Mg} \ll 1$  величина  $\gamma_{MgN} \cong \exp(W/RT)$  становится функцией только температуры. Тогда из (1г) и (1д) получаем

$$\frac{\Theta_{Mg}}{\Theta_{Ga}} = \frac{\eta_{MgN}(T)}{\eta_{GaN}(T)} \gamma_{MgN} \frac{x_{Mg}}{1-x_{Mg}} = \omega(T) \frac{x_{Mg}}{1-x_{Mg}}$$

и

$$x_{Mg} = \frac{\Theta_{Mg}}{\Theta_{Mg} + \omega \Theta_{Ga}}. \quad (5)$$

Подставляя (5) в (1в), получим в предположении, что  $x_{Mg} \ll 1$ ,

$$x_{Mg} = \frac{F_{Mg}}{V_g + k_{Mg} \omega \Theta_{Ga}}, \quad \Theta_{Mg} \cong \frac{F_{Mg} \omega \Theta_{Ga}}{V_g + k_{Mg} \omega \Theta_{Ga}}. \quad (6)$$

Выражения (6) позволяют проанализировать различные режимы вхождения Mg в GaN. При  $V_g \gg k_{Mg} \omega \Theta_{Ga}$  магний непосредственно захватывается растущим кристаллом, и его атомная доля  $x_{Mg} = F_{Mg}/V_g$  не зависит от того, при каких условиях (преобладания галлия или азота в падающих потоках) идет рост, а также от температуры. В обратной ситуации,  $V_g \ll k_{Mg} \omega \Theta_{Ga}$ , атомная доля внедренной примеси  $x_{Mg} = F_{Mg}/k_{Mg} \omega \Theta_{Ga}$  существенно зависит от V/III-отношения в падающих потоках через поверхностное покрытие  $\Theta_{Ga}$ , а также от температуры роста. Экспериментальные данные показывают (см. разд. 1), что вхождение магния в GaN осуществляется именно в таком режиме. В обоих рассмотренных выше случаях концентрация магния изменяется линейно с падающим потоком  $F_{Mg}$ .

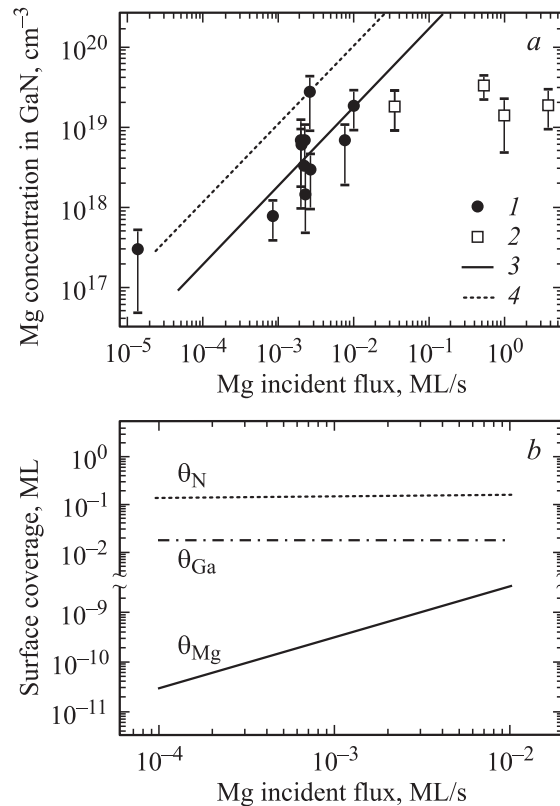
Температурная зависимость концентрации Mg определяется величиной  $\omega(T)$ , которую в соответствии с выражением (5) можно трактовать как коэффициент сегрегации магния. Эта величина отличается от общепринятого определения коэффициента сегрегации, как отношения  $\Theta_{Mg}/x_{Mg}$ , множителем  $\Theta_{Ga}$ . Однако именно такое введение коэффициента сегрегации  $\omega(T)$  нам представляется корректным, так как оно отражает термодинамику конкурентного вхождения Mg и Ga в подрешетку III группы кристалла.

К сожалению, прямая оценка величины  $\omega(T)$  невозможна из-за отсутствия экспериментальной информации о равновесной растворимости Mg в GaN. Поэтому в данной работе мы использовали Аррениусову аппроксимацию  $\omega(T) = \omega_0 \cdot \exp(-E_\omega/kT)$  и нашли величины  $\omega_0$  и  $E_\omega/k$  путем их подгонки к экспериментальной зависимости концентрации Mg от температуры, приведенной в работе [9]. В результате были получены значения  $\omega_0 = 3.523 \cdot 10^5$  и  $E_\omega/k = 21070$  К. При увеличении температуры от 600 до 800°C коэффициент сегрегации  $\omega$  растет от  $10^{-5}$  до  $10^{-3}$ . Поскольку  $\omega(T)$  определяется только фундаментальными свойствами материала и газообразных компонент, реагирующих на поверхности кристалла, эта величина должна слабо зависеть от используемой технологии выращивания GaN.

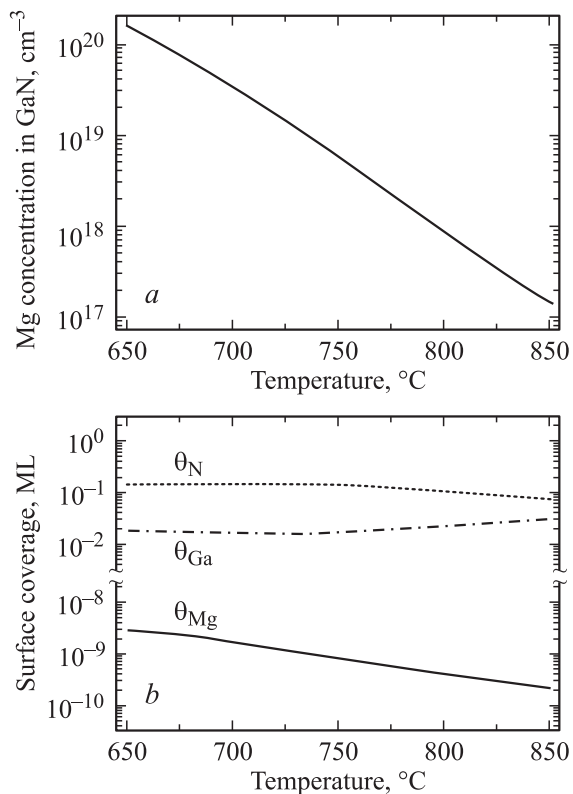
### 3. Результаты

Предлагаемая модель с параметрами, определенными в разд. 2, была использована для анализа основных закономерностей легирования GaN магнием в процессе молекулярно-пучковой эпитаксии из плазмоактивированного азота.

На рис. 1, а показана линейная связь концентрации Mg в GaN с падающим потоком  $F_{Mg}$ , наблюдаемая экспе-



**Рис. 1.** Зависимость концентрации магния (а) и поверхностных покрытий (б) от падающего потока Mg.  $F_{Ga} = 0.30$  МС/с,  $F_N = 0.35$  МС/с. а) 1 — данные работ [7,8], 2 — данные работы [9], 3 — теория для  $T = 750^\circ\text{C}$ , 4 — теория для  $T = 700^\circ\text{C}$ . б)  $T = 750^\circ\text{C}$ .



**Рис. 2.** Зависимость концентрации магния (а) и поверхностных покрытий (б) от температуры роста. Падающие потоки,  $\text{MC}/\text{c}$ :  $F_{\text{Ga}} = 0.30$ ,  $F_{\text{N}} = 0.35$ ,  $F_{\text{Mg}} = 0.003$ .

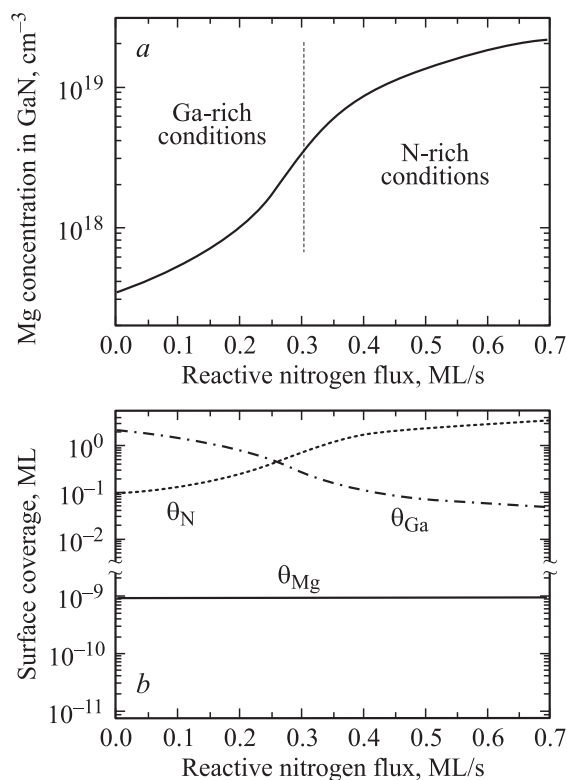
риментально вплоть до концентраций  $\sim 2 \cdot 10^{19} \text{ cm}^{-3}$ . В соответствии с данными [7–9], при дальнейшем увеличении падающего потока Mg его концентрация в твердой фазе насыщается. Такое поведение не описывается нашей моделью. На наш взгляд, кажущаяся смена механизма легирования скорее связана с образованием большого количества дефектов при некоторой критической концентрации Mg в твердой фазе. Действительно, в литературе отмечалось, что при больших концентрациях Mg наблюдается смена полярности растущего кристалла [20,21], которая непременно должна проявиться в образовании антифазных доменов. Поскольку и сама полярность влияет на входение Mg [22,23], и границы антифазных доменов могут служить стоками для атомов примеси, в этих условиях трудно говорить о каком-либо одном доминирующем механизме внедрения акцепторов. В пользу предположения о связи насыщения концентрации магния с дефектностью материала говорит также тот факт, что насыщение концентрации Mg не наблюдалось в других работах как при выращивании GaN из аммиака [11], так и из плазмо-активированного азота [10].

Поведение поверхностного покрытия Mg в зависимости от его падающего потока показано на рис. 1, б. Видно, что поверхностное покрытие магнием оказывается на много порядков меньшим, чем покрытия галлием и азотом, что согласуется с выводами работы [14]. Такое

поведение предсказывается для всего температурного интервала (550–850 °C), представляющего интерес для эпитаксии GaN.

Температурная зависимость концентрации магния в твердой фазе, рассчитанная для типичных параметров ростового процесса, показана на рис. 2, а. Существенное падение эффективности внедрения Mg с температурой связано как с ускорением его десорбции с поверхности GaN, так и с увеличением коэффициента сегрегации  $\omega(T)$ . Следствием первого фактора является постепенное уменьшение поверхностного покрытия магнием с температурой, что показано на рис. 2, б.

Чтобы понять, как V/III-отношение во входящих потоках влияет на входение Mg мы варьировали поток активного азота, сохраняя постоянным падающий поток галлия (рис. 3). Как видно, наиболее резкое изменение эффективности внедрения наблюдается при переходе от Ga-обогащенных ( $F_{\text{N}} < 0.3 \text{ MC}/\text{c}$ ) к N-обогащенным ( $F_{\text{N}} > 0.3 \text{ MC}/\text{c}$ ) условиям роста. При этом N-обогащенные условия обеспечивают на порядок более эффективное входение Mg в кристалл, что хорошо согласуется с экспериментами [8,22]. Причиной этого эффекта является заметное изменение поверхностного покрытия Ga в процессе перехода от Ga-обогащенных к N-обогащенным условиям роста (рис. 3, б), что, в соответствии с (6), сказывается на эффективности внедрения Mg в GaN.



**Рис. 3.** Зависимость концентрации магния (а) и поверхностных покрытий (б) от потока активированного азота при постоянном потоке галлия.  $T = 750^\circ\text{C}$ ,  $F_{\text{Ga}} = 0.30 \text{ MC}/\text{c}$ ,  $F_{\text{Mg}} = 0.003 \text{ MC}/\text{c}$ .

## 4. Заключение

В данной работе предложена кинетическая модель легирования магнием нитрида галлия, выращиваемого с помощью молекулярно-пучковой эпитаксии из плазмо-активированного азота. Модель основана на предположении о квазиравновесии атомов в адсорбционном слое и в объеме кристалла. Теоретические предсказания модели находятся в хорошем согласии с экспериментальными данными разных работ. Нами найдены основные параметры модели и их температурная зависимость, что позволяет количественно предсказывать концентрацию акцепторов в твердой фазе, исходя из условий роста GaN (температуры, падающих потоков галлия, активного азота и магния). Теория показывает, что вхождение магния происходит в квазиравновесном режиме, при котором его концентрация в твердой фазе слабо зависит от скорости роста кристалла, но сильно от скорости десорбции Mg с поверхности и поверхностного покрытия галлием. Последний фактор, учитывающий конкурентное вхождение атомов галлия и магния в подрешетку III группы, фактически определяет сильную зависимость эффективности внедрения Mg в GaN от V/III-отношения в падающих потоках.

В данной работе коэффициент сегрегации магния  $\omega(T)$  найден эмпирически, т. е. путем подгонки к избранным экспериментальным данным. Поэтому отдельный интерес представляет теоретическая оценка этой величины, основанная на разнице ковалентных радиусов Mg и Ga, сравнении энергий связей Ga–N и Mg–N и т. д. Такого рода оценка в сочетании с более детальными экспериментальными исследованиями позволила бы уточнить этот, наиболее критичный параметр модели и, соответственно, механизм легирования, положенный в ее основу.

На наш взгляд, предлагаемая модель легирования имеет достаточно общий характер и мало использует специфику рассматриваемого эпитаксиального процесса (МПЭ). Это позволяет обобщить модель для анализа других технологий роста — газофазной эпитаксии или молекулярно-пучковой эпитаксии из аммиака. Сравнение результатов, полученных для этих технологий, с экспериментом дало бы дополнительную проверку развитой в данной работе теории.

## Список литературы

- [1] O. Ambacher. *J. Phys. D*, **31**, 2653 (1998).
- [2] H. Amano, M. Kito, K. Hiramatsu, I. Akasaki. *J. Appl. Phys.*, **28**, 2112 (1989).
- [3] G.V. Saparin, S.K. Obyden, M.V. Chukhichev, S.I. Popov. *Microelectronic Engineering* **1**, 179 (1983).
- [4] С.К. Обыден, Г.А. Перловский, Г.В. Сапарин, А.Г. Николаев. *Изв. АН СССР. Сер. физ.*, **51**, 452 (1987).
- [5] S. Nakamura, T. Mukai, M. Senoh, N. Iwasa. *J. Appl. Phys.*, **31**, 139 (1992).
- [6] N.M. Johnson, W. Götz, J. Neugebauer, C.G. Van de Walle. *Mater. Res. Symp. Proc.*, **395**, 723 (1996).

- [7] D.J. Dewsnip, J.W. Orton, D.E. Lacklison, L. Flannery, A.V. Andrianov, I. Harrison, S.E. Hooper, T.S. Cheng, C.T. Foxon, S.N. Novikov, B.Ya. Ber, Yu.A. Kudriavtsev. *Semicond. Sci. Technol.*, **13**, 927 (1998).
- [8] J.W. Orton, C.T. Foxon, T.S. Cheng, S.E. Hooper, S.V. Novikov, B.Ya. Ber, Yu.A. Kudriavtsev. *J. Cryst. Growth*, **197**, 7, (1999).
- [9] S. Guha, N.A. Bojarzuk, F. Cardone. *Appl. Phys. Lett.*, **71**, 1685 (1997).
- [10] I.P. Smorchkova, E. Haus, B. Heying, P. Kozodoy, P. Fini, J.P. Ibbetson, S. Keller, S.P. DenBaars, J.S. Speck, U.K. Mishra. *Appl. Phys. Lett.*, **76**, 718 (2000).
- [11] M. Kamp, M. Mayer, A. Pelzmann, K.J. Ebeling. *MRS J. Nitride Semicond. Res.*, **2**, 26 (1997).
- [12] N. Sipe, R. Venkat. *MRS J. Nitride Semicond. Res.*, **7**, 1 (2002).
- [13] B. Dadin, G. Mula, P. Peyla. *Phys. Rev. B*, **61**, 10 330 (2000).
- [14] V. Ramachandran, R.M. Feenstra, J.E. Northrup, D.W. Greve. *MRS J. Nitride Semicond. Res.*, **5S1**, W3.65 (2000).
- [15] S.Yu. Karpov, M.A. Maiorov. *Surf. Sci.*, **393**, 108 (1997).
- [16] S.Yu. Karpov, R.A. Talalev, Yu.N. Makarov, N. Grandjean, J. Massies, B. Damilano. *Surf. Sci.*, **450**, 191 (2000).
- [17] S.Yu. Karpov, Yu.N. Makarov, M.S. Ramm. *MRS. J. Nitride Semicond. Res.*, **2**, 45 (1997).
- [18] O. Brandt, H. Yang, K.H. Ploog. *Phys. Rev. B*, **54**, 4432 (1996).
- [19] S. Guha, N.A. Bojarczuk, D.W. Kisker. *Appl. Phys. Lett.*, **69**, 2879 (1996).
- [20] V. Ramachandran, R.M. Feenstra, W.L. Sarney, L. Salamanca-Riba, J.E. Northrup, L.T. Romano, D.W. Greve. *Appl. Phys. Lett.*, **75**, 808 (1999).
- [21] P. Venegues, M. Benaissa, B. Beaumont, E. Feltin, P. De Mierry, S. Dalmasso, M. Leroux, P. Gibart. *Appl. Phys. Lett.*, **77**, 880 (2000).
- [22] L.K. Li, M.J. Jukovic, W.I. Wang, J.M. Van Hove, P.P. Chow. *Appl. Phys. Lett.*, **76**, 1740 (2000).
- [23] T.H. Myers, A.J. Ptak, L. Wang, N.C. Giles. *Proc. Int. Workshop on Nitride Semicond.*, IPAP Conf. Ser. 1, 451 (2000).

Редактор Л.В. Беляков

## Mg-doping GaN in molecular-beam epitaxy from activated nitride

A.A. Vorobyev, V.V. Korablev, S.Y. Karpov\*

St. Petersburg State Technical University,  
195251 St. Petersburg, Russia  
\* Soft-Impact, P.O. box #33,  
194156 St. Petersburg, Russia

**Abstract** A kinetic model of GaN doping with Mg in plasma-enhanced molecular-beam epitaxy is suggested and related model parameters are found. Assuming a competitive quasi-equilibrium Mg and Ga incorporation into the group-III sublattice, the theory explains basic tendencies experimentally observed — the dependence of Mg incorporation efficiency on temperature and V/III-ratio in the incident fluxes.