

# Термодинамический анализ роста тройных соединений GaAsN методом молекулярно-пучковой эпитаксии

© В.А. Одноблюдов, А.Р. Ковш, А.Е. Жуков, Н.А. Малеев, Е.С. Семенова, В.М. Устинов

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

(Получена 24 октября 2000 г. Принята к печати 26 октября 2000 г.)

Представлена термодинамическая модель описания процессов роста тройных твердых растворов GaAsN. Модель позволяет предсказать содержание азота в слоях GaAsN в зависимости от внешних параметров (потоков молекулярного азота и мышьяка, скорости роста, температуры подложки). С помощью предложенной модели находят объяснение такие экспериментальные факты, как насыщение зависимости состава от внешнего потока азота, существование области постоянного состава в зависимости состава от температуры, а также уширение пика люминесценции по сравнению с идеальным случаем.

## 1. Введение

При выращивании полупроводниковых материалов методом молекулярно-пучковой эпитаксии (МПЭ) профиль состава тройных соединений  $A^{III}B^V$  с одним летучим компонентом  $V$  группы легко контролируется с высокой точностью, что связано с единичным коэффициентом встраивания элементов III группы при стандартных ростовых условиях. Управление составом соединений с двумя элементами  $V$  группы является более сложной технологической задачей, требующей большего количества ростовых экспериментов. В связи с этим создание простых моделей, позволяющих предсказывать состав того или иного тройного соединения исходя из заданных параметров роста (внешние потоки и температура подложки), является чрезвычайно актуальным. С технологической точки зрения термодинамический подход к описанию процессов роста значительно выигрывает в сравнении с кинетическими моделями вследствие своей простоты и наглядности. Было показано, что процесс роста при МПЭ может быть рассмотрен в рамках термодинамического анализа, в предположении, что равновесие между газовой и твердой фазами наступает на поверхности растущей пленки [1,2]. В работе [3] нами был развит данный подход на случай роста четверных соединений с двумя летучими компонентами и успешно применен к системе материалов InGaAsP; было получено хорошее согласие экспериментальных и рассчитанных зависимостей.

В настоящее время во многих научных центрах мира ведутся интенсивные исследования нового материала полупроводниковой электроники — (In)GaAsN, который является перспективным для реализации светоизлучающих приборов на подложках GaAs с длиной волны 1.3 мкм и, возможно, 1.55 мкм [4]. Наибольший прогресс в данной области достигнут при использовании метода МПЭ [5,6]. Поэтому создание адекватной теоретической модели для расчета азотсодержащих соединений является актуальной задачей. Необходимость создания подобной модели диктуется новизной исследования системы материалов GaAsN, относительно небольшим

экспериментальным опытом, накопленным по данной теме к настоящему моменту. Трудность данной проблемы заключается в малости содержания азота в соединениях  $GaN_xAs_{1-x}$  и наличии области температур подложки ( $T \approx 400-500^\circ\text{C}$ ), в которой коэффициент встраивания азота остается постоянным. Также не до конца выясненным остается вопрос, какие именно газовые компоненты плазмы встраиваются в растущий слой. Тем не менее в литературе уделяется крайне мало внимания созданию теоретической базы для описания процессов роста данного соединения методом МПЭ. В работах [7,8] были развиты кинетические модели роста слоев GaAsN при использовании двух разных типов плазменных источников азота: ECR (electron cyclotron resonance) и DC (direct current) соответственно. Однако данные модели не дают необходимых численных закономерностей, связывающих ростовые условия и параметры растущей пленки. В работе [9] процесс роста был рассмотрен как взаимодействие газовой и твердой фаз, однако авторы считали, что рост проходит в сугубо неравновесных условиях (химическое сродство соответствующих реакций, описывающих процесс образования соединения GaAsN, не равняется нулю), что позволило им лишь качественно определить влияние тех или иных параметров ростового процесса.

В настоящей работе мы развиваем метод термодинамического описания роста соединений типа  $A^{III}B^V$  для случая GaNAs, основанный на рассмотрении равновесия между различными фазовыми компонентами, принимающими участие в химических реакциях. Мы представляем результаты расчетов, выполненных в рамках данной модели, показывающие хорошее согласие с экспериментальными данными.

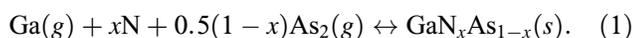
## 2. Термодинамическая модель роста тройного соединения $GaN_xAs_{1-x}$

Предлагаемый термодинамический подход основывается на следующих положениях. МПЭ рассматривается как процесс, в котором равновесие устанавливается на поверхности растущего слоя между твердой фазой  $GaN_xAs_{1-x}$  и газовыми фазами Ga, N,  $As_2$ , что позволяет

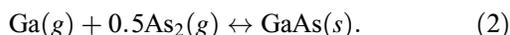
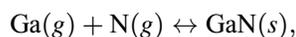
использовать закон действующих масс. За температуру системы,  $T$ , принимается температура подложки. Давления, определяемые переиспаренными от поверхности подложки потоками соответствующих элементов, принимаются за равновесные парциальные давления газовой фазы. Свойства тройных соединений описываются с помощью модели регулярных растворов [10]. Также мы будем полагать, что отклонение роста GaAsN от стехиометрического чрезвычайно мало.

Мы будем считать, что в растущий слой встраивается только атомарный азот, который образуется в результате разложения газообразного молекулярного азота в плазменном источнике. Отметим, что по сути развита модель является универсальной, так как имеет дело с потоком атомарного азота, и, следовательно, может быть применена для любого типа плазменного источника.

Реакцию между основными компонентами роста можно записать в следующем виде:



Рассматривая твердый раствор  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  как однородную смесь бинарных компонент с соответствующими коэффициентами активности, реакция (1) может быть представлена в виде двух следующих реакций:



Коэффициенты активности  $a_{\text{GaAs}}$  и  $a_{\text{GaN}}$ , согласно модели регулярных растворов, характеризуют степень отклонения раствора от идеального. Поэтому закон действующих масс для данных реакций имеет вид

$$\frac{P_{\text{Ga}}P_{\text{As}_2}^{1/2}}{a_{\text{GaAs}}} = K_{\text{GaAs}}, \quad (3a)$$

$$\frac{P_{\text{Ga}}P_{\text{N}}}{a_{\text{GaN}}} = K_{\text{GaN}}, \quad (3b)$$

где  $K_i$  — константы равновесия реакций образования бинарных соединений,  $P_i$  — равновесные парциальные давления, соответствующие переиспаренным потокам элементов с подложки.

К уравнениям (3a), (3b) добавляются условие стехиометрии

$$F_{\text{Ga}}^0 - F_{\text{Ga}} = 2(F_{\text{As}_2}^0 - F_{\text{As}_2}) + F_{\text{N}}^0 - F_{\text{N}} \quad (4)$$

и выражение, определяющее соотношение потоков элементов пятой группы, идущих на рост эпитаксиального слоя,

$$\frac{x}{1-x} = \frac{F_{\text{N}}^0 - F_{\text{N}}}{2(F_{\text{As}_2}^0 - F_{\text{As}_2})}, \quad (5)$$

где  $F_i^0$  — потоки элементов, падающих на подложку, а  $F_i$  — потоки элементов, переиспаренные с подложки.

Переиспаренные потоки  $F_i$  и давления  $P_i$  связаны между собой следующим соотношением:

$$F_i = \frac{P_i}{\sqrt{2\pi m_i k T}}, \quad (6)$$

где  $m_i$  — молекулярная масса,  $k$  — постоянная Больцмана,  $T$  — температура подложки. В результате получается система четырех уравнений (3a), (3b), (4), (5) с четырьмя неизвестными ( $x$ ,  $P_{\text{Ga}}$ ,  $P_{\text{As}_2}$ ,  $P_{\text{N}}$ ). После аналитического приведения системы получается неприводимая система трансцендентных уравнений, требующая численного решения:

$$\begin{aligned} \frac{2 \cdot 10^{-2}}{\sqrt{2\pi m_{\text{As}_2} k T}} P_{\text{As}_2}^{3/2} + \frac{10^{-2}}{\sqrt{2\pi m_{\text{N}} k T}} \frac{a_{\text{GaN}}}{a_{\text{GaAs}}} \frac{K_{\text{GaN}}}{K_{\text{GaAs}}} P_{\text{As}_2} \\ + (F_{\text{Ga}}^0 - F_{\text{N}}^0 - 2F_{\text{As}_2}^0) P_{\text{As}_2}^{1/2} \\ - \frac{10^{-2}}{\sqrt{2\pi m_{\text{Ga}} k T}} K_{\text{GaAs}} a_{\text{GaAs}} = 0, \quad (7) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \frac{x}{1-x} = \left( F_{\text{N}}^0 - \frac{10^{-2} K_{\text{GaN}} a_{\text{GaN}}}{\sqrt{2\pi m_{\text{N}} k T} K_{\text{GaAs}} a_{\text{GaAs}}} \right. \\ \left. \times P_{\text{As}_2}^{1/2} \right) / 2 \left( F_{\text{As}_2}^0 - \frac{10^{-2} P_{\text{As}_2}}{\sqrt{2\pi m_{\text{As}_2} k T}} \right), \quad (8) \end{aligned}$$

где [3,9]

$$a_{\text{GaAs}} = (1-x) \exp \left[ \frac{\alpha x^2}{RT} \right], \quad a_{\text{GaN}} = x \exp \left[ \frac{\alpha (1-x)^2}{RT} \right],$$

$$K_{\text{GaAs}} = \exp \left[ 32 - \frac{4.86 \cdot 10^4}{T} \right],$$

$$K_{\text{GaN}} = \exp \left[ 44 - \frac{1.08 \cdot 10^5}{T} \right],$$

$\alpha = 2.16 \cdot 10^5$  Дж/моль — параметр взаимодействия,  $R$  — универсальная газовая постоянная; единицы измерения давления и потоков:  $P_i$  [мбар],  $F_i$  [ $\text{см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ].

Таким образом, решение системы уравнений (7), (8) дает значения состава  $x$ , давления переиспаренного мышьяка  $P_{\text{As}_2}$  и, далее, с помощью выражений (3a), (3b), (4) — давления переиспаренных потоков галлия  $P_{\text{Ga}}$  и азота  $P_{\text{N}}$  при заданных внешних потоках  $F_{\text{As}_2}^0$ ,  $F_{\text{N}}^0$ ,  $F_{\text{Ga}}^0$  и температуре подложки  $T$ . Итак, мы установили связь между величинами, которые могут быть заданы и измерены в процессе роста, и составом растущего соединения.

Коэффициент встраивания азота может быть записан как отношение встроившейся части внешнего потока к полному внешнему потоку:

$$\eta = \frac{F_{\text{N}}^0 - F_{\text{N}}}{F_{\text{N}}^0} \quad (9)$$

или, используя уравнения (5) и (6), соотношение (9) может быть представлено в следующем виде:

$$\eta = \frac{2}{F_{\text{N}}^0} \frac{x}{1-x} \left( F_{\text{As}_2}^0 - \frac{10^{-2} P_{\text{As}_2}}{\sqrt{2\pi m_{\text{As}_2} k T}} \right). \quad (10)$$

Поступающий в источник поток молекулярного азота типично измеряют в величинах  $\text{sccm}$  (стандартные  $\text{см}^3/\text{мин}$ ). Если принять, что поток расходуется из апертуры равномерно в телесный угол  $2\pi$ , то поток атомарного азота  $F_{\text{N}}^0$  в единицах  $\text{см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$  можно представить как

$$F_{\text{N}}^0 = \frac{2N_{\text{A}}}{22.4 \cdot 10^3 \cdot 60 \cdot 2\pi d^2} f\beta. \quad (11)$$

Здесь  $\beta$  — степень разложения молекулярного азота в атомарный в плазменном источнике — параметр, который определяется типом и рабочими параметрами источников (такими как СВЧ мощность в *RF plasma source* или постоянный ток в *DC plasma source*),  $f$  — поток молекулярного азота в источнике, измеренный в  $\text{sccm}$ ,  $d$  — расстояние от источника до подложки,  $N_{\text{A}}$  — число Авогадро.

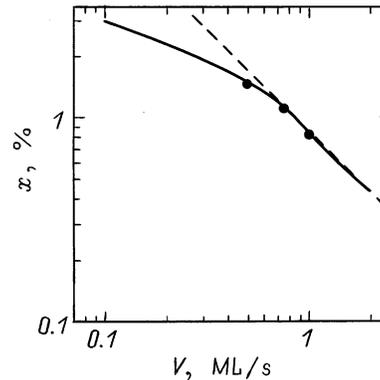
### 3. Эксперимент

Для сопоставления предсказаний представляемой термодинамической модели с экспериментальными данными нами были выращены и исследованы объемные слои GaAsN. Рост проводился методом МПЭ на стандартной установке с твердотельным источником мышьяка. В качестве источника азота использовали радиочастотный плазменный источник (*RF plasma source*). Для данного типа источника фирма-изготовитель декларирует степень разложения (активации) молекулярного азота в атомарный от 20 до 70%, в зависимости от величины приложенной СВЧ мощности. Следует отметить, что в рамках термодинамической модели невозможно точно определить степень разложения (степень активации) и расходимость пучка азота, поэтому величина коэффициента разложения выступает в качестве подгоночного параметра. Однако важно то, что он остается постоянным для установленного значения мощности вне зависимости от значения других варьируемых параметров.

Типичное значение скорости роста,  $V$ , составляло 1 монослой в секунду ( $\text{MC}/\text{с}$ ), что при условии единичного коэффициента встраивания галлия соответствует встраиваемому потоку  $6.19 \cdot 10^{14} (\text{см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1})$ . Поток мышьяка, определенный по перестройке картины дифракции, был в 2.5–3.5 раза больше потока галлия. Поток азота  $f$  варьировался в пределах 0.04–0.5  $\text{sccm}$ . Температура подложки  $T$  изменялась от 400 до 530°C. Содержание встроившегося азота определялось методом рентгеновской дифракции с помощью измерения кривых качания вблизи рефлекса (004) от слоев GaAsN толщиной порядка 0.2 мкм. Постоянную решетки кубического GaN полагали равной 0.451 нм.

### 4. Результаты расчетов и их обсуждение

В данном разделе мы проанализируем зависимость состава (коэффициента встраивания) от всех четырех внешних параметров ростового процесса ( $T$ ,  $F_{\text{As}_2}$ ,  $f$ ,  $V$ ) и

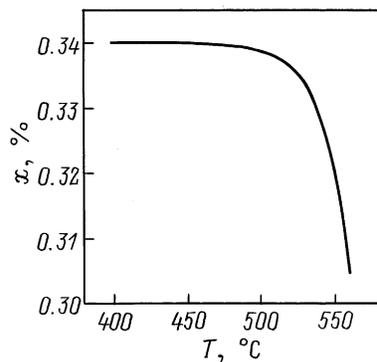


**Рис. 1.** Зависимости содержания азота  $x$  в составе растущего соединения  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  от скорости роста  $V$ , измеренной в монослоях в секунду ( $\text{MC}/\text{с}$ ). Сплошная кривая иллюстрирует теоретическую зависимость, штриховая — пропорциональную  $1/V$ . Символами отмечены экспериментальные данные.  $F_{\text{As}_2}^0 = 2.3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $f = 0.15 \text{ sccm}$ ,  $\beta = 70\%$ ,  $T = 460^\circ\text{C}$ .

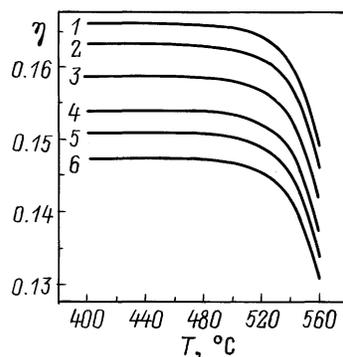
сопоставим результаты расчетов с экспериментальными данными.

Экспериментально установлено [11,12], что при росте азотсодержащих соединений с малым составом по азоту ( $< 3\%$ ) и невысоким внешним потоком азота содержание азота в твердом растворе обратно пропорционально скорости роста. На рис. 1 сплошной линией представлена вычисленная в рамках предлагаемой модели зависимость состава (содержания азота),  $x$ , от скорости роста,  $V$ , при фиксированных внешних потоках  $\text{N}_2$  и  $\text{As}_2$  и при фиксированной температуре подложки ( $460^\circ\text{C}$ ). Как видно, зависимость, наблюдаемая в области типичных для МПЭ скоростей роста 0.6–1.2  $\text{MC}/\text{с}$ , действительно согласуется с пропорциональностью  $1/V$ , также показанной на рис. 1 штриховой линией. Точками на рисунке показаны наши экспериментальные данные по содержанию азота в слоях GaAsN, выращенных при различных скоростях роста (0.5 и 1.0  $\text{MC}/\text{с}$ ). В области малых скоростей роста ( $< 0.5 \text{ MC}/\text{с}$ ) зависимость заметно отклоняется от обратной пропорциональности, демонстрируя тенденцию к насыщению содержания азота. Подобный случай важен для случая выращивания, например, квантовых точек  $\text{In}(\text{Ga})\text{AsN}$ , когда типичные скорости роста составляют при данных процессах порядка сотых долей нанометра в секунду, а анализ содержания азота в объемных слоях затруднен вследствие пластической релаксации напряжения.

На рис. 2 показана зависимость состава растущего соединения от температуры осаждения  $T$  при фиксированных внешних потоках  $\text{As}_2$ ,  $\text{N}_2$  и скорости роста. В данной зависимости ясно видна область постоянного состава в диапазоне температур 400–480°C, что хорошо согласуется с экспериментальными данными [8]. При более высоких температурах наблюдается уменьшение содержания азота по мере увеличения  $T$  при прочих неизменных условиях осаждения. Отметим, что умень-



**Рис. 2.** Зависимость содержания азота  $x$  в составе растущего соединения  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  от температуры подложки  $T$ .  $F_{\text{As}_2}^0 = 1.85 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $f = 0.05 \text{ sccm}$ ,  $\beta = 70\%$ ,  $V = 1 \text{ МС/с}$ .



**Рис. 3.** Зависимости коэффициента встраивания  $\eta$  от температуры подложки  $T$ .  $F_{\text{As}_2}^0 = 1.85 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $\beta = 70\%$ ,  $V = 1 \text{ МС/с}$ . Поток молекулярного азота в источнике  $f$ , sccm: 1 — 0.05, 2 — 0.1, 3 — 0.15, 4 — 0.2, 5 — 0.25, 6 — 0.3.

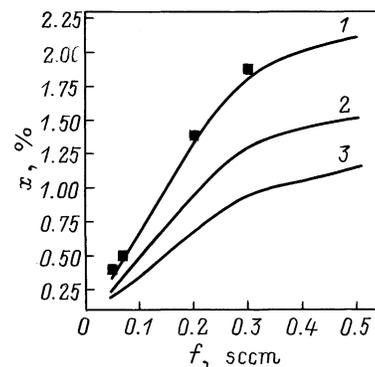
шение величины  $x$  начинается заметно раньше начала интенсивного переиспарения Ga с ростовой поверхности ( $\sim 640^\circ\text{C}$ ).

Глубже понять характер данной закономерности позволяет исследование зависимости коэффициента встраивания азота  $\eta$  от температуры подложки. На рис. 3 изображено семейство кривых  $\eta(T)$ , каждая из которых вычислена по формуле (10), для различных внешних потоков азота  $f$  и фиксированных скорости роста и потоке мышьяка. Из данного рисунка видно, что коэффициент встраивания ведет себя с изменением температуры так же, как и зависимость состава по азоту от температуры. При температуре выше  $\sim 570^\circ\text{C}$  встраивание азота в растущий слой практически невозможно. Сильная зависимость коэффициента встраивания от температуры в диапазоне  $520\text{--}560^\circ\text{C}$  будет приводить к невозможности воспроизводимости состава слоев, выращенных в подобных условиях, и, возможно, к флуктуациям содержания азота в течение ростового процесса. На рис. 3 показано, что увеличение потока молекулярного азота приводит к уменьшению коэффициента встраивания во всем диапазоне температур. Таким образом, содержание

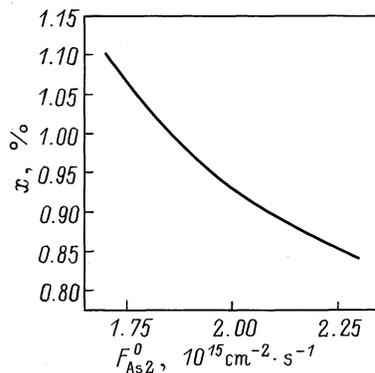
азота зависит от потока азота существенно нелинейно, и представляется целесообразным теоретически исследовать зависимость  $x$  от  $f$ .

Результаты расчета состава растущего слоя от внешнего потока молекулярного азота представлены на рис. 4. Здесь показаны теоретические зависимости  $x(f)$  при фиксированных внешнем потоке  $\text{As}_2$  и скорости роста, при температуре подложки  $460^\circ\text{C}$ . Расчеты выполнены для различных коэффициентов разложения  $\beta$  (различной подводимой СВЧ мощности плазменного источника). Кроме того, на рисунке представлены экспериментальные результаты по выращиванию слоев  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  при заданных условиях. При исследовании на предмет согласования экспериментальных данных с теоретическими расчетами было выяснено, что в предположении равномерной расходимости потока молекулярного азота на телесный угол  $2\pi$  коэффициент разложения источника составляет  $\beta = 70\%$ . Являясь оценкой сверху, при учете некоторой направленности пучка атомарного азота данная величина попадает в диапазон значений, определяемый техническими характеристиками источника. Очевидно, что зависимость  $x(f)$  имеет тенденцию к насыщению, что согласуется с экспериментальными данными. Таким образом, невозможно увеличивать процент содержания азота в растущем слое, увеличивая лишь внешний поток молекулярного азота в источнике. В области насыщения содержание азота определяется в основном коэффициентом разложения, т. е. режимом работы источника. Выращивание в этом диапазоне представляется предпочтительным с точки зрения воспроизводимости, так как СВЧ мощность можно контролировать с высокой точностью, тогда как поток азота испытывает неизбежные флуктуации.

Известно, что экспериментальные спектры как фотолюминесценции (ФЛ), так и рентгеновской дифракции от слоев  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  заметно уширены по сравнению с чистым GaAs. Так, например, типичная ширина линии ФЛ для  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  ( $x \approx 2\%$ ) составляет около 50 мЭВ



**Рис. 4.** Зависимости содержания азота  $x$  в составе растущего соединения  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  от потока молекулярного азота  $f$ . Сплошные кривые иллюстрируют теоретические зависимости, символы — экспериментальные данные.  $F_{\text{As}_2}^0 = 1.85 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $V = 1 \text{ МС/с}$ ,  $T = 460^\circ\text{C}$ . Коэффициент разложения  $\beta$ , %: 1 — 70, 2 — 50, 3 — 35.



**Рис. 5.** Зависимость содержания азота  $x$  в составе растущего соединения  $\text{GaN}_x\text{As}_{1-x}$  от внешнего потока мышьяка  $F_{As_2}^0$ ;  $\beta = 70\%$ ,  $V = 1 \text{ МС/с}$ ,  $f = 0.15 \text{ sccm}$ ,  $T = 460^\circ\text{C}$ .

и практически не зависит от температуры наблюдения. Распад растущего твердого раствора на фазы в данном случае маловероятен из-за низкого содержания азота. Таким образом, мы можем предположить, что основной причиной уширения являются небольшие флуктуации состава. С учетом того факта, что 1% азота приводит к длинноволновому сдвигу линии ФЛ на величину около 200 мЭВ, типичная величина уширения соответствует флуктуации  $x$  примерно на  $\pm 0.1\%$ .

Современные установки МПЭ позволяют поддерживать скорость роста с очень высокой точностью (не хуже 0.5%). Стабильность температуры подложки несколько хуже ( $\pm 5^\circ\text{C}$ ), однако слабая зависимость содержания азота от температуры в области  $T < 500^\circ\text{C}$  подавляет флуктуации состава, обусловленные этим фактором. Как отмечалось выше, нестабильность потока азота подавляется при работе в режиме насыщения зависимости  $x(f)$ . Единственным параметром, который может оказывать заметное влияние на нестабильность содержания азота в течение ростового процесса, является поток мышьяка, для которого возможны флуктуации порядка 20%. Это связано со следующими факторами: техническими характеристиками установки, особенно при использовании твердотельных эффузионных источников мышьяка; довольно большим потоком мышьяка по сравнению с остальными потоками, так как типично процесс роста протекает в As-обогащенных условиях; с большой летучестью мышьяка. В связи с этим определение зависимости содержания азота от потока  $\text{As}_2$  представляет особую важность.

На рис. 5 показана зависимость состава по азоту от внешнего потока мышьяка вблизи типичных значений ростового потока. Из приведенного графика видно, что содержание азота существенно зависит от потока мышьяка. Вариация потока  $\text{As}_2$  на величину 20% относительно среднего значения приводит к флуктуации состава на 0.08–0.17%. Это превосходно согласуется с оценками, сделанными по экспериментальному уширению линий ФЛ. Таким образом, нестабильность потока мышьяка может являться одним из наиболее важных факторов.

## 5. Заключение

Таким образом, в данной работе представлена термодинамическая модель процесса роста тройных твердых растворов GaAsN, позволяющая вычислить состав растущего соединения в зависимости от внешних ростовых параметров (потоков молекулярного азота и мышьяка, скорости роста, температуры подложки). С помощью предложенной модели показано, что зависимость состава растущего соединения от скорости роста в области  $V = 0.6\text{--}1.2 \text{ МС/с}$  хорошо согласуется с экспериментально наблюдаемой обратной пропорциональностью  $x \propto 1/V$ . В области меньших скоростей роста зависимость отклоняется от обратно пропорциональной и демонстрирует тенденцию к насыщению, что следует учитывать при выращивании, например, квантовых точек  $\text{In}(\text{Ga})\text{AsN}$ . В зависимостях состава  $x$  и коэффициента встраивания  $\eta$  от температуры подложки наблюдается область постоянного значения в диапазоне температур  $400\text{--}480^\circ\text{C}$ . При более высоких значениях температур коэффициент встраивания азота резко уменьшается. Это может приводить к плохой воспроизводимости результатов экспериментов.

Также в работе продемонстрировано, что зависимость  $x(f)$  насыщается, и, таким образом, невозможно увеличивать процент содержания азота в растущем слое  $x$ , увеличивая лишь внешний поток молекулярного азота  $f$  в источнике. Наконец, в работе было показано, что нестабильность потока мышьяка может являться важным фактором, определяющим уширение линии ФЛ по сравнению с идеальным случаем.

Предложенная модель может быть применена для описания процессов роста соединений GaAsN при использовании любого типа источника атомарного азота, также данная модель может быть развита на случай молекулярной эпитаксии из газовых источников (*gas source*).

Работа выполнена при поддержке программы NATO Science for Peace (грант SfP-972484), программы "Физика твердотельных наноструктур" (проект 99-2034), а также гранта CRDF (RE1-2221).

## Список литературы

- [1] Р. Хекингботом. В кн.: *Молекулярно-лучевая эпитаксия и гетероструктуры*, под ред. Л. Ченга, К. Плога (М., Мир, 1989) с. 65.
- [2] П.С. Копьев, Н.Н. Леденцов. ФТП, **22**, 1729 (1988).
- [3] А.Ю. Егоров, А.Р. Ковш, А.Е. Жуков, В.М. Устинов, П.С. Копьев. ФТП, **31** (10), 1153 (1997).
- [4] V.M. Ustinov, A.E. Zhukov. *Semicond. Sci. Technol.*, **15**, R41 (2000).
- [5] B. Bochert, A.Yu. Egorov, S. Illek, H. Riechert. *IEEE Photon. Technol. Lett.*, **12** (6), 597 (2000).
- [6] D.A. Livshits, A.Yu. Egorov, H. Riechert. *Electron Lett.*, **36** (16), 2000.
- [7] Z.Z. Bandic, R.J. Hauenstein, M.L. O'Steen, T.C. McGill. *Appl. Phys. Lett.*, **68** (11), 1510 (1996).

- [8] Z. Pan, L.H. Li, W. Zhang, Y.W. Lin, R.H. Wu. Appl. Phys. Lett., **77** (2), 214 (2000).
- [9] Y. Qiu, S.A. Nikishin, H. Temkin, V.A. Elyukhin, Yu.A. Kudriavtsev. Appl. Phys. Lett., **70** (21), 2831 (1997).
- [10] A.S. Jordan, M. Ilegems. J. Phys. Chem. Sol., **36**, 329 (1975).
- [11] T. Kitatani, M. Kondow, K. Nakahara, M.C. Larson, Y. Yazawa, M. Okai, K. Uomi. J. Cryst. Growth, **201/202**, 351 (1999).
- [12] Б.В. Воловик, А.Р. Ковш, W. Passenberg, H.Kuenzel, Н.Н. Леденцов, В.М. Устинов. Письма ЖТФ, **26** (10), 88 (2000).

*Редактор Т.А. Полянская*

## **A thermodynamic analysis of ternary GaAsN compounds grown by MBE**

V.A. Odnoblyudov, A.R. Kovsh, A.E. Zhukov,  
N.A. Maleev, E.S. Semenova, V.M. Ustinov

Ioffe Physicotechnical Institute,  
Russian Academy of Sciences,  
194021 St.Petersburg, Russia

**Abstract** We propose a thermodynamic model describing epitaxial growth of the GaAsN ternary alloys. The model allows us to estimate the nitrogen fraction in the GaAsN layers as a function of external growth parameters (arsenic and molecular nitrogen fluxes, growth rate, substrate temperature). This model explains saturation of the nitrogen content with the external flux of molecular nitrogen, the availability of constant nitrogen composition range in the composition vs temperature dependence and broadening of photoluminescence spectra as compared to the ideal case.