

# Исследование структурных свойств слоев GaAs, выращенных методом молекулярно-лучевой эпитаксии при низких температурах

© Г.Б. Галиев, Р.М. Имамов, Б.К. Медведев, В.Г. Мокеров, Э.Х. Мухамеджанов, Э.М. Пашаев, В.Б. Чеглаков

Институт радиотехники и электроники Российской академии наук,  
103907 Москва, Россия

(Получена 20 марта 1996 г. Принята к печати 17 февраля 1997 г.)

Представлены результаты исследования структурного совершенства эпитаксиальных пленок GaAs, выращенных с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии при низких температурах роста (240–300°C) и разных соотношениях потоков As и Ga (от 3 до 13). На кривых дифракционного отражения выявлены характерные особенности для указанных образцов до и после отжига в диапазоне температур от 300 до 800°C. Выдвинуты предположения, объясняющие эти особенности. Установлен диапазон изменения соотношения потоков мышьяка и галлия, при котором происходит низкотемпературный рост в условиях, близких к стехиометрическому.

## 1. Введение

В последнее время возрос интерес к эпитаксиальным слоям GaAs, полученным с помощью молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) при низких температурах роста (НТ). НТ слоями в МЛЭ для GaAs называют слои, выращенные при температурах подложки  $T_S \sim 200 \div 300^\circ\text{C}$ . Такие слои характеризуются высокой концентрацией точечных дефектов, избытком мышьяка, превосходящим область гомогенности, и отличием параметра решетки НТ слоя и подложки [1–3]. Изучение свойств НТ слоев рентгенодифракционным методом после термообработок показали, что отжиг приводит к совершенствованию кристаллической структуры [1–4]. Согласно [5–8], использование НТ слоев GaAs в приборных структурах и элементах интегральных микросхем приводит к улучшению их параметров и характеристик. Другим важным направлением работ по изучению свойств НТ слоев GaAs является исследование механизма возникновения преципитатов As и динамика их поведения с ростом температуры отжига  $T_A$  [9–11].

Цель данной работы — детальное исследование особенностей кристаллической структуры НТ слоев GaAs, выращенных при разных температурах роста и различных соотношениях потоков мышьяка и галлия, а также влияния последующего отжига на степень совершенства кристаллической структуры НТ пленки GaAs.

## 2. Изготовление образцов и методики исследований

В качестве подложек использовались пластины монокристаллического GaAs с ориентацией (100). После термообработки при 660°C температуру подложки  $T_S$  понижали до температуры роста (в нашем случае 240, 270, 300°C) и растили НТ слои GaAs толщиной  $\sim 0.3$  мкм при разных значениях  $\gamma$  (где  $\gamma = P_{\text{As}_4}/P_{\text{Ga}}$  — отношение давления паров  $\text{As}_4$  и Ga). Отжиг проводился в камере роста установки МЛЭ в потоке As при  $T_A = 300, 400, 500, 600, 700, 800^\circ\text{C}$  в течение 10 мин.

Кривые дифракционного отражения (КДО) регистрировались на двухкристальном спектрометре с использованием  $\text{CuK}_\alpha$ -излучения. Характеристики спектрометра приведены в [12].

Спектры фотолюминесценции (ФЛ) снимались на автоматизированном спектрометре с использованием монокроматора МДР-23. Люминесценция возбуждалась аргоновым лазером ( $\lambda_{\text{exc}} = 514$  нм), а плотность возбуждения на образце составляла 100 Вт/см<sup>2</sup>.

## 3. Результаты измерений и обсуждение

На рис. 1 представлены измеренные КДО для образцов 1–3, которые выращивались при  $T_S = 240$  (1), 270 (2) и 300°C (3) и  $\gamma = 12$ . Видно, что кривые имеют характерный для искаженной решетки дополнительный пик ( $I_{\text{add}}$ ). (Здесь  $I_0$  — основной пик на КДО от подложки, т.е. от монокристаллического GaAs). На рис. 1, где представлены результаты рентгенодифракционных измерений, видно, что  $I_{\text{add}}$  по сравнению с  $I_0$  мал. Для  $I_0$  значения относительной интенсивности отражения  $P_R$  и полуширины пика  $W''$  составляли 0.53, 0.6, 0.62 и 12'', 10.8'', 10.8'' для образцов 1, 2, 3 соответственно. Поскольку эти значения относятся к подложкам, наблюдаемое незначительное их отличие друг от друга мы связываем с качеством подложек, используемых для роста.

Характерной чертой КДО для образцов 1–3 является возрастание  $I_{\text{add}}$  с ростом  $T_S$ . Поскольку толщина эпитаксиальной пленки (ЭП)  $d \sim 0.36$  мкм и положение пиков по углу ( $-170''$ ) одинаковы для всех трех образцов, то малое значение  $I_{\text{add}1}$  по сравнению с  $I_{\text{add}2,3}$  свидетельствует о более совершенной кристаллической структуре этого образца, что может быть обусловлено различным механизмом внедрения As в матрицу GaAs при разных  $T_S$ . Отметим также появление осцилляций с периодом  $\Delta\Theta \sim 57''$  на КДО для образца 3 (рис. 1), которые указывают на формирование более резкой границы раздела пленка/подложка при данных условиях роста [12]. Измеренная по  $\Delta\Theta$  толщина  $d = 0.36$  мкм находится в

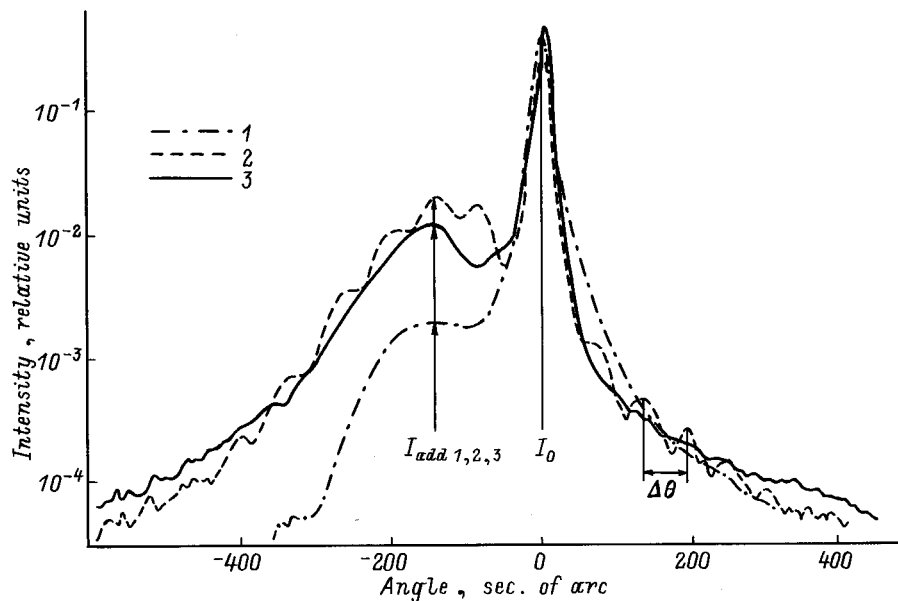


Рис. 1. Кривые дифракционного отражения для образцов 1–3, полученных при  $\gamma = 13$ .

хорошем согласии с толщиной пленки, определенной по скорости роста. Все необходимые формулы для подсчета КДО приведены в работе [12].

На рис. 2 представлены измеренные КДО для образца 1 после отжига при  $T_A = 300, 600, 700, 800^\circ\text{C}$  (образцы 4–7). Как видно из рис. 2, отжиг, начиная с  $T_A = 300^\circ\text{C}$ , изменяет вид КДО.  $I_{\text{add}1}$  при этом увеличивается примерно в 3 раза, а также происходит смещение этого пика от первоначального положения  $-170''$  для образца 1 до  $-90''$  для образца 4, что указывает на

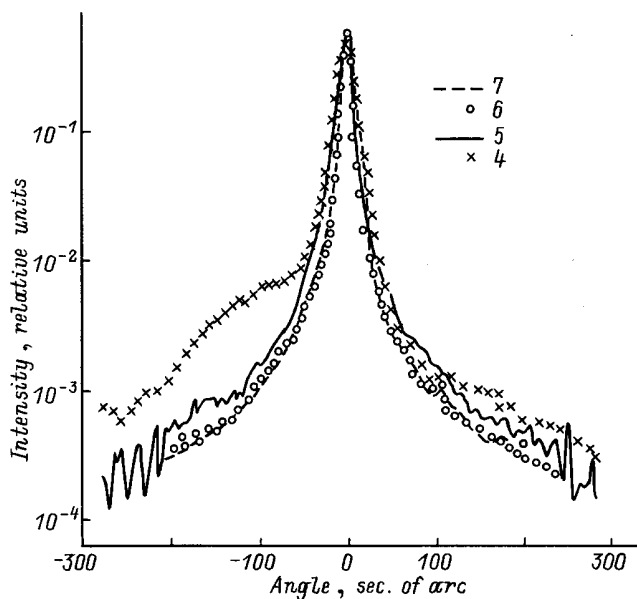


Рис. 2. Кривые дифракционного отражения для образца 1 после отжига при температурах: 300, 600, 700 и  $800^\circ\text{C}$  (образцы 4–7 соответственно).

изменение  $\Delta a/a$  [12]. (Здесь  $a$  — параметр решетки GaAs). Кроме того, происходит увеличение  $W''$  основного пика до  $20''$ . Увеличение  $W''$  для образца 4, вероятно, связано с перераспределением избыточного As в НТ слое GaAs. Такое перераспределение может происходить между различными видами точечных дефектов, природа и концентрация которых для образца, выращенного при  $T_S = 250^\circ\text{C}$  (т.е. очень близких к нашему  $T_S = 240^\circ\text{C}$ ), приведены в [13]. Дальнейший отжиг образцов при более высоких  $T_A$  приводит к улучшению кристаллической решетки НТ слоя и параметры решетки пленки становятся такими же, как и у монокристаллического GaAs.

Эти данные подтверждаются результатами измерений спектров ФЛ. В нашем случае, как и в [14–16], сигнал ФЛ также отсутствует для исходного образца, выращенного при  $T_S = 240^\circ\text{C}$ . Но последующий отжиг при  $T_A > 300^\circ\text{C}$  приводит к появлению сигнала при  $\lambda = 0.825$  нм, интенсивность которого составляет 700, 175, 240 и 370 относительных единиц, а полуширина пика 40, 20, 12 и  $9$  мэВ для образцов 4, 5, 6, 7 соответственно (спектры ФЛ регистрировались при  $T = 77$  К, а номера образцов соответствуют номерам на рис. 2). Эти данные, т.е. увеличение амплитуды и уменьшение полуширины пика сигнала ФЛ с ростом  $T_A$ , также свидетельствуют об улучшении кристаллической решетки НТ слоя GaAs.

С целью изучения влияния параметра  $\gamma$  на кристаллическую структуру НТ слоев GaAs, были выращены образцы с  $T_S = 240^\circ\text{C}$ , но при  $\gamma = 8$ . Для этого образца дополнительного пика на КРО, как на рис. 1, не было обнаружено. Оказалось, что  $W''$  для исходного образца и для образцов после отжига при  $T_A = 400, 600$  и  $700^\circ\text{C}$  равняется  $10 \div 11$  угл.с, т.е. практически не изменяется, а наблюдается лишь незначительное увеличение интенсивности основного пика. Это свидетельствует о хорошем

соответствии параметров кристаллической решетки подложки и эпитаксиальной пленки.

В [13] также сообщается о получении НТ слоя GaAs без  $I_{\text{add}}$  на КДО, но при значениях  $\gamma = 3 \div 4$ . Авторы [13] объясняют это тем, что при таком значении  $\gamma$  избыточного мышьяка в НТ слое нет. Отличие этих значений от наших ( $\gamma \sim 8$ ), когда на КДО мы не наблюдаем дополнительного пика, видимо, связано с конструктивными особенностями используемых установок. На это указывает и то, что нам при  $\gamma = 3 \div 4$  не удалось вырастить НТ слой GaAs.

Таким образом, суммируя результаты проведенного исследования можно отметить следующее.

1. Выращены и исследованы НТ эпитаксиальные слои GaAs. Оказалось, что при  $\gamma = 13$  на структурах с НТ слоем на КДО наблюдается дополнительный пик, вызванный различием параметров решеток НТ слоя и подложки. Интенсивность  $I_{\text{add}}$  имеет наименьшее значение при  $T_S = 240^\circ\text{C}$  и увеличивается с ростом  $T_S$  ( $270\text{--}300^\circ\text{C}$ ). По нашему мнению, это связано с тем, что избыточный As занимает разное положение в решетке GaAs.

2. Обнаруженные дополнительные осцилляции на КДО при  $T_S = 300^\circ\text{C}$  свидетельствуют о резкой границе раздела пленка/подложка с отличающимися параметрами решеток.

3. Последующий отжиг НТ слоев GaAs при  $T_A > 500^\circ\text{C}$  приводит к исчезновению дополнительного пика на КДО. Это свидетельствует о совершенствовании кристаллической решетки пленки, что подтверждается измерениями спектров ФЛ.

4. Обнаружено резкое увеличение полуширины основного пика  $I_0$  при  $T_A \sim 300^\circ\text{C}$ . По нашему мнению, это связано с тем, что при этих  $T_A$  происходит наиболее интенсивное перераспределение избыточного As, которое вызывает наибольшее изменение параметра решетки НТ слоя.

## Список литературы

- [1] M. Kaminska, Z. Liliental-Weber, E.R. Weber, T. George, J.B. Kortright, F.M. Smith, B.Y. Tsaur, A.R. Calawa. Appl. Phys. Lett., **54**, 1881 (1989).
- [2] D.C. Look. J. Appl. Phys., **70**, 3148 (1991).
- [3] Н.А. Берт, А.И. Вейнгер, М.Д. Вилисова, С.И. Голощاپов, И.В. Ивонин, С.В. Козырев, А.Е. Куницын, Л.Г. Лаврентьева, Д.И. Лубышев, В.В. Преображенский, Б.Р. Семягин, В.В. Третьяков, В.В. Чалдышев, М.П. Якубеня. ФТТ, **35**, 2609 (1993).
- [4] J.K. Luo, H. Thomas, D.V. Morgan, D. Westwood. Appl. Phys. Lett., **64**, 3614 (1994).
- [5] V. Nabet, A. Paoletta, P. Cooke, M.L. Lemuene, P.R. Morkirk, L.-C. Lion. Appl. Phys. Lett., **64**, 3151 (1994).
- [6] L.-W. Yin, Y. Hwang, J.H. Lee, R.J. Trew, U.K. Mishra. IEEE Electron. Dev. Lett., **11**, 561 (1990).
- [7] M.R. Melloch, D.C. Miller, B. Das. Appl. Phys. Lett., **54**, 943 (1989).
- [8] J.-F.B. Lin, C.P. Kocot, D.E. Mars, R. Jaeger. IEEE Trans. Electron. Dev., **37**, 46 (1990).
- [9] T.M. Cheng, C.Y. Chang, T.C. Chang, J.H. Huang, M.F. Huang. Appl. Phys. Lett., **64**, 3626 (1994).
- [10] T.M. Cheng, C.Y. Chang, A. Chin, M.F. Huang, J.H. Huang. Appl. Phys. Lett., **64**, 2517 (1994).
- [11] T.M. Cheng, A.Chin, C.Y. Chang, M.F. Huang, K.Y. Hsien, J.H. Huang. Appl. Phys. Lett., **64**, 1546 (1994).
- [12] А.М. Афанасьев, Р.М. Имамов, В.Г. Мокеров, А.В. Маллов, Э.Х. Мухамеджанов, Д.В. Новиков, Э.М. Пашаев, В.С. Игнатъев, А.А. Зайцев. Тр. ФТИАН, **63**, (1993).
- [13] M. Missous, S.O'Hagan. J. Appl. Phys., **75**, 3396 (1994).
- [14] F.W. Smith, H.Q. Le, V. Diadiuk, M.A. Hollis, A.R. Calawa, S. Gupta, M. Frankel, D.R. Dykaar, G.A. Mourou, T.Y. Hsiang. Appl. Phys. Lett., **54**, 890 (1989).
- [15] D.C. Look, D.S. Walters, M.O. Manasreh, J.R. Sizelove, C.E. Stutz. Phys. Rev. B, **42**, 3578 (1990).
- [16] A.C. Warren, J.M. Woodall, J.L. Freeouf, D. Grischkowsky, D.T. McInturff, M.R. Melloch, N. Otsuka. Appl. Phys. Lett., **57**, 1331 (1990).

*Редактор В.В. Чалдышев*

## Study of structure properties of GaAs layers grown by molecular-beam epitaxy at low temperatures

G.B. Galiev, R.M. Imamov, B.K. Medvedev, V.G. Mokerov, E.Kh. Mukhamedzhanov, E.M. Pashaev, V.B. Cheglakov

Institute of Radio Engineering and Electronics,  
Russian Academy of Sciences,  
103907 Moscow