

**АТОМНЫЕ СТРУКТУРЫ ОБОГАЩЕННЫХ ГАЛЛИЕМ ПОВЕРХНОСТЕЙ  
GaAs(001)-4 × 6 И -4 × 2**

*Р. З. Бахтизин<sup>1)</sup>, К.-К. Шье<sup>2)</sup>, Т. Хашицуме<sup>3)</sup>, Т. Сакурай<sup>2)</sup>*

<sup>1)</sup> *Башкирский государственный университет  
450074, Уфа, Россия*

<sup>2)</sup> *Институт проблем материаловедения университета Тохоку  
Сендай 980-77, Япония*

<sup>3)</sup> *Лаборатория передовых исследований Хитачи  
Сайтама 350-03, Япония*

Поступила в редакцию 13 ноября 1998 г.

Сканирующая туннельная микроскопия впервые применена для исследования на атомном уровне фаз  $4 \times 2$  и  $4 \times 6$  на обогащенной галлием поверхности GaAs(001), полученной методами молекулярно-лучевой эпитаксии и миграционно-усиленной эпитаксии. С учетом результатов экспериментов и расчетов полной энергии с использованием первых принципов, предложена унифицированная структурная модель, в которой фаза  $4 \times 2$  состоит из двух димеров Ga в верхнем слое и димера Ga в третьем слое, а фаза  $4 \times 6$  размещается в соответствии с периодически расположенными кластерами Ga на углах элементарной ячейки  $4 \times 6$  на вершине фазы  $4 \times 2$ .

## 1. ВВЕДЕНИЕ

Поверхность полярной грани GaAs(001) широко применяется для изготовления полупроводниковых приборов и часто используется в качестве подложки в методе молекулярно-лучевой эпитаксии [1–3]. Ее атомная структура представляет значительный интерес, так как большинство приборов на основе GaAs выращиваются на этой грани именно по такой методике. При этом на самой поверхности GaAs(001) наблюдается большое количество фаз и фазовых структурных переходов между ними, тесно связанных со стехиометрическим составом, которыми можно управлять, изменяя температуру образца и соотношение атомных концентраций Ga и As в потоках, т. е. условия обработки поверхности [3]. Механизм когерентного роста в методе молекулярно-лучевой эпитаксии на поверхности GaAs(001) был впервые предложен в работе [4].

В то время как структура As-стабилизированной поверхности GaAs(001)- $2 \times 4$ , выращенной с помощью методики молекулярно-лучевой эпитаксии изучена достаточно широко [5–19], известно лишь несколько удачных попыток исследования фаз на поверхности GaAs(001), обогащенной галлием, например, фаз GaAs(001)- $4 \times 2$  и  $-4 \times 6$ , что связано со значительными трудностями в приготовлении и детальном изучении такой

<sup>1)</sup> E-mail: raouf@online.ru

<sup>2)</sup> Xue Qikun and Sakurai Toshio, Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-77, Japan. E-mail: xue@apfim.imr.tohoku.ac.jp; sakurai@apfim.imr.tohoku.ac.jp

<sup>3)</sup> Hashizume Tomihiro, Hitachi Advanced Research Laboratory, Saitama 350-03, Japan. E-mail: tomi@harl.hitachi.co.jp

поверхности. Так, практически невозможно получить поверхность GaAs со свеженапыленным слоем Ga в условиях стандартной молекулярно-лучевой эпитаксии при типичном для этой методики высоком парциальном давлении паров As  $10^{-6}$ – $10^{-4}$  Торр, хотя рост таких фаз в почти равновесных условиях представляет значительный интерес [15–19]. Нам удалось преодолеть указанные экспериментальные трудности, используя технологию миграционно-усиленной эпитаксии [20], позволяющую реализовать универсальный подход к приготовлению подобных поверхностей, и провести первые успешные *in situ* исследования (в одной и той же вакуумной системе) обогащенных галлием фаз GaAs(001)- $4 \times 2$  и  $-4 \times 6$  методом сканирующей туннельной микроскопии (СТМ). Технология миграционно-усиленной эпитаксии значительно (десятикратно) увеличивает длину миграции атомов Ga по сравнению со случаем традиционной молекулярно-лучевой эпитаксии, что дало возможность получить гладкую, обогащенную галлием поверхность и наблюдать на ней обратимые фазовые переходы между различными фазами [ $c(4 \times 4)$ ,  $2 \times 4$ ,  $2 \times 6$ ,  $4 \times 2$  и  $4 \times 6$ ], просто управляя отношением концентраций  $[As_4]/[Ga]$  в потоке [21–24].

В настоящей работе сообщается об экспериментальном обнаружении двух типов фаз  $4 \times 6$ : так называемых псевдофазы  $4 \times 6$ , т. е. структуры с меньшим содержанием галлия на поверхности по сравнению с фазой  $4 \times 2$ , и истинной фазы  $4 \times 6$ , т. е. фазы с большим содержанием галлия. Обе фазы состоят из подъячейки с двумя димерами Ga и двух димерных вакансий Ga на вершине поверхностного слоя, а также другого димера Ga в третьем слое, т. е. представляют собой зеркальное отображение элементарной ячейки As-обогащенной фазы  $2 \times 4$ , структурная модель которой была предложена в [24]. Существенные различия СТМ-изображений фаз  $4 \times 2$  и  $4 \times 6$  интерпретируются нами на основе представлений о переносе заряда между вторым слоем атомов As, верхним слоем димеров Ga и адатомами Ga. Эти представления явились результатом проведения теоретических расчетов и компьютерного моделирования изображений [25]. Предложена новая структурная модель для фаз  $4 \times 6$  и  $4 \times 2$ .

## 2. МЕТОДИКА

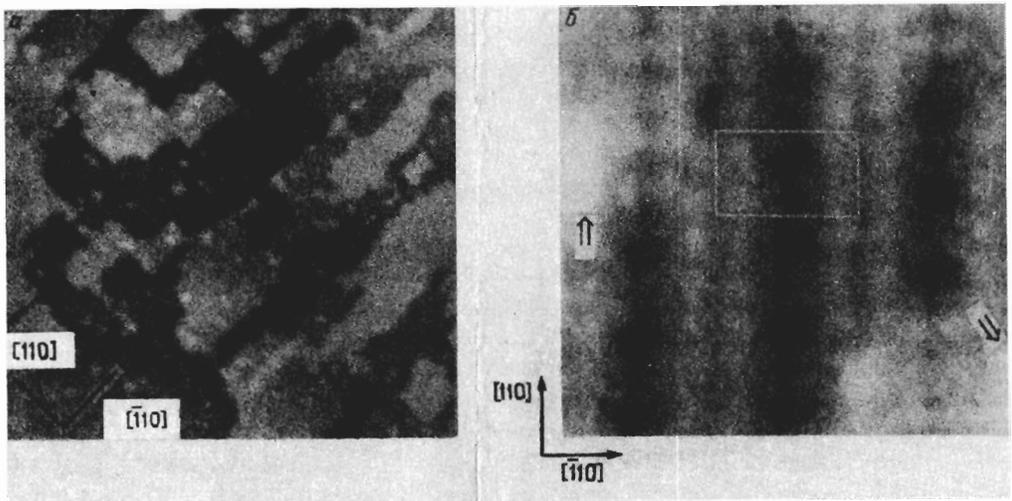
Все эксперименты проводились в сверхвысоковакуумном (с базовым давлением в измерительной камере  $5 \cdot 10^{-11}$  Торр) сканирующем туннельном микроскопе университета Тохоку [26], находящемся на линии со специально разработанной камерой молекулярно-лучевой эпитаксии со встроенным электронографом быстрых электронов на отражение для контроля и управления процессом роста поверхности подложки [27]. Туннельный микроскоп был также оборудован дополнительной камерой с анализаторами дифракции медленных электронов и электронной оже-спектроскопии. Качество сканирующих острий контролировалось на атомном уровне с помощью миниатюрного полевого ионного микроскопа, входящего в состав микроскопа [26, 28]. Высокая скорость охлаждения использовавшейся аппаратуры позволяла исследовать *in situ* с помощью СТМ различные поверхностные фазы в процессе их роста [22–24].

Подложки из GaAs(001) *n*-типа, легированные кремнием  $(1-2) \cdot 10^{18}$  см $^{-3}$ , размером  $4 \times 10$  мм обезжиривались и протравливались с использованием стандартных процедур очистки перед помещением их в камеру молекулярно-лучевой эпитаксии. После удаления в потоке As $_4$  слоя окисла на подложке, с помощью традиционной методики молекулярно-лучевой эпитаксии при 600°C в оптимальных условиях выращивался

буферный слой GaAs *n*-типа толщиной 0.5–1.0 мкм (также легированный кремнием,  $2 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-3}$ ). Перед самым завершением роста все заслонки перекрывались, нагрев подложки прекращался, а источникам As и Ga (ячейкам Кнудсена) задавались необходимые температуры, чтобы получить нужное для низкотемпературного роста соотношение концентраций  $[\text{As}_4]/[\text{Ga}]$  в потоке в условиях миграционно-усиленной эпитаксии [21]. После этого образец отжигался при 500°C в потоке  $\text{As}_4$  до тех пор, пока не появлялась хорошо упорядоченная картина  $2 \times 4$  дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО), и проводилось (обычно) 12 циклов роста в условиях миграционно-усиленной эпитаксии. Вслед за выполнением завершающего цикла с нанесением галлия образец быстро (в пределах 2 с) охлаждался до комнатной температуры и перемещался в камеру туннельного микроскопа. Все изображения были получены при комнатной температуре при постоянном туннельном токе  $I_t = 4 \cdot 10^{-11} \text{ А}$  и отрицательном напряжении смещения  $V_s$  на образце. После проведения СТМ-исследований структура поверхности образца повторно контролировалась с помощью ДБЭО.

### 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 1а приведено типичное СТМ-изображение заполненных состояний поверхности  $4 \times 2$ , приготовленной с помощью миграционно-усиленной эпитаксии при со-



**Рис. 1.** а) СТМ-изображение поверхности GaAs(001)- $4 \times 2$  большой площади ( $900 \times 900 \text{ \AA}^2$ ). б) Увеличенное СТМ-изображение участка этой же поверхности, показывающее ее детальную структуру (прямоугольником выделена элементарная ячейка). Скорость нанесения слоя составляла 0.25 мкм/ч, температура роста 500°C. Цикл миграционно-усиленной эпитаксии проводился при  $[\text{As}_4]/[\text{Ga}] = 8$ ,  $V_s = -1.8 \text{ В}$

отношении концентраций  $[As_4]/[Ga] = 8$  в потоке с чередующимися с интервалом 2 с экспозициями As и Ga. Если даже температура роста оказывалась относительно низкой, в пределах площади  $900 \times 900 \text{ \AA}^2$  образовывались только три террасы с почти идеальной степенью упорядочения, отделенные друг от друга ступенями высотой  $H$ , равной толщине двойного монослоя GaAs ( $H = 2.8 \text{ \AA}$ ). При внимательном рассмотрении изображения легко заметить яркие линии, периодически расположенные вдоль направления  $[110]$ , и регулярные промежутки между ними шириной  $\sim 16 \text{ \AA}$  вдоль направления  $[\bar{1}10]$ , соответствующие четырехкратному ( $4\times$ ) росту периодичности поверхности, как это наблюдалось и в других работах [16, 19]. Это может быть объяснено образованием хорошо упорядоченных доменов структуры  $4 \times 2$ . Таким образом, структура поверхности  $4 \times 2$  не выглядит слишком сложной по сравнению со структурой фазы  $2 \times 4$  [29]. Островки на этой практически бездефектной поверхности, по-видимому, изотропны и образуют плавные ступени обоих типов (см. *A* и *B* на рис. 2) в отличие от поверхности  $2 \times 4$ , где островки являются в сильной степени анизотропными [22–24, 29].

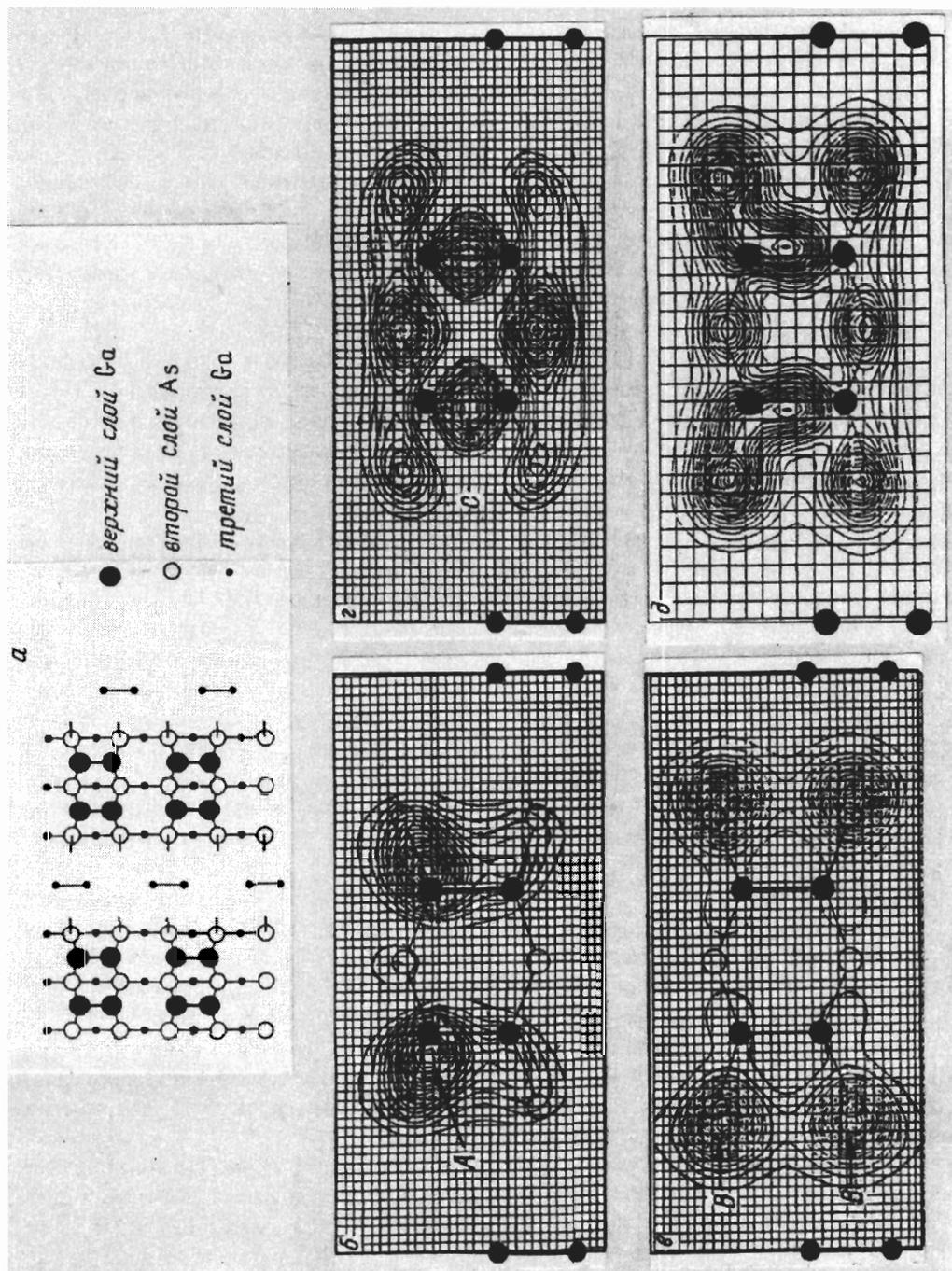
На рис. 1б представлено изображение той же поверхности  $4 \times 2$ , но с гораздо более высоким разрешением, на котором выделена элементарная ячейка структуры  $4 \times 2$ . Хорошо видно, что каждая яркая линия, наблюдавшаяся на рис. 1а, на самом деле состоит из пары рядов, разделенных промежутком  $5.1 \text{ \AA}$ , и в направлении  $[110]$  поверхность имеет периодичность  $2\times$ . Отметим, что это изображение в целом аналогично тому, что было получено Скала с сотрудниками (рис. 1 в работе [19]).

Хотя полученные СТМ-изображения и подобны ранее наблюдавшимся, в данной работе мы предлагаем другую модель, совершенно не похожую на As-модель Скала [19], которая до последнего времени использовалась для описания фазы  $4 \times 2$ . На основе тщательного анализа изображений мы пришли к принципиально иному заключению, что яркие выступы — это атомы As второго слоя, а не атомы Ga первого слоя, и что слабо выраженные выступы являются отображением димеров Ga первого слоя. Наиболее приемлемая атомная модель для этой фазы — двухслойная Ga-модель, впервые предложенная Бигельсеном [16] (рис. 2а). Приведем основные аргументы в пользу этой модели для интерпретации полученных изображений.

1) Процедура приготовления поверхности, использовавшаяся нами, предпочтительна для обогащенной галлием поверхности, поскольку заключительная экспозиция осуществлялась пучком Ga.

2) Наблюдавшаяся нами разность в высотах между яркими и тусклыми рядами равна всего  $0.6 \text{ \AA}$ . При этом атомы As с полностью заполненными оборванными связями будут выглядеть на СТМ-изображениях заполненных состояний в виде ярких точек, тогда как атомы Ga с незаполненными оборванными связями будут казаться относительно тусклыми. Таким образом, если более яркие выступы соответствуют атомам As первого слоя, то намного больший контраст ( $> 1.4 \text{ \AA} = H/2$ ) ожидается между атомами As первого слоя и в значительной степени лишенными заряда атомами Ga второго слоя, и в действительности должны казаться яркими только димеры As первого слоя, как это было в случае обогащенной мышьяком поверхности  $2 \times 4$  [24]).

3) Согласно As-модели атомы As первого слоя образуют димеры. По этой причине для димеров As на изображениях заполненных состояний ожидалась структура в виде узлов или структура в форме кокона [8, 16–18, 24, 25]. Однако представленные выше СТМ-изображения (а также изображения, полученные в [19]) отчетливо демонстрируют два изолированных горба, разделенных промежутком  $5.1 \pm 0.3 \text{ \AA}$  в направлении  $[\bar{1}10]$  (рис. 1б). Поэтому As-модель должна быть однозначно исключена из рассмотрения.



Однако и с Ga-моделью возникает проблема интерпретации СТМ-изображений. Явное расхождение между СТМ-изображениями и Ga-моделью состоит в том, что выступы в виде тусклых рядов оказываются расположенными в промежутках между выступами, образующими более яркие ряды вдоль направления  $[110]$ , в то время как согласно Ga-модели атомы Ga и As должны выстраиваться в ряды (рис. 2а).

Для того чтобы объяснить это несоответствие, мы провели расчеты полной энергии, основываясь на первых принципах. Детали использовавшегося подхода описаны в [25, 30], а результаты самих расчетов приведены на рис. 2б-д. Из сравнения теоретически рассчитанных поверхностных энергетических зон и СТМ-изображений, полученных в режиме заполненных состояний ( $V_s = -1.8$  В), было определено, что основной вклад в СТМ-изображение, показанное на рис. 1б, дают состояния, расположенные между 71-й и 76-й зонами (рис. 2б-г). Зона 75 — это зона НОМО (высшая занятая молекулярная орбиталь), и она вносит вклад в заряд, локализованный во втором слое As (пик В рис. 2е). Распределение плотности зарядов от 74-й, 73-й и 72-й зон, как правило, перекрывается с распределением плотности заряда от зоны НОМО. Вклад димера Ga, расположенного на вершине слоя, становится заметным, начиная с 71-й зоны, и в середине димера Ga проявляется максимум распределения плотности заряда (пик С на рис. 2г). Поскольку существует значительный перенос заряда от поверхностных дефектов и атомов адсорбата (указаны стрелками на рис. 1б), то 76-я зона (т.е. зона LUMO — нижняя вакантная молекулярная орбиталь) оказывается частично заполненной на уровне оборванной связи (пик А на рис. 2б) и дает свой вклад в изображение. Она оказывается сильно изогнутой из-за присутствия третьего слоя димеров Ga. Размер вклада зоны LUMO в СТМ-изображение заполненных состояний зависит от количества заряда, перенесенного к димерам Ga. Поскольку расчетная плотность состояний, приведенная на рис. 2б-д, фактически является отображением распределения заряда на расстоянии всего 0.9 Å от поверхности, тогда как СТМ-изображение воспроизводит распределение электронной плотности на расстоянии приблизительно 10 Å от поверхности образца, максимумы А и В могут оказаться сдвинутыми на некоторое расстояние от истинных атомных положений. С учетом этого обстоятельства СТМ-изображение на рис. 1б согласуется с двухслойной Ga-моделью (рис. 2а) достаточно хорошо.

Сделанное выше заключение о том, что фаза Ga(001)- $4 \times 2$  хорошо описывается Ga-моделью [16], получило дополнительное серьезное подтверждение из следующего эксперимента. Когда в цикле миграционно-усиленной эпитаксии использовался поток с более высоким содержанием Ga (отношение  $[As_4]/[Ga] = 6$  вместо прежнего 8), или когда фаза  $2 \times 6$ , приготовленная с помощью технологии миграционно-усиленной эпитаксии [20], отжигалась в вакууме в течение  $\geq 15$  мин, то как на СТМ-, так и ДБЭО-картинах наблюдалась фаза  $4 \times 6$  с еще большим содержанием Ga. Типичное СТМ-изображение такой «истинной» фазы  $4 \times 6$  можно видеть на рис. 3а в правом нижнем углу, в центральной части которого легко наблюдать фазу  $2 \times 6$ .

Интересно, что фаза  $4 \times 6$  — единственная в своем роде и характеризуется рядами больших овальных выступов, регулярно расположенных в каждом углу элементарной

Рис. 2. Ga-модель Бигельсена фазы  $4 \times 2$  (а) и двумерное распределение плотности заряда, полученное в результате расчетов по Ga-модели: сечение проведено на уровне 0.9 Å от первого слоя димеров Ga для б) 76-й (LUMO), в) 75-й (НОМО) и г) 71-й зон; отдельно показано распределение суммарной плотности заряда (д)

ячейки, что хорошо видно на высококачественном СТМ-изображении высокого разрешения (рис. 3б). Особенности овальной формы расположены выше на  $\sim 0.1 \text{ \AA}$  (т. е. на  $\sim H/2$ ), чем димеры Ga, и ниже на  $0.9 \text{ \AA}$ , чем ряды  $2 \times 6$  As. Сравнивая изображения на рис. 1б и 3б, мы можем приписать ряды ярких пар точек на рис. 3б, ориентированных в направлении  $[110]$ , первому слою димеров Ga (отмечены двумя черными стрелками), а не второму слою атомов As в отличие от случая фазы  $4 \times 2$ . Большие яркие особенности овальной формы занимают середину рядов As (на рис. 3б эти ряды отмечены тремя черными стрелками), зачастую перекрываясь с ними (указано белой стрелкой). Отметим здесь, что на рис. 3б отчетливо разрешен каждый отдельный димер Ga, и возникновение такого высокого контраста в их изображении можно объяснить переносом заряда от овальных выступов к димерам Ga. Пример подобной же ситуации можно увидеть и на рис. 1б. Приведенный на рис. 3б профиль сканирования вдоль белой линии AA' наглядно демонстрирует, что расположение атомов Ga согласуется с лежащей ниже решеткой GaAs. В тех случаях, когда исходная поверхность  $4 \times 2$  имеет один овальный выступ на рядах As (выделен белой стрелкой), соседние димеры Ga становятся более яркими, а ряды As делаются более тусклыми. С увеличением числа таких особенностей овальной формы контраст в изображении атомов As и Ga на поверхности  $4 \times 2$  изменяется и в конце концов становится полностью противоположным, давая в результате то же, что и поверхность  $4 \times 6$ .

Для определения того, что представляют собой большие кластеры, локализованные в каждом углу элементарной ячейки  $4 \times 6$ , был проведен другой ряд экспериментов по наблюдению эволюции фазы  $4 \times 6$  при постепенном увеличении температуры отжига от  $500^\circ\text{C}$  и одновременном нанесении большего количества Ga на поверхность  $4 \times 6$ . С ростом температуры упомянутые выше яркие особенности становились все более заметными на плоских террасах, и в результате можно было наблюдать даже отдельные капли Ga. На рис. 4а приведено СТМ-изображение, полученное после отжига фазы  $4 \times 6$  в течение 20 мин при  $600^\circ\text{C}$ . Картины ДБЭО от этой поверхности показали симметрию четвертого порядка вдоль направления  $[110]$ , но не показали никакой симметрии в направлении  $[1\bar{1}0]$ . Когда наносился один только Ga в количестве трех и более монослоев на поверхность As- $2 \times 6$  при  $500^\circ\text{C}$ , то, как правило, наблюдалось такое же СТМ-изображение, как показано на рис. 4а. При увеличении температуры подложки до  $600^\circ\text{C}$  логично было ожидать, что ряды As зигзагообразной формы на поверхности  $2 \times 6$  полностью исчезнут вследствие десорбции значительного количества As. В ходе дальнейшего осаждения избытка Ga уже не представлялось возможным разместить все количество Ga на поверхности, с тем чтобы образовать стабильные связи Ga-As. Это служит убедительным аргументом в пользу того, что избыточные атомы Ga должны в результате срастись друг с другом, чтобы образовать кластеры поверх слоя As. В конечном итоге они собираются в большие капли Ga (некоторые из них показаны стрелками на рис. 4а).

Основываясь на приведенных выше результатах систематического СТМ-исследования детального строения грани (001) кристалла GaAs, выращенного методом молекулярно-лучевой эпитаксии, мы разработали первую атомную модель поверхности  $4 \times 6$  в виде, представленном на рис. 4б. Учитывая все трудности приготовления новой фазы  $4 \times 6$  в условиях сильного обогащения галлием, мы связываем характерные особенности овальной формы с кластерами адатомов Ga. В соответствии с этим фаза  $4 \times 6$  — это обогащенная галлием фаза  $4 \times 2$  с дополнительными кластерами Ga, упорядоченно распределенными по поверхности GaAs(001). В настоящее время мы не можем

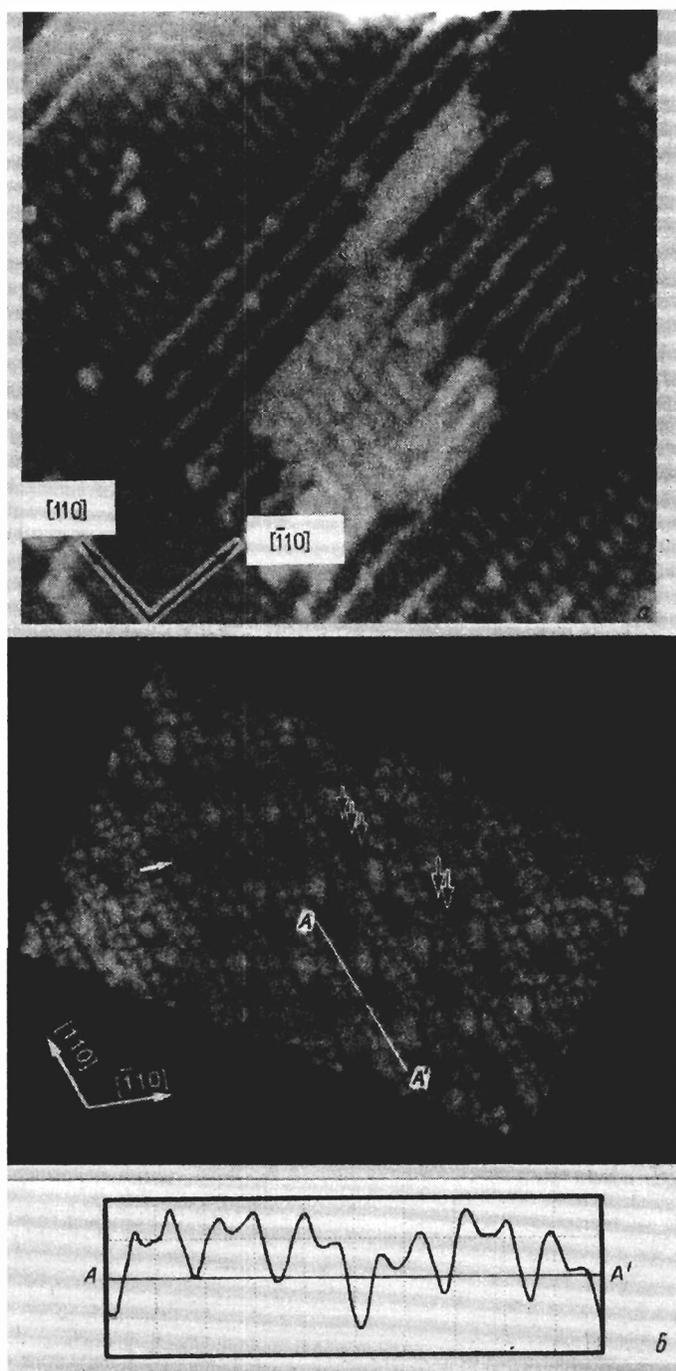


Рис. 3. СТМ-изображения заполненных состояний ( $V_s = -1.8$  В): *a* — фазы  $4 \times 6$  с остатками локально расположенной фазы  $2 \times 6$  ( $380 \times 380 \text{ \AA}^2$ ); *б* — изображение высокого разрешения поверхности со структурой  $4 \times 6$ , показывающее детали особенности этой фазы ( $140 \times 140 \text{ \AA}^2$ )

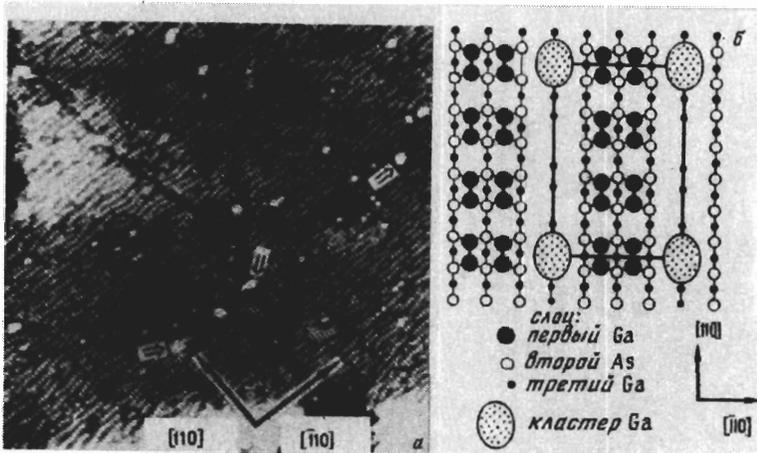


Рис. 4. а) СТМ-изображение поверхности большой площади ( $1300 \times 1300 \text{ \AA}^2$ ) с неупорядоченной фазой  $4 \times 6$ , образовавшейся после отжига хорошо упорядоченной фазы  $4 \times 6$  при  $600^\circ\text{C}$  в течение 20 мин в сверхвысоком вакууме, показывающее много кластеров Ga;  $V_s = -1.8 \text{ В}$ . б) Структурная модель фазы  $4 \times 6$

определить точный размер кластера Ga, но полагаем, что он должен состоять из шести или восьми атомов и иметь структуру, подобную структуре обогащенной мышьяком подъячейки  $c(4 \times 4)$ .

В работах [10–13] предполагалось, что фаза  $4 \times 6$  — это просто суперпозиция доменов  $4 \times 1$  и  $1 \times 6$ , или что домен структуры  $4 \times 1$  — это, в сущности, фаза  $4 \times 2$ , разупорядоченная вдоль направления [110]. Подобным же образом в более ранних исследованиях высказывалась идея о существовании сверхструктуры  $4 \times 12$  [10, 11] для объяснения полосчатых линий  $1/4$  или  $1/6nY^*$  на  $1 \times 6$  картинах ДБЭО. Наши СТМ-исследования (см. рис. 3) отчетливо продемонстрировали, что эти структуры представляют собой смешанные фазы  $2 \times 6$  и  $4 \times 2$  (и/или  $4 \times 6$ ), наблюдаемые в условиях меньшего содержания Ga, чем фаза  $4 \times 2$ , и что существует явно выраженная «истинная» фаза  $4 \times 6$ , полученная в условиях миграционно-усиленной эпитаксии с большим содержанием Ga, чем фаза  $4 \times 2$ .

Таким образом, в соответствии с предложенной нами структурной моделью «истинная» фаза  $4 \times 6$ , которая содержит трансляционную симметрию  $4 \times 6$ , описывается путем нанесения хорошо упорядоченного периодического массива кластеров Ga на каждый угол единичной ячейки  $4 \times 6$  на вершине двойного слоя Ga поверхности  $4 \times 2$ . Псевдофаза  $4 \times 6$  с меньшим содержанием Ga действительно представляет собой смесь обогащенной мышьяком фазы  $2 \times 6$  и реконструированной обогащенной галлием фазы  $4 \times 2/c(8 \times 2)$  или фазы  $4 \times 6$ , так что содержание Ga может изменяться в широких пределах и в сильной степени зависит от процедуры приготовления поверхности.

Долгое время дискутировался вопрос о поверхностной стехиометрии различных обогащенных галлием поверхностей GaAs(001) [9–12]. Идея наложения различных сверхструктур для образования фазы  $4 \times 6$  предполагает, что поверхностная стехиометрия должна быть одной и той же для фаз  $1 \times 6$ ,  $4 \times 6$  и  $4 \times 2$  [12]. Это, разумеется,

неверно, и, основываясь на представленных выше результатах СТМ-исследования, мы пришли к заключению, что поверхностная концентрация Ga возрастает в следующем порядке: фазы  $2 \times 4$ ,  $4 \times 2$  и  $4 \times 6$ .

#### 4. ВЫВОДЫ

Методами сканирующей туннельной микроскопии на атомном уровне исследованы фазы  $4 \times 2$  и  $4 \times 6$  на обогащенной галлием поверхности GaAs(001).

Единственной удовлетворительной моделью для фазы  $4 \times 2$  является Ga-модель Бигельсена.

Что касается фазы  $4 \times 6$ , нами впервые установлена атомная структурная модель отдельной фазы  $4 \times 6$ , которая характеризуется регулярно расположенными на поверхности  $4 \times 2$  кластерами Ga.

Авторы признательны проф. Т. Оно (Т. Оно, Национальный исследовательский институт металлов, Цукуба, Япония) и проф. Ж.-М. Цоу (J.-M. Zhou, Институт физики АН КНР, Пекин, Китай) за полезные обсуждения и ценные замечания.

Работа выполнялась при частичной поддержке Российской государственной программы «Поверхностные атомные структуры» ГКНТ (проект № 96-2.27).

#### Литература

1. A. Madhukar and S. V. Ghaisas, *CRC Crit. Rev. Sol. St. Mater. Sci.* **14**, 1 (1988).
2. M. A. Herman and H. Sitter, *Molecular Beam Epitaxy: Fundamental and Current Status*, Springer-Verlag, New York, Berlin, Heidelberg (1996).
3. *Molecular Beam Epitaxy*, ed. by Alfred Cho, AIP Press, New York (1994).
4. H. H. Farrell, J. P. Harbison and L. D. Peterson, *J. Vac. Sci. Technol. B* **5**, 1482 (1987); D. J. Frankel, C. Yu, J. P. Harbison, and H. H. Farrell, *J. Vac. Sci. Technol. B* **5**, 1113 (1987).
5. J. H. Neave and B. A. Joyce, *J. Cryst. Growth* **44**, 387 (1978).
6. A. Y. Cho, *J. Appl. Phys.* **42**, 2074 (1971).
7. P. K. Larsen and D. J. Chadi, *Phys. Rev. B* **37**, 8282 (1988).
8. M. D. Pashley, K. W. Haberern, W. Friday et al., *Phys. Rev. Lett.* **60**, 2176 (1988); M. D. Pashley and K. W. Haberern, *Phys. Rev. Lett.* **67**, 2697 (1991).
9. A. J. van Bommel, J. E. Chrombeen, and T. G. van Dirschot, *Surf. Sci.* **72**, 95 (1978).
10. W. Ranke and K. Jacobi, *Prog. Surf. Sci.* **10**, 1 (1981).
11. P. Drathen, W. Ranke, and K. Jacobi, *Surf. Sci.* **77**, L162 (1978).
12. J. R. Creighton, *Surf. Sci.* **234**, 287 (1990).
13. H. Qi, P. E. Gee, and R. F. Hicks, *Phys. Rev. Lett.* **72**, 250 (1994).
14. C. Deparis and J. Massies, *J. Cryst. Growth* **108**, 157 (1991).
15. I. Kamiya, D. E. Aspnes, H. Tanaka et al., *Phys. Rev. Lett.* **68**, 627 (1992); I. Kamiya, D. E. Aspnes, L. T. Florez, and J. P. Harbison, *Phys. Rev. B* **46**, 15894 (1992).
16. D. K. Biegelsen, R. D. Bringans, J. E. Northrup, and L. E. Swartz, *Phys. Rev. B* **41**, 5701 (1990).
17. J. E. Northrup and S. Froyen, *Phys. Rev. Lett.* **71**, 2276 (1993); *Phys. Rev. B* **50**, 2015 (1994).
18. J. Falta, R. M. Tromp, M. Copel et al., *Phys. Rev. Lett.* **69**, 3068 (1992).
19. S. L. Skala, J. S. Hubacek, J. R. Tucker et al., *Phys. Rev. B* **48**, 9138 (1993).
20. Y. Horikoshi, M. Kawashima, and Yamaguchi, *Jap. J. Appl. Phys.* **25**, L868 (1986).

21. Q. K. Xue, T. Hashizume, J. M. Zhou et al., *Appl. Surf. Sci.* **87/88**, 364 (1995).
22. J. M. Zhou, Q. K. Xue, H. Chaya et al., *Appl. Phys. Lett.* **64**, 583 (1994).
23. Q. K. Xue, J. M. Zhou, T. Hashimme, and T. Sakurai, *J. Appl. Phys.* **75**, 5021 (1994).
24. T. Hashizume, Q. K. Xue, J. M. Zhou et al., *Phys. Rev. Lett.* **73**, 2208 (1994); *Phys. Rev. B* **51**, 4200 (1995).
25. T. Ohno, *Phys. Rev. Lett.* **70**, 631 (1993).
26. T. Sakurai, T. Hashimme, I. Kamiya et al., *Prog. Surf. Sci.* **33**, 3 (1990); T. Hashizume, I. Sumita, Y. Murata et al., *J. Vac. Sci. Technol. A* **9**, 742 (1991).
27. Sh. Miwa, Y. Haga, E. Morita et al., *Jap. J. Appl. Phys.* **32**, 1508 (1993).
28. Р. З. Бахтизин, Ч. Пак, Т. Хашицуме, Т. Сакурай, *ЖЭТФ* **108**, 977 (1995).
29. E. J. Heller, Z. Y. Zhang, and M. G. Lagally, *Phys. Rev. Lett.* **71**, 743 (1993); E. J. Heller and M. G. Lagally, *Appl. Phys. Lett.* **60**, 2675 (1992).
30. T. Ohno, *Phys. Rev. Lett.* **73**, 460 (1994).