

А. В. Васев, М. А. Путьято, Б. Р. Семягин, В. А. Селезнев, В. В. Преображенский

Институт физики полупроводников СО РАН
пр. Акад. Лаврентьева, 13, Новосибирск, 630090, Россия
E-mail: vasev@isp.nsc.ru

РОЛЬ РЕКОНСТРУКЦИОННЫХ СОСТОЯНИЙ В ФОРМИРОВАНИИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ АРСЕНИДА ГАЛЛИЯ ПРИ МОЛЕКУЛЯРНО-ЛУЧЕВОЙ ЭПИТАКСИИ И ВАКУУМНОМ ОТЖИГЕ

Методами ДБЭО и АСМ изучены особенности морфологических изменений, происходящих на поверхности GaAs(001) в процессе МЛЭ роста и вакуумного отжига. Выявлена связь сверхструктурного состояния поверхности с характером этих изменений. Установлены термодинамические условия эпитаксиального роста GaAs(001) с наиболее структурно-совершенной поверхностью. Определены характеристики процессов, вызывающих развитие рельефа при МЛЭ росте в условиях существования реконструкции (2×4). Предложена и апробирована новая методика, позволяющая значительно повысить эффективность процедуры выглаживания поверхности GaAs(001) отжигом в потоке мышьяка.

Ключевые слова: GaAs, морфология поверхности, реконструкция, вакуумный отжиг, молекулярно-лучевая эпитаксия.

Введение

Одним из приоритетных направлений МЛЭ является создание новых гетероструктур с уникальными электронными и оптическими свойствами. Эти гетероструктуры используются для разработки элементной базы приборов и устройств. Эффективность большинства из них определяется структурным совершенством границ между слоями, образующими гетероструктуры. Неидеальность гетерограниц может служить причиной рассеяния носителей заряда в активных зонах приборов, что снижает подвижность электронов и дырок. Шероховатость приводит к флуктуациям ширин квантовых ям в сверхрешетках и, как следствие, вызывает размытие их энергетического спектра.

Структурные свойства гетерограниц напрямую зависят от морфологии ростовой поверхности. Более того, в сложных многослойных гетеросистемах морфология зачастую способна наследоваться и накапливаться от слоя к слою. Эти процессы могут наблюдаться, уже начиная с исходной предэпитаксиальной поверхности. Как следствие, возникает целый ряд задач, связанных с «выглаживанием» исходной поверхности подложки и последующим улучшением ее морфологии в процессе эпитаксиального роста. Решая подобные задачи,

необходимо учитывать не только термодинамические параметры системы (температуру и давление паров компонентов), но и кинетику происходящих на поверхности процессов. Иначе говоря, в рассмотрение должны быть включены адсорбция и десорбция компонентов роста, диффузия адатомов по поверхности террас, взаимодействие этих адатомов друг с другом и с особенностями рельефа. Характеристики перечисленных процессов, наряду с термодинамическими параметрами, определяются также и реконструкционным состоянием поверхности. К сожалению, систематических исследований влияния реконструкционного состояния поверхности на морфологические изменения как во время роста, так и во время отжига, до сих пор не проводилось.

В данной работе методами дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО) и атомно-силовой микроскопии (АСМ) исследовалось влияние реконструкционного состояния поверхности GaAs(001) на характер ее морфологических изменений в ходе эпитаксии и вакуумного отжига.

Объекты и методы исследования

Исследования структурных свойств поверхности GaAs(001) проводились в ростовой камере сверхвысоковакуумной (СВВ)

установки «ШТАТ», оснащенной дифрактометром быстрых электронов на отражение. Для получения молекулярного потока мышьяка использовался источник вентильного типа с зоной крекинга, для потока галлия - твердотельный источник. Плотность молекулярных потоков измерялась при помощи ионизационного вакуумметра. Измерения проводились при перемещении датчика на позицию подложки. Энергия пучка электронов при ДБЭО исследованиях составляла 25 кэВ. Базовое давление в ростовой камере было не ниже $3 \cdot 10^{-10}$ торр.

Для исследований использовались *epi-ready* пластины полуизолирующего GaAs(001) с отклонением 8 угловых минут в направлении [110]. На поверхности каждой пластины методом МЛЭ выращивался гомоэпитаксиальный слой GaAs толщиной 0,5 мкм. Ростовая поверхность слоя была защищена с помощью пассивирующей пленки аморфного мышьяка (толщиной ~ 50 нм), полученной в процессе низкотемпературной конденсации паров молекулярного As₂ на ростовую поверхность с реконструкцией $c(4 \times 4)$. Наличие подобного защитного слоя позволяет получать атомарно-чистую поверхность после экспозиции на воздухе простым прогревом в условиях СВВ. Для каждой серии экспериментов подготовленная таким образом пластина раскалывалась на группу образцов, что обеспечивало одинаковую морфологию стартовой поверхности. Процедура фиксации образцов на молибденовом держателе проводилась при помощи расплавленного индия, что обеспечивало однородный тепловой контакт. Прогрев осуществлялся радиационно и контролировался по показаниям вольфрамиевой термодпары, встроенной в нагревательный элемент (прямой тепловой контакт с образцом отсутствовал). Калибровка термодпары проводилась по реперным температурам реконструкционных фазовых переходов $c(4 \times 4) \Rightarrow (2 \times 4) \Rightarrow (3 \times 1) \Rightarrow (4 \times 2)$ на поверхности GaAs(001) при фоновом давлении мышьяка [1]. Точность определения температуры поверхности образца составляла ± 5 °С. Изучение морфологии поверхности образцов осуществлялось *ex situ* методом атомно-силовой микроскопии на приборе Solver P-47H фирмы NT-MDT. Исследование структуры и морфологии поверхности *in situ* проводилось методом ДБЭО. Являясь оперативной и неразрушающей аналитиче-

ской методикой, ДБЭО несет информацию о стехиометрии, структуре и морфологии поверхности. Анализ изменений интенсивности особенностей картины ДБЭО позволяет отслеживать кинетику различных поверхностных процессов. Внимание при таком анализе уделяется зеркальному рефлексу (ЗР) – особенности, несущей наиболее полную информацию обо всех перечисленных свойствах поверхности. Именно ЗР был выбран в качестве основного объекта наблюдений при проведении исследований в представленной работе. Наблюдаемые при МЛЭ осцилляции интенсивности ЗР картины ДБЭО (ДБЭО-осцилляции) отражают динамику изменения структуры и морфологии ростовой поверхности. Для корректной интерпретации этих данных необходимо иметь представление о природе ДБЭО-осцилляций.

Природа ДБЭО-осцилляций в процессе МЛЭ

Как известно, в процессе МЛЭ структурное совершенство ростовой поверхности кристалла напрямую определяется механизмом эпитаксиального роста. Формально существующие механизмы можно разделить на три основные группы (по размерности зон зарождения) – 1D, 2D и 3D. В случае одномерного роста (1D), ростовая поверхность представляет собой набор эквидистантных гладких террас, края которых монотонно достраиваются поступающим материалом. В ходе такого процесса осцилляции интенсивности зеркального рефлекса ДБЭО не наблюдаются [2; 3]. Момент их появления совпадает с образованием на поверхности 2D-островков зарождения. В 1983 г. была предложена модель [4; 5], связывающая ДБЭО-осцилляции с периодическим зарождением и последующим срастанием 2D-островков на поверхности террас. Согласно этой модели, осцилляции являются результатом диффузного рассеяния электронов на краях островков. Затухание амплитуды осцилляций связывается с началом трехмерного развития островков зарождения (3D). Несмотря на то что многие особенности в поведении интенсивности рефлексов ДБЭО описываются этим подходом удовлетворительно, существует ряд экспериментальных данных, которые он самостоятельно описать не в состоянии. К таким данным относятся изменение фазы ДБЭО-

осцилляций [6; 7] и эффект удвоения частоты [6; 8; 9] при варьировании значений угла падения электронов. Очевидно, что без учета дифракции эти явления объяснить нельзя.

Одна из первых попыток описать ДБЭО-осцилляции в рамках кинематической теории была осуществлена в том же 1983 г. Исследователи высказали предположение, что осцилляции могут быть вызваны изменениями интерференционных условий для электронных волн, рассеянных от монокристаллических ступеней на поверхности [10]. К сожалению, данная модель накладывает слишком строгие ограничения на характер развития островков зарождения.

Чуть позже, в 1984 г., Т. Кавамура и др. [11; 12] попытались объединить эти два подхода в рамках динамической теории. На базе метода, развитого в работе [13], авторы осуществили расчеты для модельной поверхности, представляющей собой комплекс из одинаковых периодически расположенных двусторонних террас. Несмотря на высокую степень идеализированности модели, основные ее результаты остаются справедливыми при оценке вкладов упругого и неупругого рассеяний в ДБЭО-осцилляции.

В 1988 г. С. Кларк и др. представили результаты численного моделирования кинетики роста в процессе МЛЭ [14]. В рамках SOS (solid-on-solid) приближения [15] авторы методом Monte Carlo анализировали связь ДБЭО-осцилляций с эволюцией плотности ступеней в процессе роста. В последний этот вопрос изучался другими группами авторов как теоретически [16–18], так и экспериментально [19–21]. Ю. Корт и др. показали, что ДБЭО-осцилляции не могут быть описаны лишь в терминах периодического изменения плотности ступеней во время кристаллического роста. Согласно их модельным расчетам, отражательная способность поверхности в определенных условиях может возрастать с ростом плотности ступеней [22]. Кроме того, В. Браун и др. также показали, что неупругие процессы рассеяния электронов и плазмонов не оказывают влияния на фазу ДБЭО-осцилляций. В качестве альтернативного фактора, способного на подобное влияние, они рассматривали реконструкционное состояние, формирующееся на поверхности растущего слоя в процессе МЛЭ [23]. К сходному заключению пришел также Т. Кавамура [24].

Идея о связи природы ДБЭО-осцилляций с изменениями реконструкционного состояния ростовой поверхности не нова. Она была высказана при описании природы ДБЭО-осцилляций на поверхностях Si(001) [9] и GaAs(001) [8] еще в 1987 г. Несмотря на свою простоту, она позволяет объяснить практически все наблюдающиеся особенности ДБЭО-осцилляций без привлечения сложного математического аппарата и громоздких вычислений.

Как уже отмечалось, степень покрытия поверхности островками зарождения в процессе эпитаксиального роста имеет ярко выраженную нелинейную (колебательную) динамику [21]. В процессе этих колебаний топология островков, а значит и суммарная длина их границ, также изменяется. Являясь зоной эффективного стока, они (границы) вызывают локальные (вблизи границ террас) колебательные изменения плотности адатомов в физическом слое [25]. Таким образом, на поверхности образуются динамические области (домены) с реконструкционным состоянием, отличающимся от состояния основной части поверхности. Степень покрытия поверхности такими доменами осциллирует, отражая динамику изменений плотности ступеней. Далее будем считать, что эта динамика носит гармонический (косинусоидальный) характер. Следовательно, для величины регистрируемой интенсивности зеркального рефлекса I_{Σ} можно записать

$$I_{\Sigma} = I_0\theta_0 + I_1\theta_1 + I_2\theta_2 = \left[\frac{I_1 + I_2}{2} + \frac{I_1 - I_2}{2} \cdot \cos(\omega_0(t - t_0)) \right] \times (1 - \theta_0). \quad (1)$$

Здесь I_j и θ_j – интенсивность зеркального рефлекса и степень покрытия поверхности доменами с реконструкцией j . Состояние «0» характеризует области поверхности, дифракция на которых запрещена (они находятся в «тени» элементов 3D рельефа). Очевидно, что $I_0 \equiv 0$. Изменение θ_0 в процессе роста задает динамику развития морфологии.

Скорость движения фронта роста по поверхности доменов с разными сверхструктурными состояниями различна. Причиной этого является разница в длине диффузии [26], скорости десорбции [27; 28] и скорости

адсорбции [29] адатомов на поверхности этих доменов.

Как следствие, на каждом участке поверхности размером, сравнимым с областью когерентности, частота осцилляций будет отличаться от среднего значения ω_0 на некоторую величину $\delta\omega$. Тогда выражение (1) для такого участка (d) будет выглядеть как

$$I_{\Sigma}^d = \left[\frac{I_1 - I_2}{2} \cdot \cos((\omega_0 + \delta\omega^d) \cdot (t - t_0)) + \frac{I_1 + I_2}{2} \right] \cdot (1 - \theta_0).$$

Если распределение $\delta\omega$ имеет лоренцевский характер $f(\omega) = \frac{2\Gamma}{\pi} \frac{1}{4(\omega - \omega_0)^2 + \Gamma^2}$, то

суммирование по всем таким участкам даст

$$I_{\Sigma} = \sum_d I_{\Sigma}^d = \left[\frac{I_1 + I_2}{2} + \frac{I_1 - I_2}{2} \cdot e^{-\frac{\Gamma(t-t_0)}{2}} \cdot \cos(\omega_0(t-t_0)) \right] \times (1 - \theta_0). \quad (2)$$

Согласно выражению (2), затухание амплитуды ДБЭО-осцилляций обусловлено рассогласованием скорости фронта роста по поверхности, что подтверждается экспериментальными данными [30]. Таким образом, огибающая линия ДБЭО-осцилляций содержит в себе информацию как о степени рассогласования скорости фронта роста, так и о развитии морфологии поверхности, в то время как изменение средней линии осцилляций характеризует только развитие 3D рельефа. Следовательно, при анализе динамики развития морфологии поверхности корректно изучать поведение не огибающих (как предлагается в работе [31]), а средней линии:

$$I_{\Sigma}^m = \frac{I_1 + I_2}{2} \cdot (1 - \theta_0). \quad (3)$$

Что касается временной зависимости θ_0 , то она должна носить экспоненциальный характер

$$\theta_0(t) = \theta_0(t_0) + \sum_j \delta\theta^j \cdot (1 - e^{-\frac{t-(t_0+t^j)}{\tau^j}}),$$

поскольку развитие морфологии поверхности в общем случае определяется такими процессами, как диффузия, десорбция и адсорбция адатомов. Поскольку развитие

морфологии является медленным процессом, то выражение (3) принимает вид

$$I_{\Sigma}^m = \text{const} + \beta \cdot t.$$

Здесь $\beta \equiv -\frac{1}{\tau} \cdot \frac{I_1 + I_2}{2} \cdot \delta\theta$, а знак величины β

определяет направление развития морфологии: выглаживание (+), деградация (-).

Константа времени τ связана с активационной энергией ΔE процесса, задающего характер развития морфологического состояния поверхности, через выражение

$$\frac{1}{\tau} = \nu \propto \exp\left(-\frac{\Delta E}{RT}\right),$$

где ν – частота перескоков адатомов между поверхностными состояниями.

Результаты и обсуждение

Эволюция морфологии в процессе МЛЭ роста. На рис. 1 представлены результаты АСМ и ДБЭО исследований влияния реконструкционного состояния поверхности GaAs(001) на характер ее морфологических изменений в процессе МЛЭ. Рис. 1, *a* отображает свойства эпитаксиального слоя, выращенного в условиях существования на поверхности роста упорядоченной сверхструктуры $\alpha(2 \times 4)$; рис. 1, *b* – суперпозиции $\alpha(2 \times 4)$ и $(3 \times 1(6))$; рис. 1, *c* – разупорядоченной $(3 \times 1(6))$; рис. 1, *d* – упорядоченной $(3 \times 1(6))$. Реконструкционное состояние поверхности роста задавалось потоком As_2 . Толщина выращиваемых слоев составляла 0,5 мкм. Температура роста была постоянной и составляла 580 °С. В процессе эпитаксиального роста проводились *in situ* измерения интенсивности ЗР картины ДБЭО. Измерения осуществлялись в азимуте $[110]$, угол падения пучка электронов на поверхность составлял $\alpha = 1,36^\circ$. По завершении эпитаксии каждый из образцов быстро охлаждался и извлекался на атмосферу. Сразу после извлечения проводился анализ морфологии ростовой поверхности методом АСМ.

Результаты АСМ исследований свидетельствуют о том, что рост в условиях существования разных модификаций сверхструктуры (2×4) приводит к развитию рельефа на поверхности. При переходе от (2×4) к $(3 \times 1(6))$ происходит скачкообразное улучшение морфологии ростовой поверхности. Эти результаты согласуются с

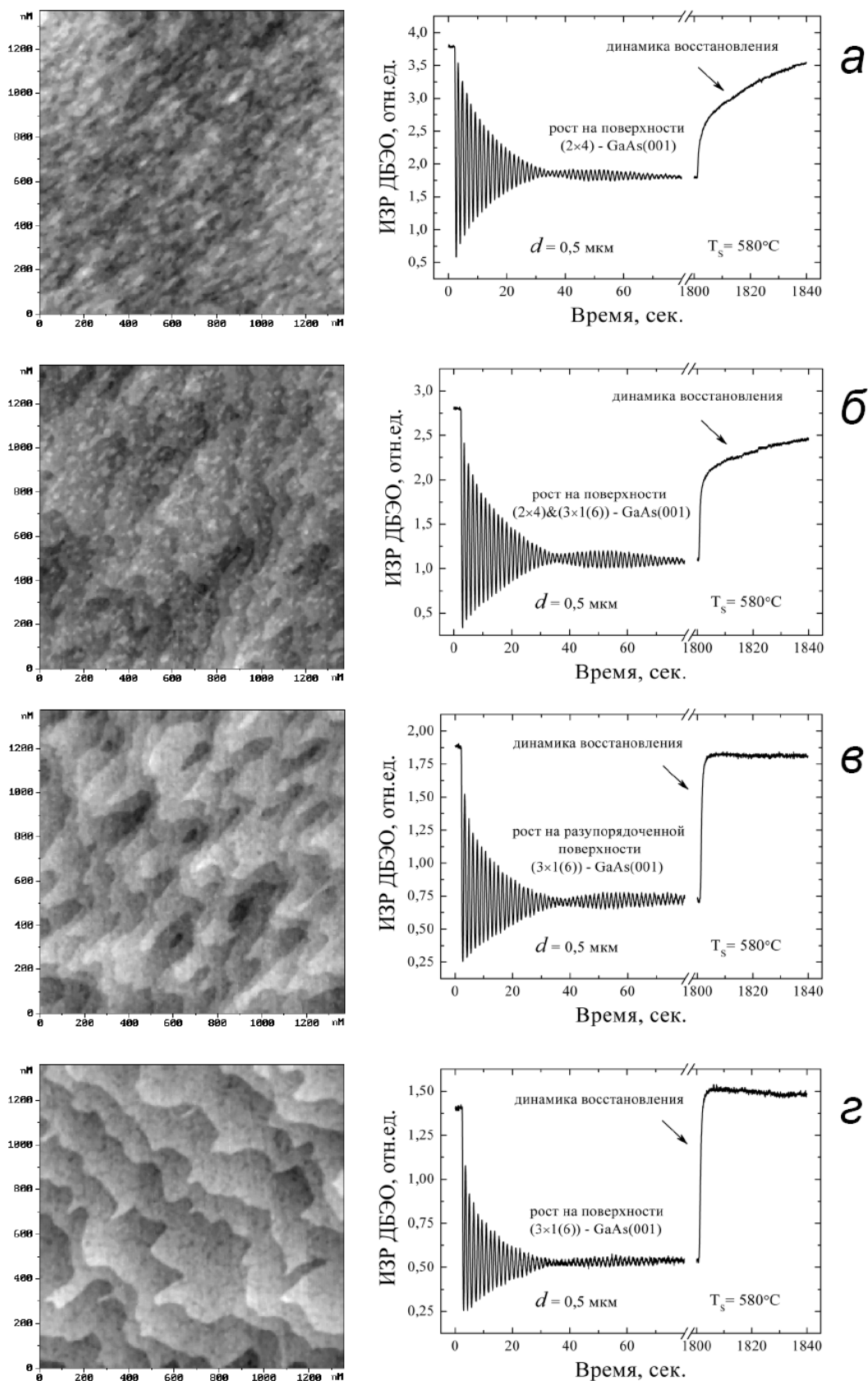


Рис. 1. МЛЭ GaAs на поверхностях GaAs(001) с различными сверхструктурными состояниями

данными измерений интенсивности ЗР картины ДБЭО. Монотонное уменьшение значений средней линии ДБЭО-осцилляций в процессе роста на поверхности с реконструкцией (2×4) ($\beta^{(2 \times 4)} < 0$) свидетельствует о постоянном ухудшении морфологии в ходе эпитаксии. При росте на поверхности с реконструкцией ($3 \times 1(6)$) уменьшения значений средней линии не наблюдается ($\beta^{(3 \times 1(6))} \sim 0$). Более того, существуют условия роста, когда морфология поверхности в процессе эпитаксии не только остается неизменной, но и улучшается ($\beta^{(3 \times 1(6))} > 0$), рис. 2. Таким образом, изменение сверхструктурного состояния ростовой поверхности, вызванное незначительным изменением термодинамического параметра (давления паров мышьяка), приводит к скачкообразному изменению морфологии поверхности. Из этого можно сделать заключение, что реконструкционное состояние поверхности

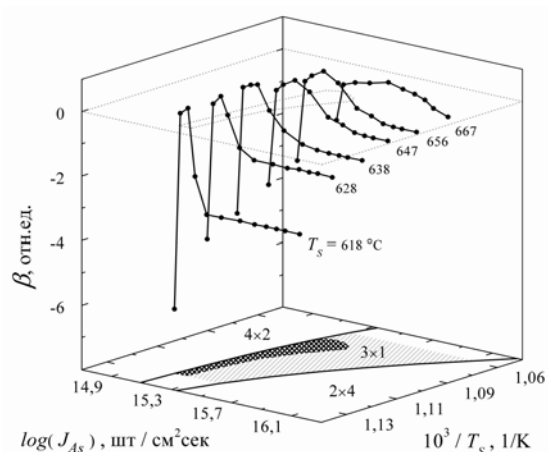


Рис. 2. Корреляция сверхструктурного состояния поверхности с направлением морфологических изменений при МЛЭ GaAs(001)

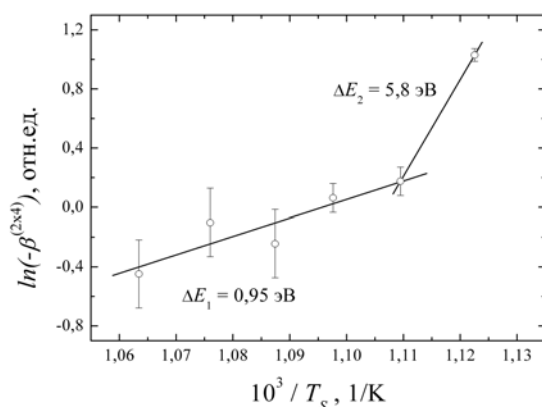


Рис. 3. Температурная зависимость параметра $\beta^{(2 \times 4)}$

является определяющим фактором в формировании морфологии растущего слоя. Необходимо отметить, что с уменьшением значений температуры T_s область $\beta^{(2 \times 4)} \ll 0$ совпадает с условиями образования на поверхности GaAs(001) маундов [32; 33]. Следовательно, развитие рельефа при росте в условиях существования сверхструктуры (2×4) и образование маундов могут иметь сходную природу.

О характере происходящих при этом процессов можно судить по поведению параметра $\beta^{(2 \times 4)}$ в зависимости от значений температуры T_s , рис. 3. Из рисунка видно, что при значениях T_s , лежащих выше 628°C , на поверхности доминирует процесс с активационной энергией $\Delta E_1 = 0,95$ эВ. Ниже этой точки ситуация резко меняется, и доминировать начинает новый процесс с активационной энергией ΔE_2 около $5,8$ эВ. Аналогичные результаты наблюдались в работе [34] при анализе динамики процессов восстановления поверхности GaAs(001) после прекращения МЛЭ роста. Энергия ΔE_1 по своей величине совпадает с измеренной [35] активационной энергией формирования больших островков из маленьких кластеров $1,15 \pm 0,20$ эВ. Как указывают авторы, основным процессом при этом является поверхностная диффузия. Энергия ΔE_2 много больше и сопоставима с энергией образования химической связи. Дж. Хопкинс и др. [34] связывают эту энергию с процессом восстановления (разрушения) симметрии дальнего порядка. Другими словами, это может быть процесс образования (разрушения) цепочек димеров мышьяка.

При осуществлении эпитаксии за границей фазового перехода ($3 \times 1(6) \Rightarrow (4 \times 2)$) на ростовой поверхности наблюдается резкое ухудшение морфологии, спровоцированное накоплением металлического галлия, собирающегося в капли.

Эволюция морфологии во время отжига. Рис. 4 иллюстрирует характер морфологических изменений на поверхности GaAs(001), которые были вызваны процедурой отжига в потоке As₂.

Для проведения процедуры использовались образцы, представлявшие собой эпитаксиальные слои, выращенные в условиях существования на ростовой поверхности реконструкции $\alpha(2 \times 4)$. Интенсивность потока мышьяка определяла реконструкцион-

ное состояние отжигаемой поверхности: а) упорядоченную $\alpha(2 \times 4)$; б) суперпозиции $\alpha(2 \times 4)$ и (3×1) ; в) упорядоченную (3×1) ; г) суперпозиции (3×1) и (4×2) . Контроль степени покрытия поверхности доменами с различными сверхструктурными состояниями осуществлялся по ИЗР ДБЭО. Время отжига – 15 мин, температура – 580 °С. По завершении отжига образцы быстро охлаждались и извлекались на атмосферу. Сразу после извлечения проводился анализ морфологии поверхности методом АСМ.

Сопоставляя АСМ данные, приведенные на рис. 4, а–в, можно убедиться, что структурное совершенство поверхности скачкообразно улучшается при переходе условий отжига от реконструкции (2×4) к (3×1) . Анализ рис. 1, а и 4, а свидетельствует о том, что отжиг в условиях (2×4) не только не улучшает морфологию, но ведет к ее деградации. В то время как граница перехода $(2 \times 4) \Rightarrow (3 \times 1)$ характеризуется формированием массива моноатомных ступеней на отжигаемой поверхности (см. рис. 4, б). На рис. 4, в показано, что отжиг в условиях упорядоченной реконструкции (3×1) ведет к дальнейшему улучшению структурного совершенства поверхности. Образуется система эквидистантно расположенных моноатомных ступеней с протяженностью, превышающей диапазон сканирования. При дальнейшем смещении условий отжига за границу фазового перехода $(3 \times 1) \Rightarrow (4 \times 2)$ на поверхности наблюдается быстрая деградация морфологии и образование капель металлического галлия (рис. 4, г).

Эволюция морфологии в процессе циклирования. Как уже отмечалось, сосуществование на ростовой поверхности доменов с разными реконструкционными состояниями является причиной десинхронизации фронта роста. Экспоненциальное затухание амплитуды ДБЭО-осцилляций свидетельствует о том, что данные домены являются стабильными объектами на ростовой поверхности, сохраняя свою структуру (границы и внутреннюю реконструкционную однородность) в ходе роста. Согласно результатам, представленным в работе [30], при полном затухании амплитуды ДБЭО-осцилляций кратковременное (меньше полупериода) прекращение МЛЭ роста вызывает повторное их возникновение. Данный процесс (синхронизация) характерен тем, что эво-

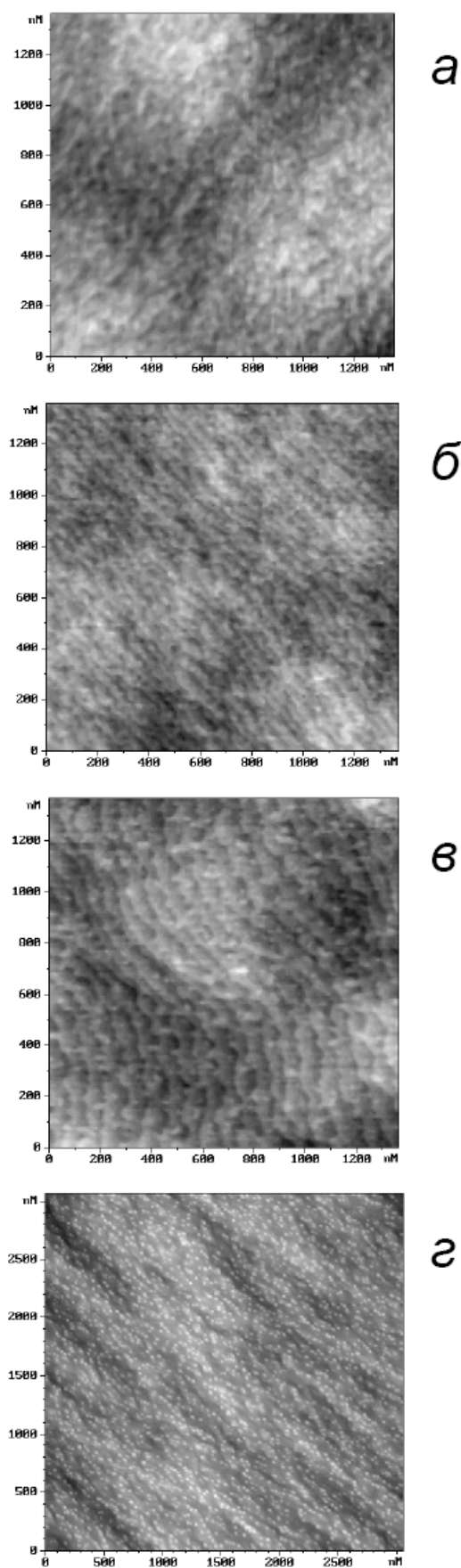


Рис. 4. Отжиг поверхности GaAs(001) в потоке As_2

люция изменений амплитуды ДБЭО-осцилляций полностью повторяется (как качественно, так и количественно) от цикла к циклу. Это свидетельствует о том, что топологическая карта доменных границ на поверхности (в интервале времени затухания амплитуды осцилляций) в целом остается неизменной. Логично предположить, что стабильность подобных объектов будет сохраняться и при отжиге в условиях сосуществования реконструкций (2×4) и (3×1) . Состояния разупорядочения DO (*disordered*) при этом не наблюдается. Следовательно, влияние доменной структуры при отжиге

поверхности в таких условиях должно быть выражено более четко. На рис. 4, б видна область (в центре) с более широкими и гладкими террасами. Мы связываем существование таких областей с процессами более эффективного выглаживания поверхности в доменах с реконструкцией (3×1) (см. рис. 4, в). Остальная часть поверхности, находясь в реконструкционном состоянии (2×4) , характеризуется более развитой морфологией (см. рис. 4, а).

В чем причина такого поведения? Во время отжига, движущим механизмом выглаживания поверхности является процесс диссоциации в области морфологических особенностей. Диссоциация (выход атомов галлия из ступеней) наиболее эффективна в доменах с реконструкцией (3×1) . Следовательно, домены с наилучшей степенью упорядоченности ступеней – это домены с реконструкцией (3×1) . Для повышения эффективности процесса выглаживания необходимо повысить инжекцию атомов галлия в физосорбированное состояние и разрешить им доступ в области морфологических особенностей. Другими словами, мы должны перевести поверхность в наименее стабильное, переходное структурное состояние и убрать междоменные границы. Наиболее соответствующим всем этим условиям является динамическое состояние непрерывного реконструкционного перехода $(DO) \leftrightarrow (3 \times 1)$ – циклирование. Под циклированием в настоящей работе подразумевается процедура отжига поверхности, находящейся попеременно в состояниях, представленных на рис. 4, б и в.

Эффективность процедуры циклирования была протестирована при выглаживании поверхности, полученной после термического удаления естественного оксида, рис. 5. Частота циклирования реконструкционного состояния составляла 0,5 Гц. Как показали результаты АСМ измерений, после термодесорбции оксида на поверхности GaAs(001) присутствуют ямки травления конической формы (глубина ~ 6 нм, диаметр у основания ~ 100 нм) с плотностью $\sim 4 \cdot 10^9$ см $^{-2}$ (см. рис. 5, а). После 30 мин прогрева в условиях существования реконструкции (2×4) (давление паров мышьяка $4 \cdot 10^{-6}$ торр, температура 580 °С) следы ямок исчезают, но по-прежнему наблюдается довольно развитая морфология (см. рис. 5, б).

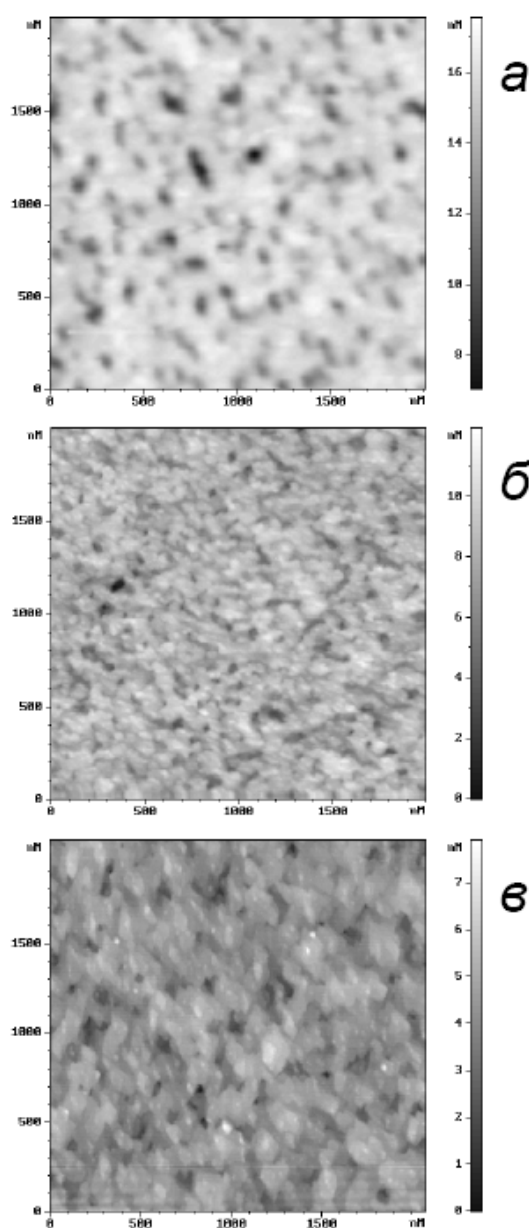


Рис. 5. Восстановление морфологии поверхности GaAs(001) после термодесорбции оксида

Если же для выглаживания используется процедура циклирования, то итоговая поверхность представляет собой массив широких атомарно-гладких террас размером $100 \times 100 \text{ нм}^2$ (см. рис. 5, в).

Заключение

Методами ДБЭО и АСМ была изучена динамика морфологических изменений на поверхности GaAs(001) в процессе МЛЭ роста, отжига и процедуры циклирования.

Установлена однозначная связь сверхструктурного состояния ростовой поверхности с характером морфологических изменений. Показано, что рост в условиях существования реконструкции (2×4) приводит к формированию рельефа, образованного неупорядоченно расположенными террасами и отдельными островками. Определены активационные энергии $\Delta E_1 = 0,95 \text{ эВ}$ и $\Delta E_2 \sim 5,8 \text{ эВ}$ процессов, отвечающих за развитие рельефа при МЛЭ в условиях существования реконструкции (2×4) . Переход к росту в условиях существования реконструкции (3×1) ведет к исчезновению островков и появлению упорядоченной системы монослойных ступеней, характеризующихся высокой степенью эквидистантности. МЛЭ рост в условиях существования реконструкции (4×2) приводит к быстрой деградации морфологии поверхности, сопровождающейся образованием капель металлического галлия. Выявлена область оптимальных условий МЛЭ роста для получения структурно-совершенной поверхности.

Эксперименты по отжигу GaAs(001) показали, что эффективность процедуры скачкообразно повышается при переходе границы между реконструкциями (2×4) и (3×1) . Отжиг вблизи перехода от (3×1) к (4×2) ведет к формированию на поверхности капель галлия. На базе полученных представлений о причинах морфологических изменений в процессе МЛЭ роста и отжига была предложена процедура (циклирование), повышающая эффективность получения структурно-совершенной поверхности. Использование циклического изменения состояния поверхности между областью существования DO и (3×1) дает лучшие результаты по выглаживанию как эпитаксиальной поверхности, так и поверхности после термодесорбции.

Список литературы

1. *Preobrazhenskii V. V., Putyato M. A., Semyagin B. R.* Control of parameters during GaAs molecular-beam epitaxy at low growth temperature // *Semiconductors*. 2002. Vol. 36. P. 837–840.
2. *Neave J. H., Dobson P. J., Joyce B. A. et al.* Reflection high-energy electron diffraction oscillations from vicinal surfaces – a new approach to surface diffusion measurements // *Appl. Phys. Lett.* 1985. Vol. 47. P. 100–102.
3. *Ohta K., Kojima T., Nakagawa T.* Anisotropic surface migration of Ga atoms on GaAs(001) // *J. Crystal Growth*. 1989. Vol. 95. P. 71–74.
4. *Neave J. H., Joyce B. A., Dobson P. J. et al.* Dynamics of film growth of GaAs by MBE from RHEED observations // *Appl. Phys. A* 1983. Vol. 31. P. 1–8.
5. *Dobson P. J., Norton N. G., Neave J. H. et al.* Temporal intensity variations in RHEED patterns during film growth of GaAs by MBE // *Vacuum*. 1983. Vol. 33. P. 593–596.
6. *Zhang J., Neave J. H., Dobson P. J. et al.* Effects of diffraction conditions and processes on RHEED intensity oscillations during the MBE growth of GaAs // *Appl. Phys. A*. 1987. Vol. 42. P. 317–324.
7. *Crook G. E., Eyink K. G., Campbell A. C. et al.* Effects of Kikuchi scattering on reflection high-energy electron diffraction intensities during molecular-beam epitaxy GaAs growth // *J. Vac. Sci. Technol. A*. 1989. Vol. 7. P. 2549–2553.
8. *Dobson P. J., Joyce B. A., Neave J. H. et al.* Current understanding and applications of the RHEED intensity oscillation technique // *J. Crystal Growth*. 1987. Vol. 81. P. 1–8.
9. *Sakamoto T.* RHEED oscillations in MBE and their applications to precisely controlled crystal growth // *Physics, fabrication and applications of multilayered structures* / Eds. P. Dhez, C. Weisbuch. N. Y.: Plenum Publishing Corporation, 1988. P. 93–110.
10. *Van Hove J. M., Lent C. S., Pukite P. R. et al.* Damped oscillations in reflection high energy electron diffraction during GaAs MBE // *J. Vac. Sci. Technol. B*. 1983. Vol. 1. P. 741–746.
11. *Kawamura T., Maksym P. A., Iijima T.* Calculation of RHEED intensities from stepped surfaces // *Surf. Sci.* 1984. Vol. 148. P. L671–L676.
12. *Kawamura T., Maksym P. A.* RHEED from stepped surfaces and its relation to

RHEED intensity oscillations observed during MBE // *Surf. Sci.* 1985. Vol. 161. P. 12–24.

13. *Maksym P. A., Beeby J. L.* A theory of rheed // *Surf. Sci.* 1981. Vol. 110. P. 423–438.

14. *Clarke S., Vvedensky D. D.* Growth kinetics and step density in reflection high-energy electron-diffraction during molecular beam epitaxy // *J. Appl. Phys.* 1988. Vol. 63. P. 2272–2283.

15. *Weeks J. D., Gilmer G. H.* Dynamics of crystal growth // *Advances in Chem. Phys.* 1979. Vol. 40. P. 157–228.

16. *Shitara T., Vvedensky D. D., Wilby M. R. et al.* Morphological model of reflection high-energy electron-diffraction intensity oscillations during epitaxial growth on GaAs(001) // *Appl. Phys. Lett.* 1992. Vol. 60. P. 1504–1506.

17. *Larsson M. I., Ni W.-X., Hansson G. V.* Temperature-induced manipulation of nucleation during Si and Ge molecular-beam epitaxy // *Phys. Rev. B.* 1994. Vol. 50. P. 5335–5344.

18. *Mirin R. P., Ibbetson J. P., Mishra U. K. et al.* Low temperature limits to molecular beam epitaxy of GaAs // *Appl. Phys. Lett.* 1994. Vol. 65. P. 2335–2337.

19. *Avery A. R., Dobbs H. T., Holmes D. M. et al.* Nucleation and growth of islands on GaAs surfaces // *Phys. Rev. Lett.* 1997. Vol. 79. P. 3938–3941.

20. *Bell G. R., Jones T. S., Neave J. H. et al.* Quantitative comparison of surface morphology and reflection high-energy electron diffraction intensity for epitaxial growth on GaAs // *Surf. Sci.* 2000. Vol. 458. P. 247–256.

21. *Inoue N.* Elementary processes in molecular beam epitaxy studied by in situ scanning electron microscopy // *Surf. Rev. and Lett.* 1998. Vol. 5. P. 881–897.

22. *Korte U., Maksym P. A.* Role of the step density in reflection high-energy electron diffraction: questioning the step density model // *Phys. Rev. Lett.* 1997. Vol. 78. P. 2381–2384.

23. *Braun W., Daweritz L., Ploog K. H.* New model for reflection high-energy electron diffraction intensity oscillations // *J. Vac. Sci. Technol. B.* 1998. Vol. 16. P. 2404–2412.

24. *Kawamura T.* Surface-morphological information in RHEED // *Surf. Rev. and Lett.* 1998. Vol. 5. P. 711–718.

25. *Tsao J. Y., Brennan T. M., Hammons B. E.* Oscillatory As₄ surface reaction rates during molecular beam epitaxy of AlAs, GaAs and InAs // *J. Crystal Growth.* 1991. Vol. 111. P. 125–130.

26. *Hata M., Watanabe A., Isu T.* Surface diffusion length observed by in situ scanning microprobe reflection high-energy electron diffraction // *J. Crystal Growth.* 1991. Vol. 111. P. 83–87.

27. *Yamaguchi H., Horikoshi Y.* Influence of surface reconstruction on the As desorption process from a (001) GaAs surface evaluated by improved high-energy electron-reflectivity measurements // *Phys. Rev. B.* 1991. Vol. 44. P. 5897–5900.

28. *Yamaguchi H., Horikoshi Y.* As desorption from GaAs and AlAs surfaces studied by improved high-energy electron-reflectivity measurements // *J. Appl. Phys.* 1992. Vol. 71. P. 1753–1759.

29. *Massies J., Etienne P., Dezaly F. et al.* Stoichiometry effects on surface properties of GaAs(100) growth in situ MBE // *Surf. Sci.* 1980. Vol. 99. P. 121–131.

30. *Briones F., Golmayo D., Gonzalez L. et al.* Phase-locked RHEED oscillations during MBE growth of GaAs and Al_xGa_{1-x}As // *J. Crystal Growth.* 1987. Vol. 81. P. 19–25.

31. *Martini S., Quivy A. A., Lamas T. E. et al.* Real-time RHEED investigation of indium segregation in InGaAs layers grown on vicinal GaAs(001) substrates // *Phys. Rev. B.* 2005. Vol. 72. P. 153304 (1–4).

32. *Apostolopoulos G., Herfort J., Daweritz L. et al.* Mound formation during GaAs(001) homoepitaxy at low substrate temperatures. Proceedings of 11th International Semiconducting and Insulating Materials Conference (SIMC-XI) (July 3–7, 2000, Canberra, Australia). Canberra, 2000. P. 105–108.

33. *Apostolopoulos G., Herfort J., Daweritz L. et al.* Reentrant mound formation in GaAs(001) homoepitaxy observed by ex situ atomic force microscopy // *Phys. Rev. Lett.* 2000. Vol. 84. P. 3358–3361.

34. *Hopkins J., Leys M. R., Brubach J. et al.* A RHEED study of the dynamics of GaAs and AlGaAs growth on a (001) surface by MBE // *Appl. Surf. Sci.* 1995. Vol. 84. P. 299–307.

35. *Ren Y., Zinke-Allmang M., Feldman L. C. et al.* Cluster-size distributions in different temperature regimes: the systems Ga on GaAs(001) // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* 1992. Vol. 237. P. 255–260.

**A. V. Vasev, M. A. Putyato, B. R. Semyagin, V. A. Seleznev,
V. V. Preobrazhenskij**

**Impact of the Reconstruction Condition on Gallium Arsenide Surface Morphology
during Molecular-Beam Epitaxy and Vacuum Annealing**

The peculiarities of morphological evolution during GaAs(001) molecular beam epitaxy are studied by RHEED and AFM methods. A clear correlation is established between surface superstructure and morphological evolution. Thermodynamic conditions are experimentally determined which provide the most perfect GaAs(001) epilayer surface. For the (2×4) surface reconstruction growth conditions are established which give rise to surface roughening. A new technique is proposed and tested to significantly increase the efficacy of surface smoothing procedure under As flux.

Keywords: GaAs, surface morphology, reconstruction, vacuum annealing, molecular-beam epitaxy.