

УДК 538.9; 548

ГЕТЕРОЭПИТАКСИЯ ПЛЁНОК $A^{III}B^V$ НА ВИЦИНАЛЬНЫХ ПОДЛОЖКАХ Si(001)*

Е. А. Емельянов¹, Д. Ф. Феклин¹, М. А. Путятю¹,
Б. Р. Семягин¹, А. К. Гутаковский¹, В. А. Селезнев¹,
А. П. Василенко¹, Д. С. Абрамкин¹, О. П. Пчеляков¹,
В. В. Преображенский¹, N. Zhicuan², N. Haiqiao²

¹Институт физики полупроводников им. А. В. Ржанова СО РАН,
630090, Россия, г. Новосибирск, просп. Академика Лаврентьева, 13

²Institute of Semiconductors, Chinese Academy of Sciences,
100083, N A35, QingHua East Road, Haidian District, Beijing, China
E-mail: pvv@isp.nsc.ru

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены плёнки GaAs на подложках Si, отклонённых от плоскости (001) на 6° в направлении [110]. Плёнки GaAs выращивались как на поверхности Si, терминированной атомами мышьяка, так и на тонких псевдоморфных слоях GaP/Si. Условиями формирования подслоя As и первого монослоя GaP на поверхности Si задавалась ориентация плёнок GaAs (001) или (00 $\bar{1}$). Процессы подготовки поверхности подложки Si, формирования подслоя As, эпитаксиальных слоёв GaP и GaAs контролировались методом дифракции быстрых электронов на отражение. Проведены исследования выращенных структур методами рентгеновской дифрактометрии, атомно-силовой микроскопии, высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии и низкотемпературной фотолюминесценции. Показано, что от ориентации эпитаксиальной плёнки зависит как характер рельефа её поверхности, так и её кристаллические свойства. Получена интенсивная фотолюминесценция от структуры с квантовыми ямами $In_{0,17}Ga_{0,83}As$, выращенной на буферном слое GaAs/Si.

Ключевые слова: молекулярно-лучевая эпитаксия, GaAs, Si.

Введение. Интеграция кремниевой электроники и элементной базы на основе соединений $A^{III}B^V$ на подложках Si представляет интерес в силу перспективности различных приборных реализаций. В качестве примера можно привести монолитные оптоэлектронные приборы с кремниевыми схемами управления или многокаскадные солнечные элементы с активным кремниевым слоем. К переходным слоям между структурами на основе соединений $A^{III}B^V$ и Si предъявляются высокие требования. Так, в фотоэлектрическом преобразователе переходный слой должен быть прозрачным в области fotocувствительности Si и иметь плотность прорастающих дислокаций менее 10^6 см^{-2} [1]. Для совмещения планарных технологий Si и $A^{III}B^V$ переходные слои должны быть тонкими (толщиной около 1 мкм) и иметь низкую шероховатость поверхности.

Весь спектр структур для СВЧ- и оптоэлектроники на основе соединений $A^{III}B^V$ и их твёрдых растворов может быть получен методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ). Этот метод применяется и для выращивания гетероструктур в системе SiGe/Si. Преимущества технологии МЛЭ заключаются в том, что она позволяет выращивать сверхтонкие слои с контролируемой толщиной, формировать совершенные гетерограницы, изучать *in situ* процессы, протекающие на поверхности растущей плёнки. Поэтому метод

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 13-02-91182-ГФЕН-а), National Science Foundation of China (грант № 61311120085) и частичной поддержке Министерства образования и науки РФ (ГК № 16.518.11.7091) на оборудовании Центра коллективного пользования «Наноструктуры».

МЛЭ перспективен в плане создания технологии получения совершенных гетероструктур $A^{III}B^V/Si$.

Вследствие отсутствия центра симметрии в кристаллах типа сфалерит, к которым относится большинство соединений $A^{III}B^V$, направление $\langle 001 \rangle$ в них является полярным. Поэтому при выращивании соединений $A^{III}B^V$ на кремнии возможно образование антифазных доменов (доменов с разной ориентацией) в эпитаксиальной плёнке. Причина формирования такой структуры — наличие на поверхности кремниевой подложки террас, разделённых ступенями высотой в один атомный слой. Эта проблема успешно решается применением подложек Si, отклонённых от плоскости (001) на $2-6^\circ$ в направлении [110] [2]. Отжиг таких подложек приводит к перестройке поверхности с образованием упорядоченной системы террас, разделённых ступенями высотой в два атомных слоя.

Методом МЛЭ плёнки GaAs можно выращивать либо непосредственно на поверхности кремния, либо через переходные слои, например GaP/Si [2]. Привлекательность фосфида галлия обусловлена тем, что постоянная его кристаллической решётки близка к постоянной решётки кремния. Это позволяет разделить задачу зарождения эпитаксиального слоя полярного полупроводника GaP на неполярном Si и задачу перехода от постоянной решётки Si к постоянной решётки GaAs.

В зависимости от способа формирования первого монослоя мышьяка на поверхности кремния направление [110] в плёнке GaAs может оказаться либо параллельным, либо перпендикулярным оси разворота подложки кремния (параллельно или перпендикулярно краям террас) [3], т. е. направление роста GaAs будет (001) или $(00\bar{1})$. При использовании в качестве переходного от Si к GaAs слоя GaP также можно задавать ориентацию эпитаксиального слоя [4].

Представленные в литературе данные позволяют составить непротиворечивую картину условий формирования однодоменных плёнок GaAs и GaP с заданной ориентацией. Однако влияние ориентации вицинальных слоёв $A^{III}B^V$ на Si(001) на их свойства практически не изучено. В силу этого не ясно, какой ориентации эпитаксиальной плёнки и в каких случаях отдавать предпочтение.

Цель данной работы — экспериментальное исследование влияния ориентации эпитаксиальных плёнок GaAs и GaAs/GaP на вицинальной подложке Si(001) на их кристаллическое совершенство и морфологию поверхности.

1. Эксперимент выполнялся на модернизированной установке МЛЭ «Штат». Для получения потоков атомов Ga и Si использовались тигельные молекулярные источники, а для получения потоков молекул As_2 и P_2 — вентильные источники с зоной крекинга [5]. Контроль за состоянием поверхности во время роста осуществлялся методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО). Структуры выращивались на подложках Si(001), отклонённых на 6° в направлении [110]. В ходе эксперимента были выращены плёнки GaAs с ориентациями (001) и $(00\bar{1})$. Ориентация эпитаксиальных слоёв GaAs задавалась с помощью подслоя мышьяка по методике, изложенной в [3], и тонкого буферного слоя GaP с заданной полярностью [4].

Получение атомарно-чистой поверхности подложки является важным этапом подготовки к проведению процесса эпитаксии. В установках МЛЭ соединений $A^{III}B^V$ очистка поверхности кремния может проводиться как традиционным методом в потоке кремния, так и с применением потока атомов галлия [4]. В представленной работе использовался поток Si.

Для удаления окисного слоя на поверхность подложки при температуре $750^\circ C$ (T_S) подавался поток кремния, соответствующий скорости роста 1,5 нм/мин. Контроль за уходом окисла осуществлялся методом ДБЭО. Наблюдение проводилось в азимуте, параллельном направлению краёв террас. После удаления окисленного слоя подложка отжигалась в те-

чение 15 мин в условиях сверхвысокого вакуума при температуре 850 °С. Как отмечалось выше, отжиг подложек Si(001), отклонённых на несколько градусов в направлении [110], ведёт к формированию на поверхности кристалла системы террас со ступенями высотой в два атомных слоя. Ступени ориентированы перпендикулярно направлению отклонения поверхности подложки от плоскости (001). Верхний слой атомов кремния димеризован. Согласно данным [3] димерные связи Si—Si оказываются ориентированными параллельно направлению краёв террас.

При взаимодействии вицинальной поверхности кремния с потоком молекул мышьяка на ней формируется упорядоченный эпитаксиальный слой димеризованных атомов мышьяка. В зависимости от условий осаждения связь As—As в димерах оказывается расположенной либо параллельно (As_{\parallel}), либо перпендикулярно (As_{\perp}) краям террас [3]. Именно ориентацией слоя атомов мышьяка относительно направления отклонения подложки и задаётся ориентация плёнки GaAs. В зависимости от ориентации ячейка поверхностной структуры GaAs(2×4) по-разному располагается относительно краёв террас. В плёнках GaAs(00 $\bar{1}$)/Si ячейка поверхностной структуры (2×4) ориентирована вдоль, а димеры мышьяка — поперёк ступеней. В случае GaAs(001)/Si ячейка (2×4) оказывается расположенной перпендикулярно, а димеры мышьяка — параллельно краям террас. Условия получения слоя мышьяка с заданной ориентацией в установке МЛЭ описаны в [3]. После формирования слоя атомов мышьяка подложка охлаждалась до температуры зарождения слоя GaAs.

Для формирования слоя атомов мышьяка As_{\perp} -типа очищенная подложка кремния со сверхструктурой Si(2×1) охлаждалась без потоков в условиях сверхвысокого вакуума до $T_S = 150$ °С, а затем выдерживалась в потоке молекул As_2 в течение 5 мин. После экспозиции в потоке мышьяка подложка нагревалась до 600 °С. Время выдержки при этой температуре составляло 5 мин. Процесс формирования слоя мышьяка контролировался методом ДБЭО. В результате отжига получали мышьяк-стабилизированную поверхностную структуру $As_{\perp}(1 \times 2)/Si$. В случае формирования слоя димеров мышьяка As_{\parallel} -типа подложка кремния со сверхструктурой Si(2×1) охлаждалась в условиях сверхвысокого вакуума до $T_S = 480$ °С и выдерживалась в слабом потоке молекул As_2 в течение 10 мин. После формирования структуры $As_{\parallel}(2 \times 1)/Si$ подложка охлаждалась до температуры зарождения слоя GaAs.

При зарождении слоя GaP полярность плёнки зависит от того, какой слой первым осаждается на поверхность Si(2×1): слой атомов галлия или слой атомов фосфора. Если на поверхности подложки первым был сформирован слой атомов галлия, то будет расти плёнка с ориентацией (001), т. е. димеры фосфора на поверхности кристалла окажутся ориентированными вдоль краёв террас. В противном случае вырастет плёнка GaP(00 $\bar{1}$) с димерами фосфора, расположенными поперёк ступеней. Полученные нами данные позволяют выращивать сплошные тонкие плёнки GaP с заданной ориентацией. В [4] обсуждается влияние условий зарождения слоя GaP на вицинальной поверхности Si(001) на его полярность. В данной работе буферный слой GaP выращивался методом атомно-слоевой эпитаксии при $T_S = 330$ °С и скорости осаждения атомов галлия 0,25 атомного слоя в секунду. Толщина буферного слоя составляла 2,7 нм. После получения плёнки GaP подложка охлаждалась до температуры зарождения слоя GaAs.

Известно, что при формировании GaAs на Si методом МЛЭ нанесение менее 1 монослоя GaAs приводит к образованию островков плотностью до 10^{11} см $^{-2}$. Срастание островков сопровождается появлением в плёнке прорастающих дислокаций с плотностью до 10^9 см $^{-2}$ [6]. Чтобы избежать образования островков и тем самым снизить плотность прорастающих дислокаций, на начальных стадиях зарождения используют метод атомно-слоевой эпитаксии [7]. В данной работе был применён именно этот подход при зарождении слоя GaAs как на мышьяк-терминированной поверхности кремния, так и на буферных слоях GaP/Si.

В обоих случаях зарождение слоя GaAs осуществляли методом атомно-слоевой эпитаксии при $T_S = 260$ °С. Скорость осаждения атомов Ga равна 0,1 атомного слоя в секунду. Толщина слоя зарождения GaAs составляла 2,8 нм. После зарождения температура подложки повышалась до 350 °С и методом МЛЭ со скоростью 0,28 нм/с выращивался буферный низкотемпературный (НТ) слой GaAs толщиной ~ 250 нм. В процессе выращивания буферного слоя через каждые 65 нм проводились промежуточные отжиги до 580 °С. Время каждого отжига составляло 4 мин. После отжига T_S вновь снижалась до 350 °С и выращивался очередной слой GaAs толщиной 65 нм. Такие условия зарождения и роста буферного слоя GaAs позволяют на малой толщине получить гладкую (в масштабах чувствительности метода ДБЭО) поверхность [8]. После отжига последнего слоя GaAs в целях выглаживания поверхности формировался слой AlAs (~ 20 монослоёв) при $T_S = 350$ °С. Полученные в итоге буферные слои использовались в качестве подложек для эпитаксии плёнок GaAs.

На буферных низкотемпературных слоях 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(001)/Si, 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(00 $\bar{1}$)/Si, 250 нм GaAs/As \perp /Si и 250 нм GaAs/As \parallel /Si были выращены плёнки GaAs толщиной 1 и 3 мкм. Скорость роста составляла 0,28 нм/с при $T_S = 560$ °С. Также сформированы структуры 850 нм GaAs/250 нм GaAs/As \perp /Si и 850 нм GaAs/250 нм GaAs/2,7 нм GaP(001)/Si, которые подвергались *in situ* циклическому отжигу. В процессе циклирования T_S менялась от 250 до 650 °С. Всего было проведено по шесть циклов для каждого образца.

Для того чтобы проверить, как влияет промежуточный циклический отжиг на морфологию при эпитаксии толстых плёнок, на буферном низкотемпературном слое 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(001)/Si выращивалась плёнка GaAs толщиной 2,75 мкм. Когда плёнка GaAs достигла толщины 1 мкм, был проведён циклический отжиг структуры (шесть циклов от 250 до 650 °С). После отжига рост продолжался до толщины плёнки 2,75 мкм.

Выращенные образцы были исследованы методами рентгеновской дифрактометрии, высокоразрешающей просвечивающей электронной микроскопии (ВПЭМ) и атомно-силовой микроскопии (АСМ).

2. Результаты и обсуждение. 2.1. *Результаты ДБЭО-исследований.* Данные наблюдений за процессами зарождения и начальными стадиями роста плёнок GaAs и GaP на поверхности кремния методом ДБЭО позволяют утверждать, что характер этих процессов зависит как от ориентации эпитаксиальной плёнки ((001) или (00 $\bar{1}$)), так и от её состава (GaAs или GaP). Методом ДБЭО было обнаружено отличие в механизмах формирования слоя зарождения GaAs на поверхностях As \perp (1 \times 2)/Si и As \parallel (2 \times 1)/Si (на GaP(00 $\bar{1}$)/Si или GaP(001)/Si). Отличие проявлялось в появлении симметричных малоугловых рефлексов в случае поверхности As \perp (1 \times 2) (GaP(00 $\bar{1}$)) и односторонних малоугловых рефлексов в случае As \parallel (2 \times 1) (GaP(001)). При зарождении GaAs на As \parallel (2 \times 1) на поверхности растущего слоя GaAs формируются асимметричные фасетки (рис. 1). По нашим оценкам, фасетка является гранью (2 2 13). Этот экспериментальный факт обсуждается в работе [9].

2.2. *Результаты АСМ-исследований.* Отличия механизмов зарождения и начальных стадий роста плёнок с разными ориентацией и составом находят своё отражение в морфологии выращенных плёнок.

На рис. 2, *a, b* отчётливо видны вытянутые островки, которые представляют собой включения с другой кристаллической ориентацией (антифазные домены). На рис. 2, *c, d* антифазные домены не наблюдаются либо площадь их незначительна. Это свидетельствует о том, что использование подслоя GaP позволяет избежать формирования антифазных доменов на начальной стадии роста. Влияние ориентации растущего слоя GaAs сказывается на плотности островков антифазных доменов (в случае ориентации (001) их плотность выше), на форме островков (в случае ориентации (00 $\bar{1}$) они имеют большую длину и сильнее изогнуты) и на анизотропном характере их расположения (в случае ориентации (001)

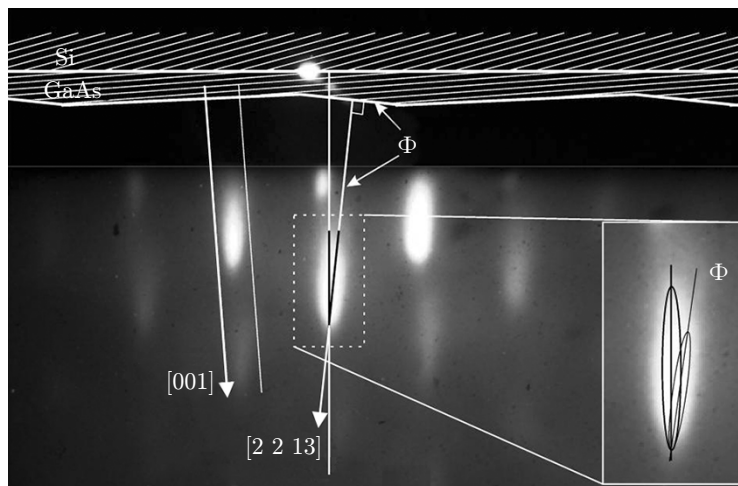


Рис. 1. ДБЭО-изображение плёнки GaAs(001) толщиной 5 монослоёв, выращенной на поверхности Si(001), отклонённой на 6° в направлении [110] (Φ — фасетка и связанный с ней малоугловой рефлекс)

есть выделенное направление в их расположении). Величина среднеквадратичной шероховатости (S_q) для слоёв с ориентацией (001) меньше, чем для (00 $\bar{1}$) (2,59 нм против 3,05 нм для слоёв GaAs и 1,31 нм против 1,50 нм для GaP). При этом S_q меньше для слоёв GaP, чем для GaAs, для обеих ориентаций.

Влияние ориентации, а также наличие/отсутствие слоя GaP сказываются и на морфологии более толстых плёнок GaAs (1–3 мкм). На рис. 3 представлены АСМ-изображения поверхности плёнок GaAs толщиной 1 и 3 мкм, выращенных на буферных НТ-слоях 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(001)/Si (рис. 3, *a, b*), 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(00 $\bar{1}$)/Si (рис. 3, *c, d*), 250 нм GaAs/As $_{\parallel}$ /Si (рис. 3, *e, f*) и 250 нм GaAs/As $_{\perp}$ /Si (рис. 3, *g, h*). На рис. 3, *a, c, e, g* показаны АСМ-изображения поверхности плёнок толщиной 1 мкм, на рис. 3, *b, d, f, h* — толщиной 3 мкм.

На каждом рисунке содержится информация о ширине пика W рентгеновской кривой качания, измеренной на половине его высоты, а также приведены данные о S_q поля сканирования размером 10×10 мкм. Анализ изображений показывает, что плёнки GaAs с ориентацией (001) толщиной 1 и 3 мкм характеризуются меньшей шероховатостью рельефа поверхности в сравнении с ориентацией (00 $\bar{1}$). Представленные данные позволяют заключить, что лучших результатов по шероховатости плёнки пока удаётся достичь при использовании буферных слоёв типа GaAs/GaP(001)/Si или GaAs/As $_{\parallel}$ /Si, т. е. при ориентации плёнки (001).

Обращает на себя внимание то, что рельеф поверхности плёнок GaAs с ориентацией (001) носит анизотропный характер. Выделенное направление $[\bar{1}10]$. В случае плёнок GaAs(00 $\bar{1}$) рельеф изотропный. По нашему мнению, это может быть связано с анизотропным характером диффузии адатомов галлия по поверхности GaAs(001). Известно, что коэффициент поверхностной диффузии Ga по GaAs(001) в направлении $[\bar{1}10]$ в 4 раза превышает коэффициент в направлении [110] [10]. В случае ориентации плёнки GaAs(001) направление ступеней совпадает с направлением максимальной диффузии адатомов Ga. Это способствует формированию особенностей рельефа, вытянутых вдоль этого направления. При ориентации плёнки GaAs(00 $\bar{1}$) направление максимальной диффузии адатомов Ga становится перпендикулярным краям террас. Учитывая небольшую ширину террас (при отклонении в 6° она составляет 2,7 нм) и дополнительное сопротивление диффузии на их краях за счёт барьера Швёбеля [11], развитие особенностей рельефа вдоль направления $[\bar{1}10]$ будет подавлено.

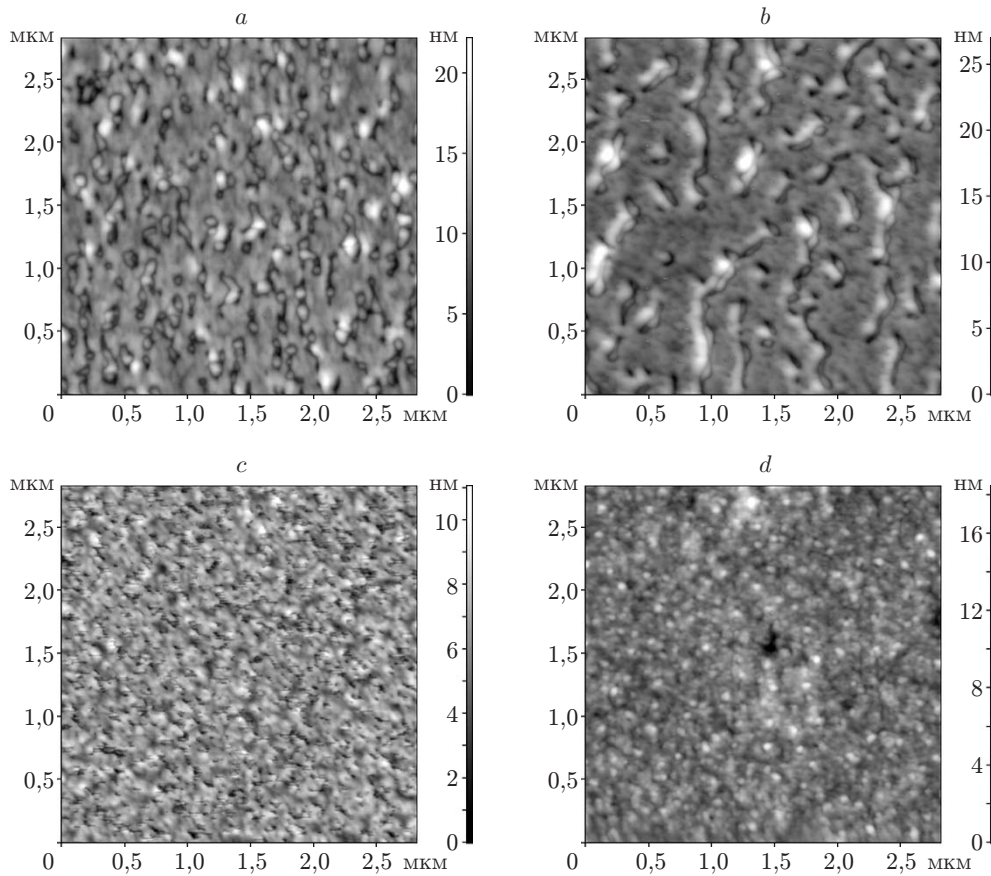


Рис. 2. АСМ-изображения поверхностей плёнок GaAs и GaP толщиной 75 нм: *a* — GaAs(001), *b* — GaAs(001̄), *c* — GaP(001), *d* — GaP(001̄)

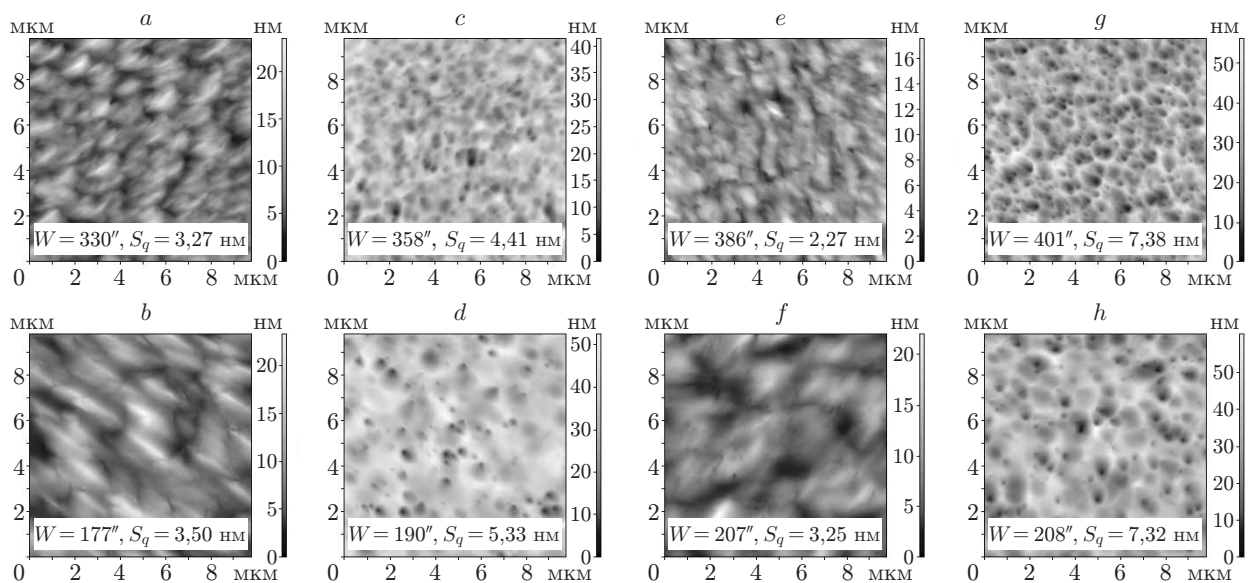


Рис. 3. АСМ-изображения поверхности плёнок GaAs, выращенных на подложках Si(001), отклонённых от плоскости (001) на 6° в направлении [110] (см. пояснения в тексте)

На изображениях поверхности плёнок с ориентацией $(00\bar{1})$ отчётливо видно большое количество ямок. Глубина их может достигать нескольких десятков нанометров. Углубления наблюдаются и в случае плёнок с ориентацией (001) , но их меньше, и маскировкой им служит рельеф. Природа наблюдаемых дефектов пока не ясна. Возможно, они связаны с особенностями на границе раздела плёнка — подложка. С увеличением толщины плёнки число ямок сокращается и их глубина становится меньше. При суммарной толщине плёнки (с учётом буфера) около 1,25 мкм на поверхности трудно найти поле размером 1×1 мкм без углублений. На плёнках с суммарной толщиной 3,25 мкм таких полей много.

Результаты влияния *in situ* циклического отжига на кристаллическое совершенство и морфологию слоёв GaAs/Si представлены на рис. 4. На каждом рисунке содержится информация о W и S_q поля сканирования. На рис. 4, *a, c, e* даны АСМ-изображения с полем сканирования размером 10×10 мкм, а на рис. 4, *b, d, f* — размером 3×3 мкм. На рис. 4, *a, b* и *c, d* приведены АСМ-изображения поверхности плёнок GaAs толщиной 850 нм, выращенных на буферном слое 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(001)/Si и слое 250 нм GaAs/As $_{\perp}$ /Si соответственно и подвергнутых циклическому отжигу (см. разд. 1).

Анализ результатов рентгеноструктурных исследований и АСМ-изображений свидетельствует о том, что отжиг значительно повышает структурное совершенство слоёв по сравнению даже с более толстыми плёнками, не прошедшими отжиг. Улучшилась и морфология поверхности. Особенно значительно снизилась шероховатость для плёнки, выращенной на буферном слое 250 нм GaAs/As $_{\perp}$ /Si. Сопоставлять следует АСМ-изображения рис. 4, *a* с рис. 3, *a* и рис. 4, *c* с рис. 3, *g*. Отжиг также выявил дефекты на плёнке с ориентацией (001) , которые на образцах без отжига маскированы особенностями рельефа (см. рис. 4, *a, b* и рис. 3, *a, e*).

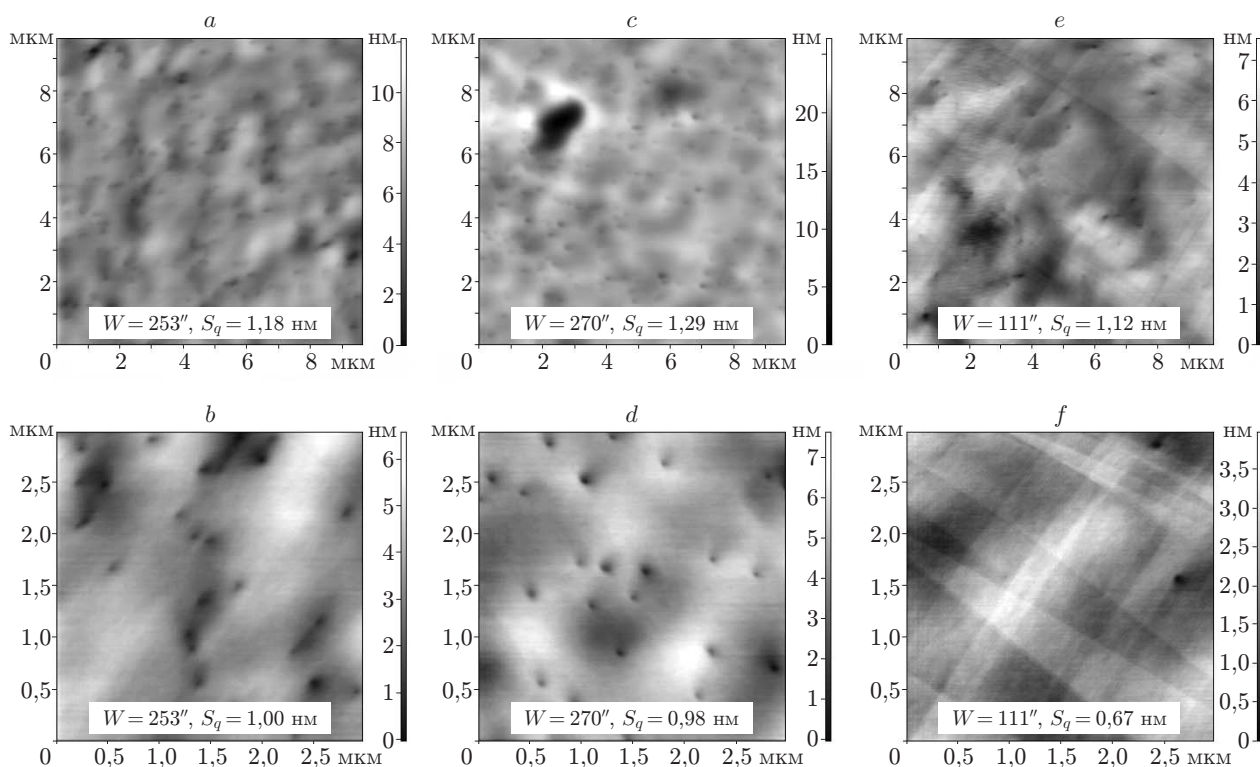


Рис. 4. АСМ-изображения поверхности плёнок GaAs, выращенных на подложках Si(001), отклонённых от плоскости (001) на 6° в направлении $[110]$, после дополнительных циклических отжигов (см. пояснения в тексте)

На рис. 4, *e, f* представлены АСМ-изображения поверхности плёнки GaAs толщиной 2,75 мкм, выращенной на буферном слое 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(001)/Si и подвергнутой промежуточному *in situ* циклическому отжигу (см. разд. 1). Сравнение рис. 4, *e* и рис. 3, *b* показывает, что промежуточный циклический отжиг существенно снизил шероховатость поверхности. Понижение высоты крупных деталей рельефа обусловлено выглаживанием поверхности при высокой температуре: почти полностью пропала анизотропия рельефа, сократилось количество ямок, возросло кристаллическое совершенство объёма (существенно уменьшилось значение параметра W). На АСМ-изображении рис. 4, *e, f* наблюдаются сетки линий, пересекающих поле сканирования. Линии представляют собой ступеньки высотой 1–2 монослоя (0,28–0,56 нм). Появление ступенек вызвано релаксацией напряжений за счёт скольжения прорастающих дислокаций. Длина линий скольжения больше 10 мкм, что свидетельствует о низкой плотности прорастающих дислокаций.

2.3. *Результаты исследований методом рентгеновской дифрактометрии.* Запись рентгеновских кривых качания от выращенных образцов проводилась в отражении (004) на двухкристальном дифрактометре с помощью кристалла-монокроматора Ge(004) в излучении $\text{CuK}\alpha_1$. Как показали измерения, ориентация плёнки в целом относительно слабо влияет на её кристаллическое совершенство. Этот вывод согласуется с результатами [8]. Тем не менее лучшие результаты достигаются при использовании переходного слоя GaP с ориентацией (001).

Выращенные образцы также исследовались методом рентгеновской дифрактометрии по методике, изложенной в [12]. Измерения проводились в рефлексе (115) независимо в двух взаимно перпендикулярных направлениях, расположенных вдоль и поперёк ступеней. Для каждого направления определялся поворот кристаллической решётки плёнки относительно подложки. Было обнаружено, что в результате пластической релаксации напряжений кристаллическая решётка плёнки поворачивается вокруг направления ступеней $\langle 110 \rangle$ на вицинальной подложке Si(001). Найдена зависимость поворота от способа зарождения. В случае роста плёнки GaAs на подслое $\text{As}_\perp(1 \times 2)/\text{Si}$ при повороте ориентация поверхности плёнки приближается к сингулярной. В случае $\text{As}_\parallel(2 \times 1)/\text{Si}$ отклонение ориентации плёнки от сингулярной $\{001\}$ увеличивается. Следует отметить, что при росте плёнки GaAs на подслое GaP также наблюдается поворот кристаллической решётки относительно сингулярного направления, а на подслое GaP(001)/Si поворот кристаллической решётки GaAs больше по сравнению с поворотом в случае GaP(001)/Si.

2.4. *Результаты исследований методом ВПЭМ.* Исследования проводились на электронном микроскопе JEOL-4000EX при ускоряющем напряжении 400 кВ. Поперечные срезы (110) для ВПЭМ препарировались по стандартной методике путём травления ионами аргона. Использовались светлопольные и тёмнопольные режимы ВПЭМ в двухволновых условиях и режим высокого разрешения при многолучевых условиях. На рис. 5, *a* приведено типичное тёмнопольное ВПЭМ-изображение в условиях «слабого пучка» (004). Из рисунка видно, что плотность прорастающих дислокаций (ПД) максимальная вблизи границы плёнка — подложка и по мере удаления от неё плотность ПД уменьшается более чем в 100 раз, что связано с аннигиляцией дислокаций разного знака в процессе скольжения. На вставке рис. 5, *a* показано изображение границы раздела GaAs — Si, полученное при наклоне образца вокруг направления $[1\bar{1}0]$, параллельного гетерогранице. Отчётливо видна хорошо упорядоченная сетка дислокаций несоответствия (ДН). Период залегания ДН составляет 10 нм, что указывает на полную релаксацию гетероэпитаксиальных напряжений в этих объектах. Атомная структура ДН была изучена в режиме высокого разрешения. Пример ВПЭМ-изображения гетерограницы GaAs — Si приведён на рис. 5, *b*. Цифровая обработка таких изображений методом геометрической фазы позволяет извлечь количественную информацию о кристаллическом строении материала: межплоскостные расстояния, деформации решётки и другие — и кроме этого выделить места нарушений кристал-

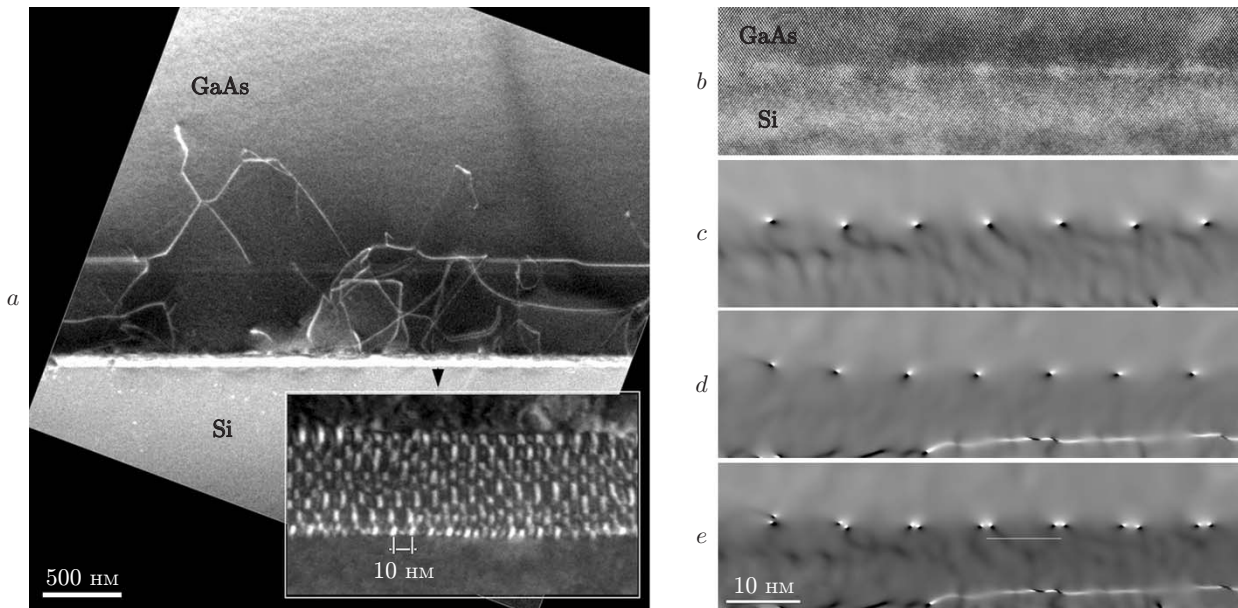


Рис. 5. Результаты ВПЭМ-исследований гетеросистемы GaAs/Si(001): *a* — тёмнопольное ВПЭМ-изображение в условиях слабого пучка ($2\bar{2}0$) поперечного сечения (110) гетеросистемы GaAs/Si(001) (вставка — фрагмент изображения гетерограницы, полученного при наклоне образца вокруг оси $[1\bar{1}0]$ на 18°); *b* — экспериментальное ВПЭМ-изображение границы раздела GaAs — Si; результаты его цифровой обработки: *c* — карта распределения межплоскостных расстояний (111), *d* — карта распределения межплоскостных расстояний ($1\bar{1}\bar{1}$), *e* — суммарное изображение *c* и *d*

лической структуры. В данной работе использован метод геометрической фазы, впервые предложенный в [13, 14]. Для расширения возможностей этого метода нами разработан новый обобщающий подход, заключающийся в анализе всех доступных пространственных частот ВПЭМ-изображения [15]. На рис. 5, *c—e* показаны так называемые фазовые изображения, соответствующие экспериментальному ВПЭМ-изображению на рис. 5, *b*. На рис. 5, *c, d* представлены фазовые изображения для плоскостей (111) и ($1\bar{1}\bar{1}$), а на рис. 5, *e* — результат сложения предыдущих изображений. Дислокации несоответствия на этих изображениях выглядят в виде чёрно-белых розеток (области растяжения и сжатия кристаллической решётки вблизи ядра ДН). На рис. 5, *e* ДН выглядят в виде двойных розеток, характерных для расщеплённых дислокаций. Из этого следует, что в процессе релаксации гетероэпитаксиальных напряжений формируются 60-градусные ДН по смежным плоскостям скольжения $\{111\}$, образуя в гетерогранице атомную конфигурацию, подобную чисто краевым ДН Ломера. Аналогичная картина наблюдалась в гетеросистеме Ge—Si (001) [16]. Период залегания ДН составляет 10 нм, что соответствует полной релаксации напряжений именно краевыми ДН.

2.5. *Выращивание структуры с квантовыми ямами 20 нм GaAs/6 нм In_{0,17}Ga_{0,83}As и фотолюминесценция (ФЛ) измерения.* После анализа данных, полученных методами рентгеновской дифрактометрии и АСМ, были определены оптимальные режимы выращивания, архитектура и ориентация переходных слоёв GaAs. Результаты с оптимальным соотношением структурного совершенства объёма плёнки и морфологии её поверхности получаются при использовании буферного слоя 250 нм GaAs/2,7 нм GaP(001)/Si. Улучшить характеристики плёнок GaAs удаётся путём промежуточного циклического отжига на толщине около 1 мкм. С помощью разработанной архитектуры и оптимизированной технологии по-

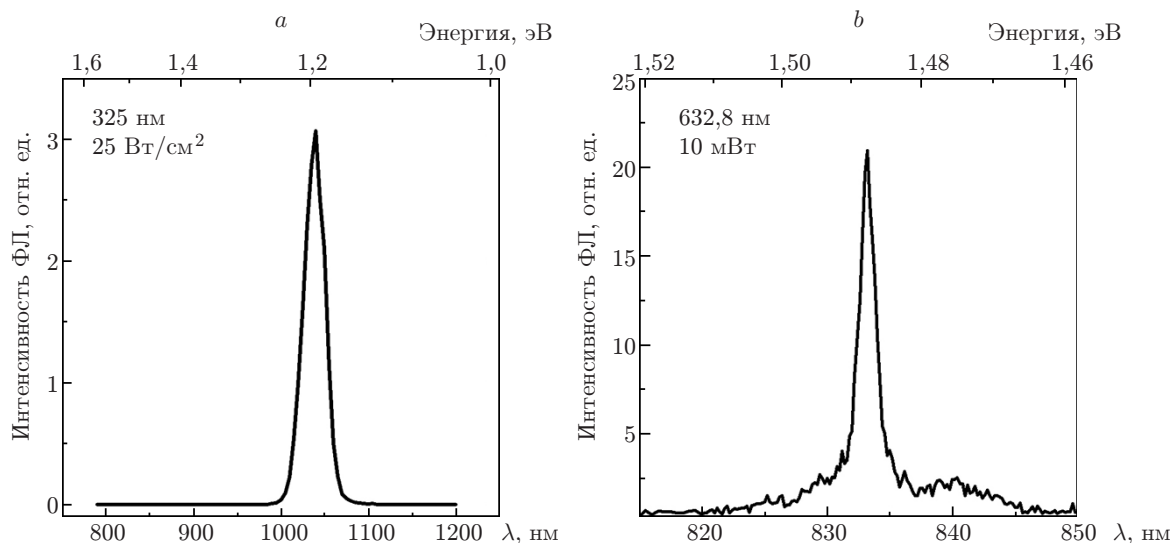


Рис. 6. Спектры ФЛ: *a* — структуры с четырьмя квантовыми ямами GaAs/6 нм In_{0,17}Ga_{0,83}As (температура измерения 77 К), *b* — слоя GaAs толщиной 4 мкм (температура измерения 5 К), выращенных на подложках Si

лучения буферных слоёв были выращены тестовые структуры. Первая представляла собой слой арсенида галлия суммарной толщиной 4 мкм, вторая — набор из четырёх квантовых ям 20 нм GaAs/6 нм In_{0,17}Ga_{0,83}As, выращенных на буферном слое GaAs суммарной толщиной 2,25 мкм. Проведено исследование их оптических свойств методом ФЛ при температурах 77 и 5 К.

На рис. 6 показаны спектры ФЛ тестовых структур. Ширина пика ФЛ слоя GaAs толщиной 4 мкм при температуре измерения 5 К составила 2,1 мэВ. Эта плёнка характеризовалась шириной пика рентгеновской кривой качания 105 угл. с. Известное из литературы лучшее значение ширины пика ФЛ плёнок GaAs/Si толщиной 4 мкм при аналогичных измерениях также составляет 2,1 мэВ, а ширина пика рентгеновской кривой качания 110 угл. с [7]. Наличие интенсивной ФЛ при температуре 77 К от структуры с набором квантовых ям свидетельствует о высоком структурном совершенстве слоёв InGaAs и GaAs и гладкости гетерограниц между ними.

Заключение. Методом МЛЭ выращены плёнки GaAs на подложках Si, отклонённых от плоскости (001) на 6° в направлении [110]. Определены условия формирования плёнок GaAs с заданной ориентацией относительно оси отклонения подложки Si с использованием подслоёв мышьяка и тонких (до 10 монослоёв) промежуточных слоёв GaP. Получены данные о влиянии ориентации и способа зарождения плёнки GaAs на её структурные свойства и морфологию поверхности.

Методом рентгеновской дифрактометрии показано, что ориентация плёнки GaAs относительно слабо влияет на её кристаллическое совершенство. Тем не менее более качественные плёнки GaAs удаётся вырастить при ориентации (001), а не (00 $\bar{1}$). Обнаружен разворот кристаллической решётки плёнки GaAs относительно направления (001) в зависимости от ориентации роста слоя.

Методом АСМ показано, что существуют различия в характере рельефа поверхности плёнок GaAs с разной полярностью. Рельеф на поверхности GaAs(001) носит анизотропный характер, а у плёнки с ориентацией (00 $\bar{1}$) рельеф изотропен. Наблюдаемое отличие обусловлено исключительно кристаллографической ориентацией плёнки относительно краёв террас и не зависит от того, на каком по составу подслое (As/Si или GaP/Si) проводилось зарождение GaAs.

Лучшая комбинация качества морфологии поверхности и кристаллического совершенства плёнок GaAs достигается при применении буферного слоя GaP(001)/Si и циклического отжига.

Оптимальные режимы роста, архитектура и ориентация переходных слоёв совместно с применением промежуточного циклического отжига позволили получить плёнки GaAs/Si толщиной 2,7 мкм с шириной пика рентгеновской кривой качания 111 угл. с и среднеквадратичной шероховатостью 0,67 нм. Квантовые ямы 6 нм $\text{In}_{0,17}\text{Ga}_{0,83}\text{As}$, выращенные на таких буферных слоях, характеризуются интенсивным пиком ФЛ при температуре 77 К, что свидетельствует о хорошем структурном совершенстве слоёв и гладкости гетерограниц. Плёнки GaAs/Si толщиной 4 мкм характеризовались шириной пика ФЛ (5 К) 2,1 мэВ и шириной пика рентгеновской кривой качания 105 угл. с.

Таким образом, были найдены условия формирования плёнок GaAs/Si, которые дают возможность получать структуры на уровне лучших мировых достижений, что позволяет использовать предлагаемую технологию выращивания гетероструктур GaAs/Si для приборных применений.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Yamaguchi M., Amano C. Efficiency calculations of thin-film GaAs solar cells on Si substrates // Journ. Appl. Phys. 1985. **58**, N 9. P. 3601–3106.
2. Болховитянов Ю. Б., Пчеляков О. П. Эпитаксия GaAs на кремниевых подложках: современное состояние исследований и разработок // УФН. 2008. **178**, № 5. С. 459–480.
3. Bringans R. D., Biegelsen D. K., Swartz L.-E. Atomic-step rearrangement on Si(001) by interaction with arsenic and the implication for GaAs-on-Si epitaxy // Phys. Rev. B. 1991. **B44**, N 7. P. 3054–3063.
4. Путято М. А., Семягин Б. Р., Емельянов Е. А. и др. Молекулярно-лучевая эпитаксия GaP на вицинальной поверхности Si(001): влияние условий зарождения на кристаллографические свойства тонких пленок // Изв. вузов. Сер. Физика. 2010. **9/2**, № 53. С. 293–297.
5. Putyato M. A., Preobrazhenskii V. V., Semyagin B. R. et al. A valved cracking phosphorus beam source using InP thermal decomposition and its application to MBE growth // Semicond. Sci. Technol. 2009. **24**, N 5. P. 055014–055020.
6. Asai K., Kamei K., Katahama H. Lattice relaxation of GaAs islands grown on Si(100) substrate // Appl. Phys. Lett. 1997. **71**, N 7. P. 701–703.
7. Taylor P. J., Jesser W. A., Benson J. D. et al. Optoelectronic device performance on reduced threading dislocation density GaAs/Si // Journ. Appl. Phys. 2001. **89**, N 8. P. 4365–4374.
8. Емельянов Е. А., Коханенко А. П., Пчеляков О. П. и др. Морфология поверхности и кристаллографические свойства пленок GaAs, выращенных методом МЛЭ на вицинальных подложках Si(001) // Изв. вузов. Сер. Физика. 2013. **56**, № 1. С. 49–54.
9. Лошкарев И. Д., Василенко А. П., Труханов Е. М. и др. Зависимость пластической релаксации пленок GaAs от способа зарождения первого монослоя As на Si(001) // Изв. РАН. Сер. Физическая. 2013. **77**, № 3. С. 264–267.
10. Ohta K., Kojima T., Nakagawa T. Anisotropic surface migration of Ga atoms on GaAs(001) // Journ. Cryst. Growth. 1989. **95**, N 1–4. P. 71–74.
11. Schwoebel R. L. Step motion on crystal surfaces. II // Journ. Appl. Phys. 1969. **40**, N 2. P. 614–618.
12. Колесников А. В., Ильин А. С., Труханов Е. М. и др. Рентгенодифракционный анализ искажений эпитаксиальной пленки на отклоненных подложках (001) // Изв. РАН. Сер. Физическая. 2011. **75**, № 5. С. 652–655.

13. **Hytch M. J., Gandais M.** Quantitative criteria for the detection and characterisation of nanocrystals from HREM images // *Phil. Mag. A.* 1995. **72**, N 4. P. 619–634.
14. **Takeda M., Suzuki J.** Crystallographic heterodyne phase detection for highly sensitive lattice-distortion measurements // *JOSA A.* 1996. **13**, N 7. P. 1495–1500.
15. **Гутаковский А. К., Чувиллин А. Л., Ahn S. S.** Применение высокоразрешающей электронной микроскопии для визуализации и количественного анализа полей деформации в гетеросистемах // *Изв. РАН. Сер. Физическая.* 2007. **71**, № 10. С. 1464–1470.
16. **Bolkhovityanov Y. B., Deryabin A. S., Gutakovskii A. K., Sokolov L. V.** Mechanism of induced nucleation of misfit dislocations in the Ge-on-Si(001) system and its role in the formation of the core structure of edge misfit dislocations // *Acta Mater.* 2013. **61**, N 2. P. 617–621.

Поступила в редакцию 2 июля 2013 г.
