

Влияние кристаллографической ориентации пленок GaSb на их структурные свойства при гетероэпитаксии на вицинальных подложках Si(001) методом молекулярно-лучевой эпитаксии

© М.О. Петрушков¹, Д.С. Абрамкин^{1,2}, Е.А. Емельянов¹, М.А. Пуятто¹, А.В. Васев¹, И.Д. Лошкарев¹, М.Ю. Есин¹, О.С. Комков³, Д.Д. Фирсов³, В.В. Преображенский¹

¹ Институт физики полупроводников им. А.В. Ржанова Сибирского отделения Российской академии наук, 630090 Новосибирск, Россия

² Новосибирский государственный университет, 630090 Новосибирск, Россия

³ Санкт-Петербургский государственный электротехнический университет „ЛЭТИ“, 197376 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: maikdi@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 3 августа 2020 г.

В окончательной редакции 10 августа 2020 г.

Принята к публикации 10 августа 2020 г.

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии с использованием переходных слоев AlSb/As/Si выращены пленки GaSb на вицинальных подложках Si(001), отклоненных на 6° к плоскости (111). Исследовано влияние кристаллографической ориентации пленок GaSb на их структурные свойства и характер рельефа поверхности. Обнаружено, что пленки GaSb(001)/Si характеризуются лучшим структурным совершенством, меньшей концентрацией точечных дефектов и более планарным и изотропным рельефом поверхности по сравнению с пленками GaSb(001). Возможной причиной наблюдаемых отличий у пленок GaSb с различной ориентацией является повышенная плотность антифазных доменов в пленках GaSb(001). Морфологические особенности выращенных пленок обусловлены в основном наличием краев террас и в меньшей степени анизотропией встраивания адатомов Ga в края террас.

Ключевые слова: молекулярно-лучевая эпитаксия, GaSb на Si(001), кристаллографическая ориентация пленки, структурное совершенство, морфология поверхности.

DOI: 10.21883/FTP.2020.12.50227.9496

1. Введение

В последнее время уделяется большое внимание созданию различных оптоэлектронных приборов ИК диапазона на основе $A^{III}Sb$, таких как лазеры, светодиоды, фотодиоды и др. [1–3]. Структуры для устройств на основе $A^{III}Sb$ обычно выращивают на дорогих подложках GaSb, которые к тому же характеризуются низкой механической прочностью. В связи с этим актуальной задачей является разработка технологии получения тонких высококачественных слоев GaSb на дешевых и прочных подложках Si. Применение эпитаксиальных искусственных подложек GaSb/Si позволит значительно снизить стоимость оптоэлектронных приборов на основе $A^{III}Sb$ и обеспечить им широкий круг применений. Кроме того, интеграция оптоэлектронных устройств ближнего и среднего ИК диапазона, основанных на GaSb, и кремниевой электроники открывает перспективу существенного ускорения обработки информации за счет передачи данных по оптическому каналу [4].

При гетероэпитаксии соединений $A^{III}B^V$ на кремнии в объеме пленки образуются как точечные, так и протяженные структурные дефекты, снижающие эксплуатационные свойства искусственных $A^{III}B^V/Si$ подложек. Основными протяженными структурными дефектами яв-

ляются дислокации несоответствия (ДН) и антифазные границы (АФГ). Причиной возникновения ДН является релаксация механических напряжений [5], вызванных различием в значениях постоянных решеток и температурных коэффициентов линейного расширения кремния и материалов $A^{III}B^V$. Возникновение АФГ обусловлено сбоем чередования слоев катионной и анионной подрешеток кристалла при зарождении эпитаксиального слоя полярного соединения $A^{III}B^V$ на неполярной подложке Si [6]. На границах таких областей (так называемых антифазных доменов (АФД)) имеет место повышенная концентрация точечных дефектов, которые могут выступать в роли центров безызлучательной рекомбинации и негативно влияют на оптические свойства получаемых гетероструктур $A^{III}B^V/Si$ [7]. Кроме того, наличие ДН и АФГ может приводить к огрублению поверхности растущей пленки $A^{III}B^V/Si$, что также негативно сказывается на возможности приборного применения получаемых искусственных подложек.

В силу большого рассогласования постоянных решеток GaSb и Si, $\sim 12\%$, процесс образования сетки ДН начинается при формировании уже первых монослоев GaSb. АФД также образуются в процессе зарождения первых монослоев (МС) эпитаксиальной пленки $A^{III}B^V$. Поэтому актуальными являются исследования, направленные на выявление закономерностей, связывающих

условия зарождения со структурными свойствами и морфологией поверхности пленок GaSb/Si.

Для подавления процесса формирования АФД в пленках $A^{III}B^V/Si$ применяют вицинальные подложки ориентации (001), отклоненные на $4-6^\circ$ к плоскости (111). В процессе отжига на поверхности таких подложек формируется система двухатомных ступеней [8,9], которая способствует согласованию порядка следования атомов в участках пленки $A^{III}B^V$, зарождающихся на различных террасах Si-подложки. Использование неполярной вицинальной подложки кремния для выращивания полярного материала позволяет формировать пленки $A^{III}B^V/Si$ с различной ориентацией — $A^{III}B^V(001)/Si(001)$ и $A^{III}B^V(00\bar{1})/Si(001)$ [10,11]. Эти пленки отличаются ориентацией димеров, образующих сверхструктуру поверхности (001), относительно краев вицинальных террас. Стоит отметить, что сингулярные поверхности (001) и $(00\bar{1})$ соединений $A^{III}B^V$ не различимы с точки зрения атомного строения и физико-химических свойств. В то же время, как было показано в работах [10,12], при росте GaAs на вицинальных подложках Si, ориентация димеров мышьяка относительно краев террас существенно влияет на рельеф эпитаксиальных пленок. Вопрос о влиянии ориентации димеров на свойства пленок GaSb/Si(001) в литературе практически не обсуждался.

Настоящая работа посвящена исследованию влияния кристаллографической ориентации пленок GaSb (001) или $(00\bar{1})$, выращенных на вицинальных подложках Si(001) методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ), на их структурные свойства и морфологию поверхности.

2. Методика эксперимента

Гетероструктуры GaSb/Si выращивались на установке МЛЭ „Штаг“. Для получения потоков Ga, Sb и Si использовались тигельные молекулярные источники, а для получения потока молекул As_2 использовался вентильный источник с зоной крекинга [13]. Для подавления образования в эпитаксиальных пленках АФД использовались подложки Si(001), отклоненные на 6° к плоскости (111) [8,9]. Контроль за структурным состоянием и морфологией поверхности во время роста осуществлялся методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО).

Удаление окисного слоя с поверхности подложки Si проводилось при температуре подложки (T_S) $750^\circ C$ в потоке атомарного кремния (поток соответствовал скорости роста 0.01 атомных слоев в секунду). После удаления оксида, подложка отжигалась при $T_S = 850^\circ C$ в течение 30 мин для формирования системы двухатомных террас на поверхности Si. Согласно данным работы [11], димерные связи Si-Si на такой поверхности ориентированы вдоль краев террас, при этом сверхструктурное состояние поверхности характеризуется симметрией (2×1) . После отжига подложка охлаждалась в условиях сверхвысокого вакуума до температуры формирования переходного слоя.

Переходный слой состоял из двух подслоев: слоя зарождения и слоя планаризации. Слой зарождения служит основой для эпитаксии соединений $A^{III}B^V$ на поверхности кремния. В данной работе слой зарождения представлял собой димеризированный слой атомов мышьяка. От условий формирования этого слоя зависит кристаллографическая ориентация последующих слоев соединений $A^{III}B^V$. Как показано в работе [11], в зависимости от условий осаждения атомы As хемосорбируются либо с замещением, либо без замещения верхнего слоя атомов Si. При этом димерные связи As-As оказываются расположенными либо параллельно, либо перпендикулярно краям террас, и при последующем росте материала $A^{III}B^V$ формируются слои с ориентацией (001) и $(00\bar{1})$ соответственно. Введем обозначение слоя димеров мышьяка, покрывающего поверхность кремния: „As(00 $\bar{1}$)“, для которого связи в димерах As-As расположены перпендикулярно краям террас, и „As(001)“, для которого связи As-As параллельны краям террас. Температура подложки при формировании слоев As(00 $\bar{1}$) и As(001) равнялась 200 и $450^\circ C$ соответственно.

Слой планаризации выращивается с целью формирования сплошной тонкой пленки соединений $A^{III}B^V$ с как можно более гладкой поверхностью. В соответствии с результатами работ [14,15] использование слоев AlSb перед ростом GaSb на Si-подложках способствует формированию тонкого сплошного слоя GaSb с планарной поверхностью. В нашей работе в качестве слоя планаризации использовался слой AlSb номинальной толщиной 10 нм, выращенный при температуре $350^\circ C$ методом атомно-слоевой эпитаксии (АСЭ), заключающимся в поочередном осаждении атомарных слоев Al и Sb. Таким образом, были сформированы переходные слои AlSb(00 $\bar{1}$)/Al/As(00 $\bar{1}$)/Si и AlSb(001)/Al/As(001)/Si, позволяющие выращивать пленки GaSb(00 $\bar{1}$) и GaSb(001) соответственно.

На переходных слоях выполнялся рост слоев GaSb номинальной толщиной 5 нм методом АСЭ. Основные слои GaSb толщиной 500 нм выращивались методом МЛЭ со скоростью 1 нм/с при $T_S = 400^\circ C$. Относительно низкая температура роста, по сравнению с используемой в работах [14–17] ($500-600^\circ C$), была выбрана с целью снижения влияния T_S на процессы изменения состояния комплекса протяженных и точечных дефектов, сформированных на начальных этапах роста. Такой подход позволил более явно проявиться влиянию условий зарождения переходных слоев на свойства эпитаксиальных пленок GaSb/Si.

После роста структуры подвергались циклическому отжигу. Цикл состоял из нагрева от 250 до $520^\circ C$ в течение 40 с, выдержки при $520^\circ C$ в течение 30 с и естественного охлаждения до $250^\circ C$ в течение 2.5 мин. Всего было проведено по 5 циклов для каждой структуры.

Для сравнения была выращена гомоэпитаксиальная структура GaSb/GaSb толщиной 1 мкм. Структура выращивалась в установке RIBER-32P на p^+ -GaSb-подложке, легированной германием.

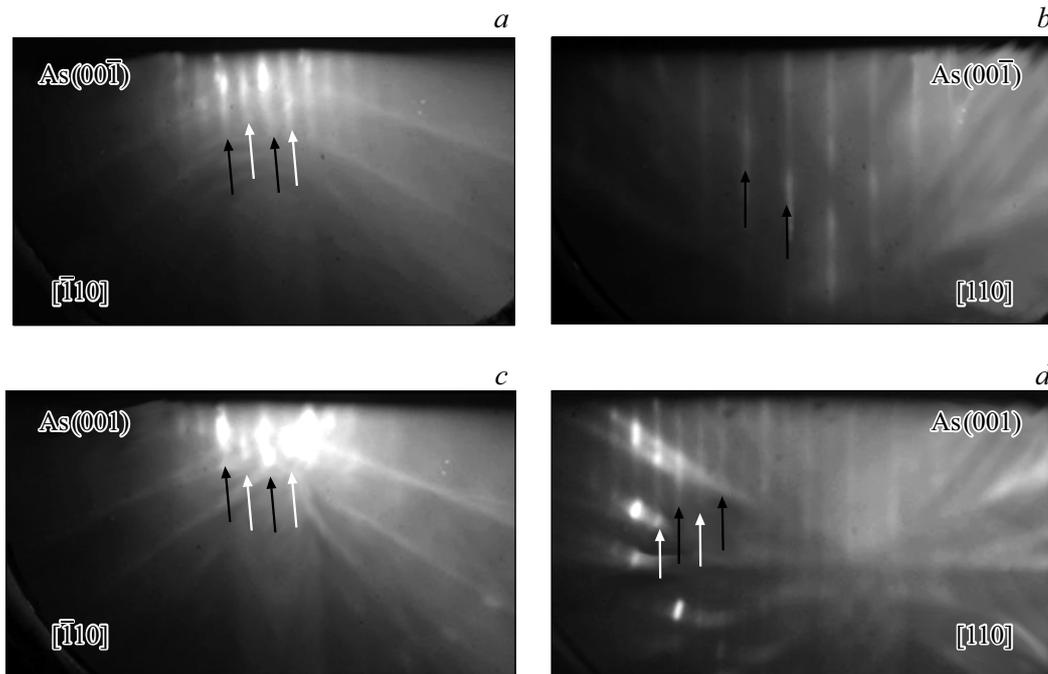


Рис. 1. Картина ДБЭО от слоев: *a* — As(001̄)/Si (азимут [110]), *b* — As(001̄)/Si (азимут [110]), *c* — As(001)/Si (азимут [110]), *d* — As(001)/Si (азимут [110]). Белыми стрелками на рисунках указаны дробные рефлексы 1/2, черными стрелками — основные рефлексы.

Морфология поверхности выращенных пленок исследовалась методом атомно-силовой микроскопии (АСМ) на микроскопе Solver P47 (NT-MDT) в полуконтактном режиме на образцах без отжига (*as grown*). Кристаллические свойства образцов исследованы методом рентгеновской дифрактометрии (РД), а оптические — методом спектроскопии фотолюминесценции (ФЛ). Измерения кривых качания РД проведены с помощью дифрактометра DSO-1T с использованием кристалла-монохроматора Ge(004) в излучении $\text{CuK}\alpha_1$. Спектры ФЛ измерялись при помощи установки на базе инфракрасного фурье-спектрометра Vertex 80, оснащенного КВг-светоделителем и InSb-фотодетектором, охлаждаемым жидким азотом. Для возбуждения люминесценции был задействован 809 нм лазерный диод, излучение которого фокусировалось на поверхности образцов в пятно площадью $\sim 2 \text{ мм}^2$. При этом плотность мощности возбуждения ФЛ составляла $\sim 30 \text{ Вт/см}^2$. Образцы размещались в гелиевом криостате замкнутого цикла Janis CCS-150. Температура на держателе образцов составляла 10 К. Фурье-спектрометр был модифицирован для вывода сигнала с предусилителя фотоприемника на синхронный усилитель SR-830. Для проведения измерений была задействована методика с синхронным усилением сигнала фотолюминесценции, описанная в работе [18]. Используемый подход позволяет одновременно добиться усиления полезного сигнала ФЛ и исключить из спектра нежелательный фон теплового излучения, достаточно интенсивный в среднем ИК диапазоне.

3. Экспериментальные результаты

Картинки ДБЭО, полученные при осаждении слоя As(001̄)/Si, снятые в азимутах [110] (вдоль краев террас) и [110] (поперек), представлены на рис. 1, *a* и *b* соответственно. При наблюдении в азимуте [110] (рис. 1, *a*) видны как основные, так и дробные 1/2 рефлексы, сформированные при дифракции электронов на упорядоченных димерных рядах, ориентированных вдоль краев террас. Основные рефлексы отмечены на рисунке черными стрелками, дробные — белыми. При наблюдении в направлении поперек террас, в азимуте [110], дробные рефлексы не различимы (рис. 1, *b*). Таким образом, на поверхности As(001̄)/Si имеет место поверхностная структура (1×2) . На рис. 1, *a* видно расщепление основных рефлексов, обусловленное дифракцией от упорядоченной системы двухатомных террас. Наклон (относительно краевой линии) рефлексов на рис. 1, *a* и *c* обусловлен отклонением подложки от сингулярной грани (001).

Картинки ДБЭО от слоя As(001)/Si, снятые в различных азимутах, представлены на рис. 1, *c* и *d*. В обоих азимутах видны как основные, так и дробные 1/2 рефлексы, обозначенные на рисунке черными и белыми стрелками соответственно. На рис. 1, *c* укороченные дробные рефлексы 1/2 связаны с дифракцией электронов на участках с рядами димеров мышьяка, ориентированными вдоль краев террас. На рис. 1, *d* наблюдаются узкие и длинные дробные 1/2 рефлексы, связанные с дифракцией на димерных рядах, ориентированных поперек террас. Таким образом, на картинках ДБЭО наблюдается

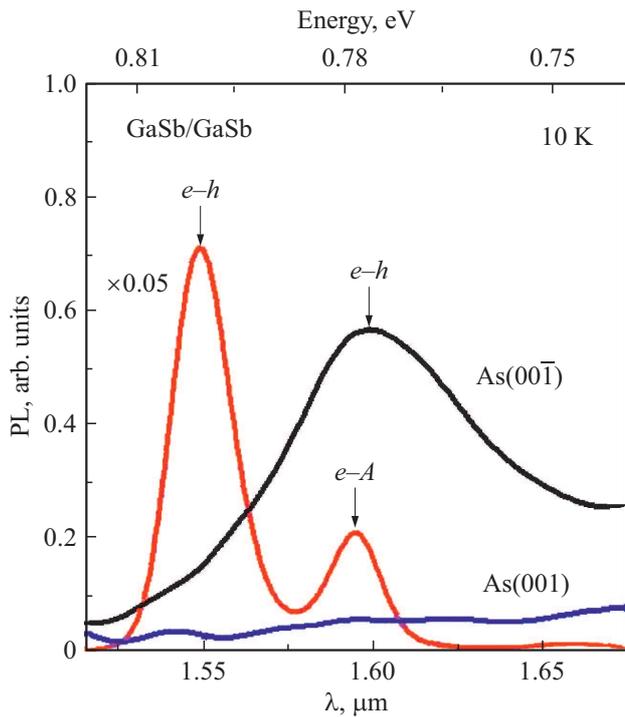


Рис. 2. Спектры стационарной ФЛ структур GaSb/Si, измеренные при температуре 10 К. Спектры структур с ориентацией (001) и (00 $\bar{1}$) отмечены на рисунке как As(001) и As(00 $\bar{1}$) соответственно. Также приведен спектр структуры GaSb/GaSb.

смешанная реконструкция (2 × 2) от поверхности, на которой представлены оба типа доменов. Более четкие дробные рефлексы 1/2 в азимуте [110] свидетельствуют о том, что преобладает фаза As(001)/Si.

По данным рентгеноструктурного анализа, структура GaSb(00 $\bar{1}$)/Si характеризуется меньшим значением ши-

Результаты анализа данных АСМ для образцов GaSb/Si

Образец	$L_{[110]}$, нм	$L_{[\bar{1}10]}$, нм	H, нм	A	S, мкм ²
GaSb(00 $\bar{1}$)	233.8	152.6	2.7	1.53	0.036
GaSb(001)	168.6	93.6	5.6	1.8	0.016

рины пика кривой качания (ПШПВ) (670 $''$) по сравнению со структурой с ориентацией (001) (885 $''$).

Спектры ФЛ структур GaSb(001)/Si, GaSb(00 $\bar{1}$)/Si и GaSb/GaSb, измеренные при температуре 10 К, представлены на рис. 2. В спектрах ФЛ структуры GaSb/GaSb доминирует полоса с максимумом при энергии 800 мэВ и шириной 10 мэВ, связанная с межзонной рекомбинацией носителей заряда в GaSb, а также полоса с максимумом на энергии 777 мэВ и шириной 9 мэВ, связанная с рекомбинацией свободных электронов и дырок, локализованных на акцепторах [19]. В спектрах гетероструктуры GaSb(00 $\bar{1}$)/Si присутствует полоса ФЛ с максимумом на энергии 775 мэВ и шириной 26 мэВ, которую мы связываем с межзонной рекомбинацией в GaSb. Полоса межзонной рекомбинации для гетероструктуры GaSb(00 $\bar{1}$)/Si характеризуется в ~ 25 раз меньшей интенсивностью, по сравнению с ФЛ структуры GaSb/GaSb, и смещена в низкоэнергетическую часть спектра на 25 мэВ относительно ФЛ GaSb/GaSb. Как мы считаем, спектральный сдвиг обусловлен наличием остаточных деформаций растяжения слоев GaSb. Расчеты, проведенные в рамках приближения сплошной среды [20], позволяют оценить величину деформаций как 0.37%. Ширина полос межзонной рекомбинации структур GaSb/GaSb и GaSb(00 $\bar{1}$)/Si составила 10 и 26 мэВ соответственно. Сигнал ФЛ от структуры GaSb(001)/Si в диапазоне длин волн, соответствующем межзонным переходам, не превосходит уровень шума.

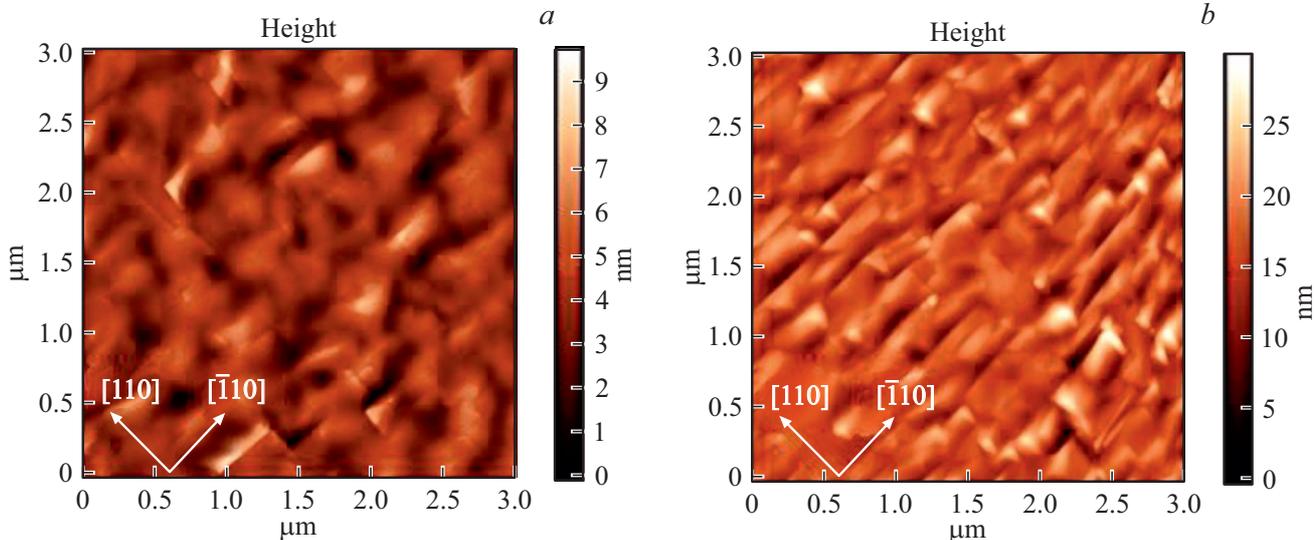


Рис. 3. АСМ изображения ростовой поверхности пленок: a — GaSb(00 $\bar{1}$)/Si, b — GaSb(001)/Si.

На рис. 3 представлены АСМ изображения поверхности пленок GaSb/Si с разной ориентацией. В левом нижнем углу для каждого изображения указана система координат, связанная с основными кристаллографическими направлениями подложки. Ориентация образцов относительно этих направлений осуществлялась методом ДБЭО. Морфология поверхности пленок на рис. 3 имеет явно выраженную анизотропию. Особенности рельефа вытянуты вдоль направления $[\bar{1}10]$ (параллельно краям террас). При обработке АСМ данных были построены гистограммы и 2D автокорреляционные функции. Проведенный анализ позволил определить вертикальные (H) и латеральные ($L_{[\bar{1}10]}$ и $L_{[110]}$) размеры основных элементов рельефа, их площадь ($S = L_{[\bar{1}10]} \times L_{[110]}$) и степень анизотропии ($A = L_{[\bar{1}10]}/L_{[110]}$) (см. таблицу).

4. Обсуждение результатов

Как показывают наши экспериментальные данные, структура GaSb(00 $\bar{1}$)/Si характеризуется меньшим значением ПШПВ кривых качания РД, существенно более высокой интенсивностью межзонной ФЛ и более планарным и изотропным рельефом поверхности по сравнению со структурой GaSb(001)/Si. Это свидетельствует о том, что структура GaSb(00 $\bar{1}$)/Si обладает более высоким кристаллическим совершенством объема, меньшей концентрацией центров безызлучательной рекомбинации и более гладкой поверхностью соответственно. Следовательно, для получения качественных эпитаксиальных искусственных подложек GaSb/Si, пригодных для приборного применения, предпочтительными являются условия, в которых формируется пленка GaSb с ориентацией (00 $\bar{1}$). Далее мы обсудим возможные причины отличий свойств пленок GaSb/Si с различной ориентацией.

Рассмотрим процесс формирования слоя зарождения As(00 $\bar{1}$)/Si. Он происходит путем хемосорбции молекул мышьяка на поверхности кремния при $T_S = 100\text{--}200^\circ\text{C}$. Из-за низкой температуры подложки процесс замещения атомов кремния атомами мышьяка сильно подавлен, следовательно, слой атомов мышьяка создает реплику поверхности Si-подложки. Структура мышьяковой реплики отличается от структуры подложки ориентацией димерных связей: в то время как поверхностные димеры Si-Si на двухатомных террасах ориентированы вдоль краев террас, димеры As-As ориентируются перпендикулярно краям террас. Такой поверхности соответствует реконструкция (1×2), что и показывают наши данные ДБЭО. Данные об упорядоченности структуры поверхности As(00 $\bar{1}$)/Si согласуются с данными сканирующей туннельной микроскопии (СТМ), представленными в работе [11].

В ходе экспериментов по выращиванию структуры GaSb(001)/Si использовался слой зарождения As(001)/Si, сформированный при более высокой температуре $T_S = 450^\circ\text{C}$. При этой температуре преимущественным становится уже процесс замещения атомов

Si атомами мышьяка. При замещении атомов Si на атомы As происходит формирование слоя As(001)/Si, в котором поверхностные димеры As-As ориентированы параллельно краям террас. Поскольку эти два процесса (хемосорбции с замещением и без замещения) реализуются параллельно, то существует вероятность формирования двухдоменной поверхности [11]. В условиях замещения атомов Si атомами мышьяка формирование двухдоменной поверхности проявляется на картинах ДБЭО в виде реконструкции (2×2) (см. рис. 1, *c* и *d*).

Смешанный характер слоя зарождения As/Si в структуре GaSb(001)/Si позволяет сделать предположение о повышенной плотности АФД в такой структуре по сравнению со структурой GaSb(00 $\bar{1}$)/Si. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на структурные свойства объема пленки GaSb/Si.

На границе АФД в GaSb будут локализованы связи Ga-Ga и Sb-Sb. С одной стороны, это приводит к формированию глубоких уровней в запрещенной зоне GaSb, выступающих как центры безызлучательной рекомбинации [21]. Это должно снижать эффективность излучательной межзонной рекомбинации носителей заряда в структурах GaSb(001)/Si по сравнению с GaSb(00 $\bar{1}$)/Si, что и демонстрируют наши данные ФЛ. С другой стороны, из-за отличия в геометрии и энергии этих связей по сравнению со связями Ga-Sb будет происходить деформация решетки, что должно оказывать влияние на формирование и движение дислокаций. Так, в работе [22] было показано, что в системе GaAs/Si возможно декорирование антифазных доменов дислокациями. Наличие АФД может затруднять движение ветвей пронизывающих дислокаций, поэтому в процессе роста снижение их плотности будет протекать менее эффективно. Чем больше протяженность антифазных границ, тем выше будет плотность пронизывающих ветвей дислокаций в выращенной пленке, что приводит к уширению кривых качания РД, что также отражается в наших экспериментальных данных.

Что касается морфологии, то заметным отличием является наличие более выраженной анизотропии рельефа для пленки GaSb(001) по сравнению с пленкой GaSb(00 $\bar{1}$).

Структура рельефа поверхности определяется особенностями поверхностной диффузии и особенностями встраивания адатомов в процессе роста. С одной стороны, при росте на вицинальной подложке диффузия адатомов в направлении поперек краев террас затруднена из-за наличия барьера Швებеля [23,24]. С другой стороны, на поверхностную диффузию адатомов и вероятность встраивания оказывают существенное влияние особенности реконструкции поверхности [12,25,26]. По данным работы [26], эффективность встраивания адатомов Ga в ступень с ориентацией $[110]$ выше по сравнению с эффективностью встраивания в ступень с ориентацией $[\bar{1}10]$. Это является причиной анизотропии роста островков и при определенных условиях приводит к возникновению анизотропии рельефа поверхности.

В нашем случае для пленок GaSb(001) и GaSb(00 $\bar{1}$) особенности рельефа вытянуты вдоль краев террас, направление которых совпадает с направлением $[\bar{1}10]$ подложки. В случае GaSb(001) это направление совпадает с направлением эффективного встраивания адатомов галлия, а в случае GaSb(00 $\bar{1}$) — перпендикулярно ему. Таким образом, наши результаты позволяют заключить, что при формировании рельефа пленок GaSb/Si в условиях сильного отклонения (6°) доминирующим фактором можно считать наличие краев террас, что согласуется с результатами работы [12].

Кроме того, поверхности пленок GaSb(00 $\bar{1}$)/Si характеризуются заметно меньшим вертикальным размером рельефа по сравнению с GaSb(001)/Si. Это может объясняться как особенностями встраивания и поверхностной диффузией адатомов, обсуждаемыми выше, так и большей плотностью АФД и ПД в структурах с ориентацией (001).

5. Заключение

Выращены структуры GaSb(001)/Si и GaSb(00 $\bar{1}$)/Si на подложках, отклоненных на 6° к плоскости (111). Структуры формировались методом молекулярно-лучевой эпитаксии на переходных слоях AlSb/As/Si. Ориентация пленок GaSb задавалась ориентацией димеров мышьяка относительно краев террас вицинальной подложки путем выбора условий зарождения слоя As/Si. Исследовано влияние кристаллографической ориентации пленок GaSb на их структурное совершенство, морфологию и оптические свойства.

Установлено, что пленки GaSb(00 $\bar{1}$)/Si характеризуются меньшей шириной пика рентгеновских кривых качания, большей интенсивностью межзонной ФЛ и более планарным и изотропным рельефом поверхности по сравнению с пленками GaSb(001)/Si. Возможной причиной наблюдаемых отличий является повышенная плотность АФД в пленках с ориентацией (001), вызванная двухдоменностью структуры GaSb из-за особенностей формирования слоя зарождения As/Si.

Морфологические особенности выращенных пленок обусловлены в основном наличием краев террас и в меньшей степени анизотропией встраивания адатомов галлия в края террас.

Благодарности

Авторы выражают благодарность В.А. Соловьёву за выращивание структуры GaSb/GaSb.

Финансирование работы

Работа выполнена при поддержке государственного задания 0306-2020-0011.

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A. Joullie, P. Christol. C.R. Physique. **4**(6), 621 (2003).
- [2] M. Razeghi, A. Haddadi, A.M. Hoang, E.K. Huang, G. Chen, S. Bogdanov, S.R. Darvish, F. Callewaert, R. McClintock. Infr. Phys. Technol., **59**, 41 (2013).
- [3] A. Nainani, T. Irisawa, Z. Yuan, B.R. Bennett, J. Brad Boos, Y. Nishi, K.C. Saraswat. IEEE Trans. Electron Dev., **58**, 3407 (2011).
- [4] Ch. Sun, M.T. Wade, Y. Lee, J.S. Orcutt, L. Alloatti, M.S. Georgas, A.S. Waterman, J.M. Shainline, R.R. Avizienis, S. Lin, B.R. Moss, R. Kumar, F. Pavanello, A.H. Atabaki, H.M. Cook, A.J. Ou, J.C. Leu, Y.H. Chen, K. Asanović, R.J. Ram, M.A. Popović, V.M. Stojanović. Nature, **528** (7583), 534 (2015).
- [5] Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков. УФН, **178** (5), 459 (2008).
- [6] S.F. Fang, K. Adomi, S. Iyer, H. Morkoc, H. Zabel, C. Choi, N. Otsuka. J. Appl. Phys., **68** (7), R31 (1990).
- [7] M. Akiyama, Y. Kawarada, K. Kaminishi. Jpn. J. Appl. Phys., **23** (11A), L843 (1984).
- [8] T. Sakamoto, G. Hashiguchi. Jpn. J. Appl. Phys., **25** (1A), L78 (1986).
- [9] D.J. Chadi. Phys. Rev. Lett., **59** (15), 1691 (1987).
- [10] Е.А. Емельянов, Д.Ф. Феклин, М.А. Путьято, Б.Р. Семягин, А.К. Гутаковский, В.А. Селезнев, А.П. Василенко, Д.С. Абрамкин, О.П. Пчеляков, В.В. Преображенский, N. Zhicuan, N. Haiqiao. Автометрия, **50** (3), 13 (2014).
- [11] R.D. Bringans, D.K. Biegelsen, L.E. Swartz. Phys. Rev. B, **44** (7), 3054 (1991).
- [12] M. Calamitoutou, N. Chrysanthakopoulos, C. Lioutas, K. Tsagaraki, A. Georgakilas. J. Cryst. Growth, **227**, 98 (2001).
- [13] М.А. Путьято, В.В. Преображенский, В.Р. Семягин, Д.Ф. Феклин, Н.А. Пакханов, Е.А. Емельянов, С.И. Чикичев. Semicond. Sci. Technol., **24** (5), 055014 (2009).
- [14] K. Akahane, N. Yamamoto, S.I. Gozu, A. Ueta, N. Ohtani. J. Cryst. Growth, **283** (3–4), 297 (2005).
- [15] S.H. Vajargah, S. Ghanad-Tavakoli, J.S. Preston, R.N. Kleiman, G.A. Botton. J. Appl. Phys., **114** (11), 113101 (2013).
- [16] Y.H. Kim, Y.K. Noh, M.D. Kim, J.E. Oh, K.S. Chung. Thin Sol. Films, **518** (8), 2280 (2010).
- [17] U. Serincan, B. Agrapay. Semicond. Sci. Technol., **34** (3), 035013 (2019).
- [18] D.D. Firsov, O.S. Komkov, V.A. Solov'ev, P.S. Kop'ev, S.V. Ivanov. J. Phys. D: Appl. Phys., **49** (28), 285108 (2016).
- [19] B. Méndez, P.S. Dutta, J. Piqueras, E. Dieguez. Appl. Phys. Lett., **67** (18), 2648 (1995).
- [20] C.G. Van de Walle. Phys. Rev. B, **39** (3), 1871 (1989).
- [21] M. Akiyama, Y. Kawarada, K. Kaminishi. Jpn. J. Appl. Phys., **23** (11A), L843 (1984).
- [22] A. Georgakilas, J. Stoemenos, K. Tsagaraki, P. Komninou, N. Flevaris, P. Panayotatos, A. Christou. J. Mater. Res., **8** (8), 1908 (1993).
- [23] R.L. Schwoebel. J. Appl. Phys., **40** (2), 614 (1969).
- [24] Z. Ding, D.W. Bullock, P.M. Thibado, V.P. LaBella, K. Mullen. Surf. Sci., **540** (2–3), 491 (2003).

- [25] K. Ohta, T. Kojima, T. Nakagawa. *J. Cryst. Growth*, **95** (1–4), 71 (1989).
- [26] T. Shitara, D.D. Vvedensky, M.R. Wilby, J. Zhang, J.H. Neave, B.A. Joyce. *Phys. Rev. B*, **46** (11), 6825 (1992).

Редактор Г.А. Оганесян

Influence of the crystallographic orientation of GaSb films on their structural properties during heteroepitaxy on vicinal Si(001) substrates by MBE

M.O. Petrushkov¹, D.S. Abramkin^{1,2}, E.A. Emelyanov¹, M.A. Putyato¹, A.V. Vasev¹, D.I. Loshkarev¹, M.Yu. Yesin¹, O.S. Komkov³, D.D. Firsov³, V.V. Preobrazhenskii¹

¹ Rzhanov Institute of Semiconductor Physics,
Siberian Branch of Russian Academy of Sciences,
630090 Novosibirsk, Russia

² Novosibirsk State University,
630090 Novosibirsk, Russia

³ St. Petersburg State Electrotechnical University „LETI“,
197376 St. Petersburg, Russia

Abstract GaSb films were grown by molecular beam epitaxy using AlSb/As/Si transition layers on vicinal Si(001) substrates deflected 6° to the (111) plane. The influence of the GaSb films crystallographic orientation on their structural properties and surface morphology is investigated. It was found that GaSb(001̄)/Si films are characterized by better structural perfection, lower concentration of point defects and more planar and isotropic surface topography, compared with GaSb(001) films. Possible reason for the observed differences between GaSb films with different orientations is increased density of antiphase domains in GaSb(001) films. The morphological features of the grown films are caused by the terraces edges basically and by the anisotropy of the incorporation of Ga adatoms into the terraces edges, to a lesser extent.