

Молекулярно-лучевая эпитаксия GaSb на вицинальных подложках Si(001): влияние условий зарождения слоев на их структурные и оптические свойства

© М.О. Петрушков¹, М.А. Путято¹, А.В. Васев¹, Д.С. Абрамкин^{1,2}, Е.А. Емельянов¹, И.Д. Лошкарев¹, 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“, 197022 Санкт-Петербург, Россия

E-mail: maikdi@isp.nsc.ru

Поступила в Редакцию 6 сентября 2022 г.

В окончательной редакции 13 сентября 2022 г.

Принята к публикации 13 сентября 2022 г.

Методом молекулярно-лучевой эпитаксии выращены пленки GaSb на подложках Si(001), отклоненных на 6° к плоскости (111). Пленки формировались на переходных слоях AlSb(001)/Al/As/Si, AlSb(001)/Al/As/Si, GaSb(001)/Ga/P/Si и GaSb(001)/P/Ga/Si. Исследовано влияние ориентации, состава и условий формирования переходных слоев на кристаллическое совершенство и оптические свойства пленок GaSb. Лучшими структурными и оптическими свойствами обладает пленка GaSb, выращенная на переходном слое GaSb(001)/Ga/P/Si(001).

Ключевые слова: молекулярно-лучевая эпитаксия, GaSb на Si(001), кристаллографическая ориентация пленки, переходные слои, антифазные домены, кристаллическое совершенство.

DOI: 10.21883/FTP.2022.10.53960.9954

1. Введение

Структуры на основе $A^{III}Sb$ используются для создания широкого ряда приборов ИК диапазона, таких как лазеры, светодиоды, фотодиоды и др. [1–3]. В последнее время актуальной задачей стала разработка технологии получения тонких высококачественных буферных слоев GaSb на дешевых и прочных подложках Si. Применение метаморфных подложек GaSb/Si позволит значительно снизить стоимость оптоэлектронных приборов на основе $A^{III}Sb$ и обеспечит им широкий круг применений в специальных задачах наблюдения, наведения, охраны объектов, контроля состава воздушной среды и т.д., в которых не требуется реализация предельных характеристик устройств.

Создание технологии выращивания совершенных эпитаксиальных слоев $A^{III}B^V/Si$ сопряжено с рядом проблем. Основными из них являются: переход от неполярного материала подложки к полярному материалу пленки, переход от постоянной кристаллической решетки кремния к постоянной решетке эпитаксиального слоя, большая разница в коэффициентах температурного расширения материалов пленки и подложки, а также формирование большого количества трехмерных островков соединения $A^{III}B^V$ на начальных стадиях эпитаксии на поверхности кремния. Это приводит к формированию дефектов в эпитаксиальных пленках $A^{III}B^V/Si$ — антифазных доменов (АФД) и дислокаций несоответ-

ствия (ДН). Пронизывающие ветви ДН и границы АФД (антифазные границы — АФГ) являются протяженными структурными дефектами, снижающими кристаллическое совершенство эпитаксиальных слоев [4,5]. Поиск путей снижения плотности ДН, уменьшения площади АФГ и повышения гладкости поверхности эпитаксиальных слоев $A^{III}B^V/Si$ является актуальной научно-прикладной задачей, сложность которой обусловлена комплексом взаимосвязанных фундаментальных и технологических факторов.

В 1986 году сразу несколькими исследовательскими группами было продемонстрировано [6,7], что одномерные пленки GaAs могут быть выращены на поверхности Si(001) методом эпитаксии (МЛЭ либо МОГФЭ). Необходимым условием для этого является использование подложек, отклоненных на 2–6 угловых градусов к плоскости (111). Более поздние исследования [8–11] показали, что этот результат связан с эффектом самоорганизации вицинальной поверхности Si(001) в упорядоченный массив бислойных ступеней при отжиге в условиях сверхвысокого вакуума (СВВ). Таким образом снимается одна из фундаментальных причин формирования в системе $A^{III}B^V/Si(001)$ антифазных доменов.

Реальные подложки кремния всегда имеют несовершенство, такие как отклонение от плоскостности, всевозможные дефекты поверхности, отклонение направления разориентации от азимута [110]. В силу этих причин процесс формирования двухатомных ступеней

на реальной вицинальной подложке кремния не может быть доведен до полного завершения. То есть подложка после процедуры объединения одноатомных ступеней всегда содержит области с террасами высотой в один атомный слой, на которых впоследствии формируются АФД. В процессе роста переходного слоя к АФД, обусловленным строением подложки, добавятся АФД, образующиеся в результате обменных реакций в системе $A^{III}B^V/Si$: As/Si [12–18], Sb/Si [19–22], P/Si [23,24].

Непосредственное влияние ДН на морфологию пленки незначительно и сводится к формированию системы cross-hatch [25], представляющую собой на поверхности (001) ортогональную сетку ступеней высотой в несколько монослоев. 10г. Если в объеме кристалла кроме ДН присутствует неупорядоченный массив АФД, то реализуется другой механизм [26], который оказывает существенное влияние на формирование морфологии ростовой поверхности.

Использование неполярной вицинальной подложки для выращивания полярного материала позволяет формировать пленки $A^{III}B^V/Si$ с разной ориентацией — $A^{III}B^V(001)/Si(001)$ и $A^{III}B^V(00\bar{1})/Si(001)$ [12]. Сингулярные поверхности (001) и (00 $\bar{1}$) соединений $A^{III}B^V$ с точки зрения атомного строения и физико-химических свойств различить невозможно. Отличия проявляются только на вицинальных поверхностях, на которых димеры элементов V группы могут иметь разную ориентацию относительно краев террас. На вицинальной поверхности $A^{III}B^V(001)$, отклоненной к плоскости (111), димеры элементов V группы параллельны краям террас, а на поверхности (00 $\bar{1}$) — перпендикулярны.

В работе [27] было показано, что при росте GaAs на вицинальных подложках Si ориентация димеров мышьяка относительно краев террас существенно влияет на морфологию поверхности эпитаксиальных пленок. Таким образом, еще одним самостоятельным фактором, определяющим свойства и качество эпитаксиальных слоев $A^{III}B^V/Si$, является ориентация эпитаксиальной пленки относительно вицинальной подложки.

В гетеросистеме GaSb/Si процессы формирования сетки ДН, зарождения АФД и образования островков начинаются уже при осаждении первых монослоев соединения. В этой связи в случае роста гетероструктур GaSb/Si особо важную роль играют состав и условия формирования переходного слоя между пленкой и подложкой. Переходный слой можно условно разделить на два подслоя: (1) *слой конверсии* (СК), который состоит из бислоя типа „V–III“ либо „III–V“ и служит основой для дальнейшей эпитаксии соединений $A^{III}B^V$, (2) *слой сопряжения* (СС), который представляет собой тонкую релаксированную пленку. СК является псевдоморфным по отношению к подложке. Слои конверсии могут различаться как по составу, так и по способу их получения, что задает ориентацию последующих слоев соединений $A^{III}B^V$. Одновременно с формированием слоя конверсии зарождается и массив АФД. Процессы пластической релаксации эпитаксиального слоя начинаются и

в дальнейшем развиваются в тесном взаимодействии с изменяющимся массивом АФД. Можно ожидать, что на развитие процесса пластической релаксации в такой сложной системе ориентация вицинальной поверхности эпитаксиального слоя также будет оказывать влияние. Таким образом, для создания технологии выращивания совершенных буферных слоев GaSb/Si необходимо решить ряд задач: выбор ориентации эпитаксиального слоя относительно вицинальной подложки, выбор состава и условий формирования слоев конверсии и сопряжения.

В настоящей работе проведено исследование влияния ориентации, состава и условий формирования переходных слоев между вицинальной подложкой Si(001) и эпитаксиальной пленкой GaSb на ее кристаллические и оптические свойства.

2. Эксперимент

Гетероструктуры GaSb/Si выращивались в установке молекулярно-лучевой эпитаксии „Штат“ (Россия). Для получения потоков атомов Ga, Al, Si и молекул Sb_4 использовались тигельные источники, а для получения потоков молекул As_2 и P_2 — вентильные источники с зоной крекинга [28]. Эпитаксия проводилась на подложках Si(001), отклоненных на 6° к плоскости (111). Контроль за структурным состоянием и морфологией поверхности подложки и эпитаксиальных слоев осуществлялся методом дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО).

Удаление окисного слоя с поверхности Si проводилось при температуре подложки $T_S = 720^\circ C$ в потоке атомарного кремния $6.7 \cdot 10^{12}$ ат/см 2 · с. После удаления оксида подложка отжигалась при $T_S = 850^\circ C$ в течение 30 мин в условиях СВВ для формирования системы двухатомных террас на поверхности Si. При завершении процесса объединения ступеней на картине ДБЭО наблюдалась хорошо упорядоченная сверхструктура (2 × 1). Димерные связи Si–Si на такой поверхности ориентированы вдоль краев террас, что согласуется с данными работы [12]. После отжига подложка охлаждалась в условиях СВВ до температуры формирования слоя конверсии.

В работе [29] было показано, что при зарождении GaSb непосредственно на поверхности Si происходит образование малых островков (~ 20 нм) с большой плотностью ($\sim 1.0 \cdot 10^{11}$ см $^{-2}$), при коалесценции которых формируются слои с высокой плотностью дефектов и развитой морфологией поверхности. В ходе данной работы также было установлено, что выращивание слоя сопряжения GaSb на слоях конверсии с разной ориентацией на основе атомов мышьяка приводит к формированию островковой поверхности с развитой морфологией во всем исследованном нами диапазоне условий роста. Пленка GaSb распадалась на островки уже в процессе осаждения второго слоя атомов галлия и плохо планаризировалась в процессе дальнейшего роста. В работах [30,31] при выращивании GaSb на Si(001)

были использованы переходные слои AlSb, на которых формировались квази-2D слои GaSb. Согласно данным работы [32], применение слоев сопряжения AlSb также позволяет значительно улучшить качество слоев GaSb/GaAs. Поэтому нами при формировании пленок GaSb на слоях конверсии на основе атомов мышьяка были использованы слои сопряжения AlSb. В работах [27,33] было установлено, что слой конверсии на основе As либо GaP позволяет стабильно и в широком диапазоне ростовых условий формировать слой сопряжения с требуемой ориентацией. Этого результата не удалось достичь при использовании слоя конверсии на основе бислоев „Sb–Al“ и „Al–Sb“. В этом случае при всех использованных нами режимах формирования слоя конверсии пленки GaSb получались только с одной ориентацией (001). Поэтому в работе при использовании слоев сопряжения AlSb применялись слои конверсии на основе атомов мышьяка, которые позволили формировать пленки GaSb с ориентацией (001) и (00 $\bar{1}$). В ходе выполнения работы было установлено, что при использовании слоев конверсии на основе GaP формируются квази-2D слои GaSb без использования слоев сопряжения AlSb.

При формировании СК на основе атомов мышьяка в зависимости от условий осаждения они либо хемосорбируются на поверхность Si без замещения (создавая реплику поверхности подложки), либо с замещением атомов Si в верхнем слое [12]. При этом связь As–As в димерах оказывается расположенной либо перпендикулярно, либо параллельно краям террас. При последующем росте соединения A^{III}B^V формируются слои с ориентацией (00 $\bar{1}$) и (001) соответственно. Обозначим как „As_{||}“ слой димеров мышьяка на кремнии со связями димеризации, параллельными краям террас, и „As_⊥“ со связями, перпендикулярными краям террас.

При использовании в качестве слоя конверсии от одного до нескольких бинарных слоев GaP ориентация пленки GaP зависит от последовательности осаждения слоев галлия и фосфора на поверхность вицинальной подложки Si [27]. Если на поверхности подложки первым формируется слой атомов галлия, то в дальнейшем растут пленки GaP с ориентацией (001) (димеры фосфора параллельны краям террас), а если первым формируется слой атомов фосфора — GaP(00 $\bar{1}$) (димеры фосфора перпендикулярны краям террас) [33].

В работе с использованием мышьяковых слоев конверсии формировались слои сопряжения AlSb(001)/Al/As_{||}/Si и AlSb(00 $\bar{1}$)/Al/As_⊥/Si, позволяющие выращивать пленки GaSb(001) и GaSb(00 $\bar{1}$) соответственно. На основе слоя конверсии GaP формировались слои сопряжения GaSb(001)/P_{||}/Ga/Si и GaSb(00 $\bar{1}$)/Ga/P_⊥/Si, на которых выращивались пленки GaSb(001) и GaSb(00 $\bar{1}$) соответственно.

Было выращено 4 структуры, отличающиеся условиями формирования и составом переходных слоев: GaSb(001)/AlSb/As_{||}/Si, GaSb(00 $\bar{1}$)/AlSb/As_⊥/Si

и GaSb(001)/P_{||}/Ga/Si, GaSb(00 $\bar{1}$)/Ga/P_⊥/Si, обозначаемые далее в тексте как S_{As_{||}}⁽⁰⁰¹⁾, S_{As_⊥}^(00 $\bar{1}$), S_{P_{||}}⁽⁰⁰¹⁾ и S_{P_⊥}^(00 $\bar{1}$) соответственно.

Слои сопряжения формировались методом атомно-слоевой эпитаксии (АСЭ). Их толщина составляла 10 монослоев (МС). Основные слои GaSb толщиной 500 нм выращивались методом МЛЭ со скоростью 1 МС/с при T_S = 400°C. Относительно низкая температура роста была выбрана с целью снижения влияния T_S на процессы изменения состояния комплекса протяженных и точечных дефектов в пленках GaSb, сформированных на начальных этапах роста. Такой подход позволил выявить влияние состава и условий зарождения переходных слоев на свойства эпитаксиальных пленок, а также влияние постростового отжига на изменение этих свойств.

Выращенные структуры были разделены на две части. Одна часть подвергалась дополнительному циклическому отжигу в условиях сверхвысокого вакуума (СВВ). Цикл состоял из этапа нагрева (от 250 до 520°C в течение 40 с), отжига при фиксированной температуре (520°C в течение 30 с) и естественного остывания (до 250°C). Для каждой структуры было проведено 5 циклов отжига.

Для сравнения в аналогичных условиях была выращена гомоэпитаксиальная структура GaSb/GaSb на *epi-ready* подложке p⁺-типа. Толщина нелегированного эпитаксиального слоя GaSb составила 1 мкм.

Морфология поверхности пленок исследовалась методом атомно-силовой микроскопии (АСМ). Исследования осуществлялись *ex situ* с использованием сканирующего зондового микроскопа Solver P47 в полуконтактном режиме. Структурные и оптические свойства образцов исследовались методами рентгеновской дифрактометрии (РД) высокого разрешения и фотолюминесценции (ФЛ) в ИК диапазоне. Запись кривых дифракционного отражения осуществлялась на двухкристальном рентгеновском дифрактометре. Первичный пучок дифрактометра формировался рентгеновской трубкой с медным анодом, германиевым кристаллом-монохроматором в положении симметричного отражения (004) и выходной щелью коллиматора с размером 0.1 мм в плоскости дифракции. Так как атомные плоскости (004) залегают под углом 6° к поверхности пленки, на каждом образце измеряются два значения ширины пиков, соответствующие двум вариантам записи кривой: в геометрии скользящего падения и скользящего отражения. В таблице приведены средние значения по двум измерениям. Спектры фотолюминесценции измерялись при 10 К на установке на базе инфракрасного фурье-спектрометра Vertex 80, оснащенного KBr-светоделителем и InSb-фотодетектором, охлаждаемым жидким азотом [34]. Для возбуждения люминесценции был использован лазерный диод с длиной волны излучения 809 нм. Для проведения измерений использовалась методика, описанная в работе [35].

Экспериментальные данные АСМ, РД и ФЛ

Обозначение образца		$S_{As\perp}^{(001)}$	$S_{As\parallel}^{(001)}$	$S_{P\perp}^{(001)}$	$S_{P\parallel}^{(001)}$
Ориентация пленки GaSb		(00 $\bar{1}$)	(001)	(00 $\bar{1}$)	(001)
Состав переходного слоя		AlSb/As \perp	AlSb/As \parallel	GaSb/Ga/P \perp	GaSb/P \parallel /Ga
Вертикальный размер рельефа, H , нм		2.7	5.6	3.2	5.3
$L_{[\bar{1}10]}$, нм		116.9	84.3	111.9	222.4
$L_{[110]}$, нм		76.3	46.8	61.8	57.1
χ		1.5	1.8	1.8	3.9
ПШПВ, W , угл.сек.	До отжига	938	1464	1155	957
	После отжига	670	885	630	684
Механизм формирования систем АФД		Осаждение (реплицирование)	Осаждение +замещение	Осаждение +замещение	Осаждение (реплицирование)
Межзонная I_{BE} , отн.ед. после отжига/до отжига		0.51/0.062	0.04/0.012	2.8/0.045	0.17/0.068

3. Результаты

3.1. Морфология поверхности

АСМ-изображения поверхности неотожженных структур представлены на рис. 1, *a* и 2, *a-c*.

Анализ АСМ-данных позволил выявить наличие четко выраженной анизотропии рельефа на всех четырех образцах (см. рис. 1, 2). Видно, что основные структурные элементы, формирующие морфологию поверхности, соориентированы своей более удлиненной частью параллельно направлению $[\bar{1}10]$ вдоль краев террас на подложке кремния.

Построение гистограмм (см. рис. 1, *b*) для каждой из исследуемых поверхностей позволило определить характерный вертикальный размер рельефа (параметр H). Кроме этого, анализ параметров центрального пика двумерной автокорреляционной функции (2D-ACF) (см. рис. 1, *c*) позволил определить значения латеральных размеров рельефа ($L_{[\bar{1}10]}$ и $L_{[110]}$) и параметр анизотропии ($\chi = L_{[\bar{1}10]}/L_{[110]}$). Количественные значения соответствующих параметров приведены на рис. 1, *a*, рис. 2, *a-c* и в таблице.

3.2. Структурные свойства пленок GaSb

На основе анализа РД данных получены значения параметров, характеризующих структурное совершенство (W — полная ширина пика кривой качания на его половине высоты (ПШПВ)) эпитаксиальных слоев до и после отжига (см. таблицу). Степень релаксации всех образцов составила величину $R > 98\%$.

3.3. Оптические свойства

Спектры ФЛ исследуемых структур, измеренные в ближнем ИК диапазоне (0.74–0.82 эВ) при температуре 10 К, представлены на рис. 3. Черные (сплошные) и красные (штриховые) линии соответствуют

спектрам до и после отжига в СВВ соответственно. На рис. 3, *e* представлен (для сравнения) спектр структуры GaSb/GaSb(001).

Спектр гомоэпитаксиального GaSb характеризуется линией BE (межзонная рекомбинация) на 0.8 эВ и линиями A и B (переходы из зоны проводимости на акцепторные уровни [36] на 0.778 и 0.748 эВ соответственно). Интенсивность пиков ФЛ отожженных гетероэпитаксиальных структур на 2 порядка ниже, чем соответствующие пики у гомоэпитаксиального GaSb. Тем не менее на спектрах можно выделить основные характеристические линии BE и A . Линии смещены в длинноволновую область по сравнению с пиками ФЛ гомоэпитаксиального материала. Величина данного сдвига одинакова для всех отожженных структур и составила 0.025 эВ (следствием этого стало непопадание линии B в измеренный диапазон). Расщепление пиков BE и A выражено слабо (линия A формирует плечо длинноволнового крыла пика BE). Что касается спектров неотожженных структур, то интенсивность ФЛ излучения этих образцов находится на уровне фоновых значений.

4. Обсуждение

4.1. Кристаллическая структура

Формально переходу ориентации пленки от $A^{III}B^V(001)$ к $A^{III}B^V(00\bar{1})$ при выращивании на отклоненных к плоскости (111) вицинальных подложках Si(001) соответствует последовательный поворот системы координат пленки вокруг направлений $[110]$ и $[001]$ на 180° . Это приводит к тому, что направление $[00\bar{1}]$ в системе координат эпитаксиальной пленки совпадает с направлением $[001]$ в системе координат кристаллической решетки подложки, а направление $[110]$ в пленке будет совпадать с направлением $[\bar{1}10]$ подложки. При этом связи димеризации атомов элементов V группы,

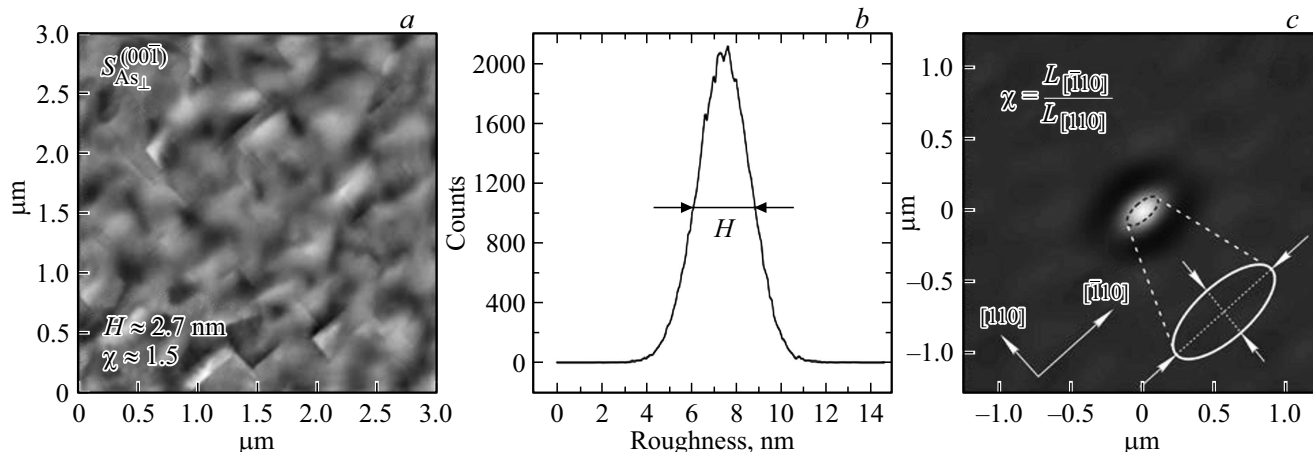


Рис. 1. Определение методом АСМ основных параметров рельефа, характеризующих морфологию образца: *a* — данные АСМ-измерений для поверхности образца $S_{As\perp}^{(001)}$; *b* — гистограмма, построенная по данным АСМ (ПШПВ гистограммы соответствует значению вертикального размера рельефа H), *c* — анализ 2D-ACF данных АСМ (латеральные размеры рельефа $L_{[-110]}$ и $L_{[110]}$ и параметр анизотропии χ).

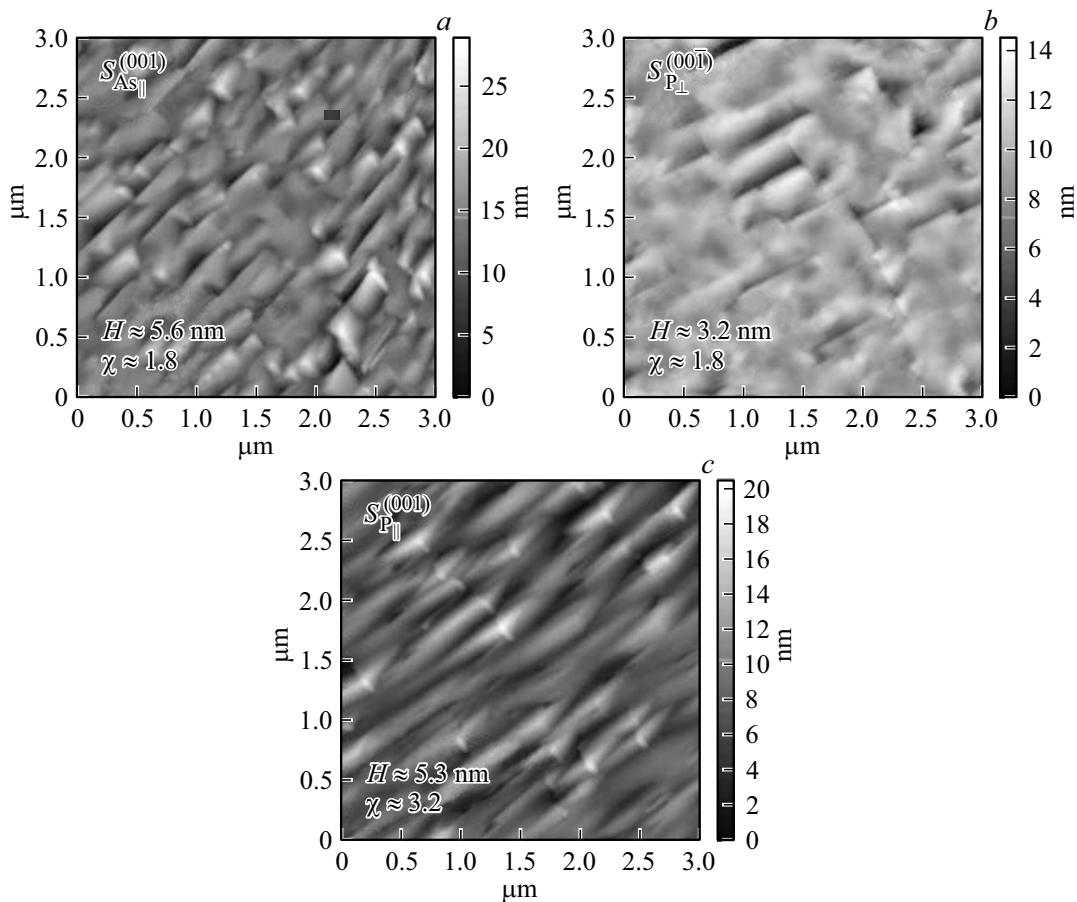


Рис. 2. Данные АСМ-измерений для поверхности образцов: *a* — $S_{As\parallel}^{(001)}$, *b* — $S_{P\perp}^{(001)}$ и *c* — $S_{P\parallel}^{(001)}$.

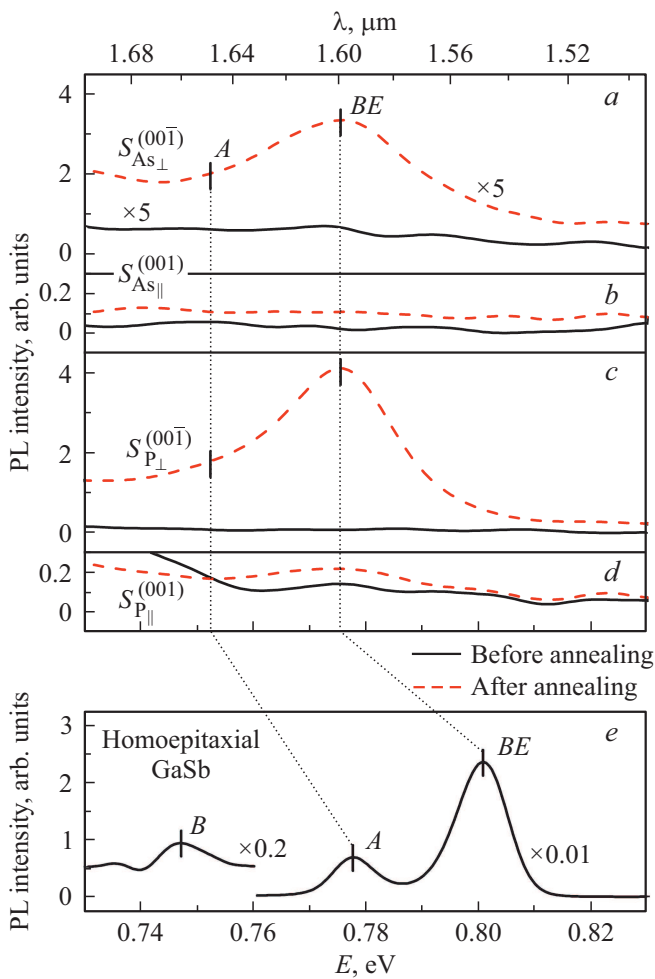


Рис. 3. Спектры ФЛ в ближнем ИК-диапазоне для структур: a — $S_{As\perp}^{(00\bar{1})}$, b — $S_{As\parallel}^{(001)}$, c — $S_{P\perp}^{(00\bar{1})}$, d — $S_{P\parallel}^{(001)}$ и e — гомоэпитаксиального GaSb.

образующих поверхностную структуру на гранях (001) и (00 $\bar{1}$), будут взаимно перпендикулярными.

Из-за значительного рассогласования постоянных решеток пленки GaSb и подложки Si сетка ДН формируется уже в процессе роста первых нескольких монослоев слоя сопряжения (GaSb или AlSb). При этом плотность ДН определяется величиной этого рассогласования. Плотность пронизывающих ветвей ДН в процессе роста пленки может изменяться. Величина этих изменений зависит от толщины пленки, условий роста, а также от наличия дефектов кристаллической структуры, не связанных с ДН. Снижение плотности пронизывающих дислокаций как во время роста, так и при последующем отжиге происходит в результате аннигиляции дислокаций с разным знаком. Наличие нарушений кристаллической решетки на границе раздела, в объеме пленки и на ее поверхности может изменять подвижность дислокаций [37]. Как следствие, наличие таких нарушений будет влиять на изменение плотности пронизывающих ветвей ДН. В нашем случае все пленки

GaSb/Si были выращены в одинаковых ростовых условиях при низкой температуре (400°C) и имели одинаковую толщину. Поэтому влияние точечных дефектов в объеме всех выращенных пленок на движение пронизывающих ветвей ДН будет отличаться незначительно. При этом значения ПШПВ неотожженных образцов различаются существенно. Эти различия обусловлены влиянием протяженных дефектов в кристаллических решетках (не обусловленных ДН). Такими дефектами в нашем случае могут быть АФД.

В данной работе измерение кривых качания РД осуществлялось для отражения (004). Выбор отражения был обусловлен тем, что на значение ПШПВ таких кривых влияет плотность ДН [38,39], а наличие массива АФД в кристалле на эту характеристику не влияет [40,41]. В результате отжига протяженность границ АФД будет уменьшаться [41–43] и, как следствие, подвижность пронизывающих ветвей ДН будет расти. Чем больше уменьшится протяженность антифазных границ в процессе отжига, тем значительно снизится плотность пронизывающих дислокаций в результате их аннигиляции. Эти процессы должны находить свое отражение в изменении ПШПВ.

Из анализа РД данных неотожженных образцов (см. таблицу) следует, что протяженность границ АФД выше для $S_{As\parallel}^{(001)}$ и $S_{P\perp}^{(00\bar{1})}$ со слоями конверсии As_{\parallel} и Ga/P_{\perp} соответственно. Отжиг приводит к снижению ПШПВ для всех образцов. Наиболее отчетливо это проявляется для тех же образцов $S_{As\parallel}^{(001)}$ и $S_{P\perp}^{(00\bar{1})}$ (снижение значения W на 579 и 525 угл.сек соответственно) по сравнению с образцами $S_{As\perp}^{(00\bar{1})}$ и $S_{P\parallel}^{(001)}$ (снижение значения W на 268 и 273 угл.сек соответственно). Можно предположить, что в случае отжига образцов $S_{As\perp}^{(00\bar{1})}$ и $S_{P\parallel}^{(001)}$ уменьшение протяженности границ АФД было меньше, чем для образцов $S_{As\parallel}^{(001)}$ и $S_{P\perp}^{(00\bar{1})}$. Это возможно в том случае, если до отжига распределение АФД по типам их границ (типа {110} и {111}) для этих двух пар образцов было разным. АФД с наклонными стенками имеют возможность аннигилировать при отжиге [44]. Следовательно, в образцах $S_{As\parallel}^{(001)}$ и $S_{P\perp}^{(00\bar{1})}$ таких доменов было больше. Так как начальное распределение АФД по размерам для всех образцов задается подложкой кремния, то наблюдаемое отличие однозначно связано со способом формирования переходного слоя.

Рассмотрим особенности формирования слоя конверсии для образцов $S_{As\perp}^{(00\bar{1})}$, $S_{As\parallel}^{(001)}$ и $S_{P\perp}^{(00\bar{1})}$, $S_{P\parallel}^{(001)}$.

1. Процесс формирования слоя конверсии As_{\perp}/Si для образца $S_{As\perp}^{(00\bar{1})}$ происходил при $100 < T_S < 200^\circ C$ путем хемосорбции молекул мышьяка на поверхности атомов кремния без их замещения. При такой низкой температуре реализация реакции замещения атомов кремния атомами мышьяка практически исключена. Слой атомов мышьяка создает реплику поверхности подложки. При

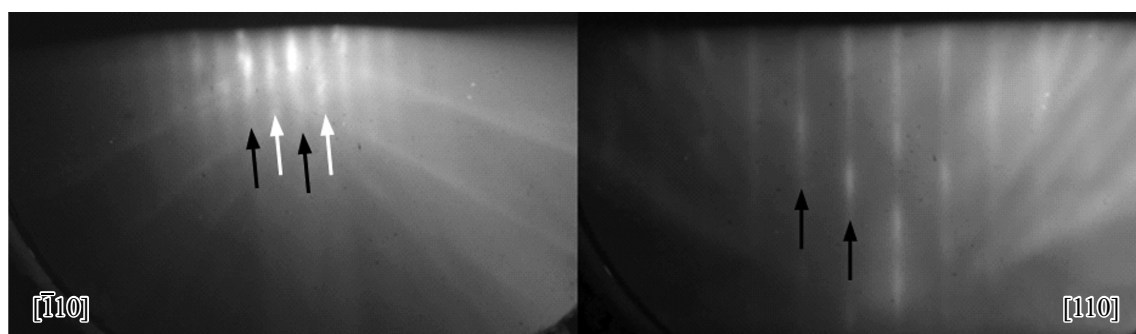


Рис. 4. Картина ДБЭО от поверхности As_{\perp}/Si . Белыми стрелками на рисунках указаны дробные рефлексы $(0, 1/2)$, черными стрелками — основные рефлексы.

более высокой температуре процесс замещения активируется [12]. Структура мышьяковой реплики отличается от структуры реконструированной поверхности подложки только ориентацией димерных связей относительно краев террас. Напомним, что после объединения однослойных террас в двухслойные на их поверхностях формируется реконструкция, состоящая из димеров кремния со связью димеризации, параллельной краям террас (т.е. параллельно направлению $[110]$). В некотором количестве присутствуют области с димерами, ориентированными перпендикулярно направлению $[110]$. Это АФД. Они энергетически невыгодны, но сохраняются, например, из-за дефектов поверхности или погрешностей отклонения от (111) . Формирование мышьяковой реплики не меняет протяженность и геометрию границ таких областей. Таким образом, распределение АФД на поверхности остается прежним. Меняется только их элементный состав и ориентация связей димеризации верхнего слоя.

Связь атомов мышьяка с атомами кремния сильная (по нашим экспериментальным данным, заметная десорбция мышьяка из хемосорбированного слоя начинается при $650^{\circ}C$ и выше), поэтому вероятностью замещения атомов мышьяка атомами Al при низкой температуре формирования слоя сопряжения AlSb можно пренебречь. Следовательно, можно ожидать, что плотность и размеры АФД в слоях As_{\perp}/Si и $Sb/Al/As_{\perp}/Si$ будет определяться в основном уровнем двухдоменности подложки кремния. На рис. 4 приведена картина ДБЭО, полученная от поверхности As_{\perp}/Si . При наблюдении в азимуте $[\bar{1}10]$ (вдоль краев террас) видны дробные рефлексы $(0, 1/2)$. В азимуте $[110]$ дробные рефлексы отсутствуют, т.е. имеет место поверхностная структура (1×2) . На основных рефлексах видно „расщепление“, обусловленное дифракцией на упорядоченной системе двухатомных террас. Картина ДБЭО позволяет сделать заключение о хорошей упорядоченности поверхности As_{\perp}/Si и малом количестве антифазных доменов на ней. Это согласуется с данными сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) из работы [12].

2. В случае образца $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$ формирование слоя конверсии также осуществляется в потоке молекул мышьяка, но при более высокой температуре $T_S = 450^{\circ}C$. Следствием повышения температуры подложки является смена механизма хемосорбции с осаждения на замещение (мышьяк замещает собой атомы кремния в верхнем слое [12]). Ориентация хемосорбированных димеров мышьяка повторяет ориентацию замещенных ими димеров кремния. Замещение происходит как на краях, так и на поверхности террас. При этом сплошного слоя замещения не образуется [45].

Процесс формирования сплошного слоя замещения с реплицированием исходного антифазного рельефа поверхности подложки осложнен рядом причин. Во-первых, АФД на двухслойных вицинальных террасах Si энергетически невыгодны. Есть вероятность, что однослойные террасы с антифазной структурой димеров будут дополняться атомами мышьяка по механизму хемосорбции без замещения Si. В их пределах формируется структура димеров As с ориентацией связей димеризации как у основной фазы. В таком случае исходные антифазные аномалии в системе террас кремния будут компенсироваться атомами мышьяка. Во-вторых, существует некоторая вероятность образования на поверхности с основной фазой областей, на которых исходно формируется „реплика“, препятствующая дальнейшему процессу замещения [46]. Таким образом, появляются новые антифазные области на базе слоев атомов As. В-третьих, процессу замещения способствуют механические напряжения реконструированной поверхности Si. Когда компенсация механических напряжений за счет изменения состава верхнего слоя атомов террасы достигает некоторого уровня, процесс замещения замедляется, так как становится энергетически невыгодным [45]. Предположительно, участки поверхности террасы, на которых замещение реализоваться не смогло, занимаются димерами мышьяка по механизму осаждения. При формировании слоя Al методом АСЭ на замещенных участках поверхности террас образуется катионный подслои доменов AlSb(001), а на незамещенных — AlSb(00 $\bar{1}$). В итоге образуется комплекс, состоящий из нескольких

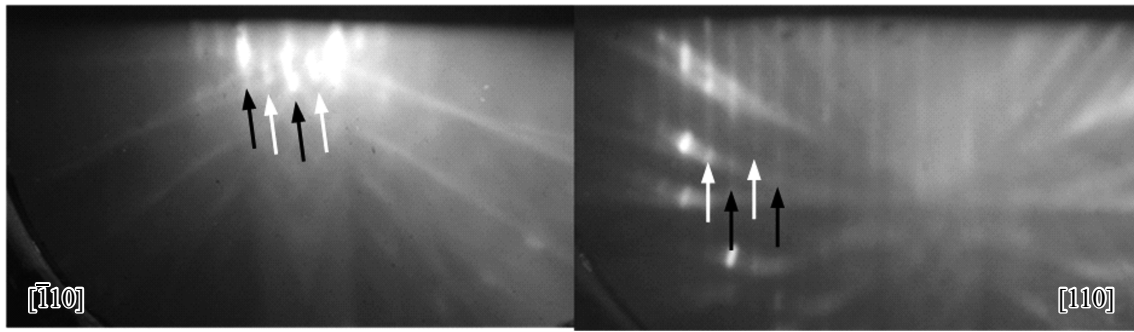


Рис. 5. Картина ДБЭО от поверхности $As_{||}/Si$. Белыми стрелками на рисунках указаны дробные рефлексы $(0, 1/2)$, черными стрелками — основные рефлексы.

подсистем АФД AlSb с общим преобладанием фазы AlSb(001), который отличается по своей архитектуре от строения исходной системы АФД на поверхности подложки кремния.

На рис. 5 приведена картина ДБЭО от поверхности $As_{||}/Si$, полученной в процессе осаждения мышьяка по механизму замещения при $450^{\circ}C$. В азимуте $[\bar{1}10]$ наблюдаются укороченные дробные рефлексы $(0, 1/2)$. В азимуте $[110]$ дробные рефлексы $(0, 1/2)$ более узкие и длинные. Таким образом, на картине ДБЭО наблюдается смешанная реконструкция (2×2) от поверхности, на которой представлены оба типа доменов As_{\perp}/Si и $As_{||}/Si$. Более четкие дробные рефлексы $(0, 1/2)$ в азимуте $[110]$ свидетельствуют о том, что преобладает фаза $As_{||}/Si$. Полученный результат согласуется с данными работы [12].

3. Рассмотрим формирование СК для образца $S_{P_{\perp}}^{(001)}$. Процесс хемосорбции проводился при $T_S = 400–500^{\circ}C$. По нашим данным, более низкая температура затрудняет взаимодействие атомов фосфора с поверхностью Si. На рис. 6 приведены картины ДБЭО от поверхности Si, терминированной фосфором, полученные в азимутах $[\bar{1}10]$ и $[110]$. Хорошо упорядоченные структуры с дробными рефлексами $(0, 1/2)$ наблюдаются в обоих азимутах, что свидетельствует о двухдоменной природе поверхности. Предположительно, слой P_{\perp}/Si при росте образца $S_{P_{\perp}}^{(001)}$ формировался по смешанному механизму как путем простой хемосорбции, так и путем замещения Si, аналогично СК в $S_{As_{||}}^{(001)}$. Замещение атомов кремния атомами фосфора также может быть лимитировано механическими напряжениями [23,24,47]. В таком случае образуется мозаичная система, состоящая из доменов атомов P, заместивших атомы Si, и доменов, состоящих из оставшихся незамещенными атомов кремния. При температуре формирования СК незамещенные атомы кремния впоследствии закрываются димерами фосфора.

Слой атомов галлия на терминированной фосфором поверхности кремния формировался методом АСЭ. При этом атомы галлия способны замещать атомы фосфора. Предположительно, атомы Ga вступают в обменную реакцию с атомами фосфора, хемосорбировавшимися без замещения атомов кремния. Это активационный

процесс, и при $T_S > 400^{\circ}C$ он начинает значимо влиять на состав слоя конверсии на основе атомов фосфора. При $T_S > 450^{\circ}C$ атомы галлия почти полностью замещают атомы фосфора [33]. С целью подавления процесса замещения формирование слоя Ga на P_{\perp}/Si проводилось при $T_S = 330^{\circ}C$. Но даже при этой температуре остается некоторая вероятность обменных реакций. Поэтому их необходимо учитывать при рассмотрении процесса зарождения первого слоя GaP/Si. В результате замещения атомов фосфора атомами галлия в некотором количестве формируются участки с катионными подслоями, на которых будут расти домены GaSb(001). Атомы галлия, которые хемосорбируются на осажденных атомах фосфора без их замещения, образуют домены GaP(00 $\bar{1}$) — основа доменов GaSb(00 $\bar{1}$). При $T_S = 330^{\circ}C$ это доминирующий процесс. С атомами фосфора, заместившими атомы кремния, атомы Ga в обменные реакции не вступают, а формируют на них домены GaP(001). В результате описанных процессов формируется двухдоменная система, состоящая из относительно небольших доменов с разной фазой и отличающаяся от исходной антифазной системы на поверхности подложки кремния.

4. Слой конверсии $P_{||}/Ga/Si$ при росте образца $S_{P_{||}}^{(001)}$ формировался путем простой хемосорбции атомов галлия на поверхности кремния при $T_S = 330^{\circ}C$. После осаждения слоя атомов Ga наблюдается поверхностная структура с симметрией объемной решетки (1×1) . Последующий слой атомов фосфора осаждался при той же T_S . В этих условиях атомы фосфора не способны заместить атомы галлия и формируют слой $P_{||}/Ga/Si$ также с реконструкцией (1×1) . Поэтому образованием зародышей АФД в случае формирования слоя сопряжения $P_{||}/Ga/Si$ можно пренебречь и рассматривать только антифазные области, обусловленные начальной структурой поверхности подложки кремния. Формирование слоя сопряжения Ga/Si близко к ситуации со слоем сопряжения As_{\perp}/Si , рассмотренной выше. Действительно пленки $S_{As_{\perp}}^{(001)}$ и $S_{P_{||}}^{(001)}$, выращенные с использованием этих слоев сопряжения, имеют близкие значения ПШПВ — 938 и 957 угл.сек соответственно (см. таблицу).

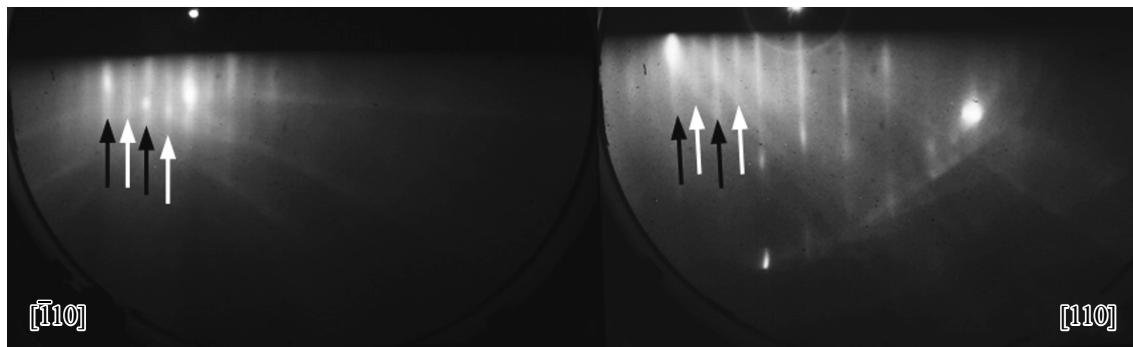


Рис. 6. Картина ДФЭО от поверхности P_{\perp}/Si . Белыми стрелками на рисунках указаны дробные рефлексы $(0, 1/2)$, черными стрелками — основные рефлексы.

Теперь рассмотрим влияние отжига на исследуемые образцы. В работе [48] было показано, что на областях поверхности P_{\perp}/Si со структурой АФД замещения (которые имеют небольшой размер и „ямку“ монослойной глубины в основании) формируются АФД с наклонными границами, которые легче аннигилируют и растворяются (dissolution) при отжиге. Таким образом, в процессе отжига пленок происходит уменьшение объема АФД. В результате уменьшение протяженности АФГ облегчает процесс скольжения дислокаций, что влечет к итоговому снижению плотности пронизывающих ветвей ДН. Этот процесс находит свое отражение в существенном уменьшении ПШПВ отожженного образца $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$. Этот эффект наряду с фактом более эффективного снижения значения ПШПВ за единицу времени отжига (почти в 2 раза) можно объяснить лишь большим количеством дополнительно сформированных АФД малого размера в процессе формирования переходного слоя.

Отжиг пленки $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$ также привел к значительному снижению значения ПШПВ (см. таблицу), но его итоговое значение оказалось наибольшим среди всех образцов. Это можно объяснить меньшей эффективностью процесса „разделения на части“ АФД большого размера (доменов, чье зарождение определялось начальной структурой подложки) теми доменами замещения, что впоследствии формируются при осаждении мышьяка. Кроме того, формирование слоя сопряжения $AlSb$ может существенно снизить скорость продвижения АФГ и, как следствие, процесс выглаживания АФГ (связь $Al-Sb$ сильнее связи $Ga-Sb$). Оба этих момента могут являться причиной более высокого значения ПШПВ (885 угл.сек) после отжига для $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$.

У образцов $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$ и $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ в результате отжига произошли близкие по величине уменьшения ПШПВ (см. таблицу), и они достигли близких значений (684 и 670 угл.сек соответственно). Это объясняется схожими характеристиками (количество, размеры и форма) массивов АФД, сформировавшихся на однородных СК в условиях, подавляющих обменные реакции (массивы АФД задаются подложкой кремния).

4.2. Морфология поверхности

Анализ данных АСМ показал, что ориентация анизотропии рельефа всех исследованных пленок коррелирует с ориентацией ступеней на поверхности подложки кремния (элементы рельефа наиболее вытянуты в направлении вдоль краев ступеней). На эту ориентацию не влияют состав и способ формирования переходного слоя, определяющие ориентацию димеров атомов V группы относительно краев террас.

Вертикальный размер рельефа пленок H зависит от их ориентации. Из таблицы видно, что для пленок с ориентацией $(00\bar{1})$ параметр H имеет приблизительно в 2 раза меньшее значение, чем для пленок с ориентацией (001) . Пленки $GaSb(00\bar{1})$ (образцы $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ и $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$) характеризуются близкими значениями параметров $L_{[\bar{1}10]}$ и $L_{[110]}$ вне зависимости от состава слоя конверсии. Напротив, для пленок $GaSb(001)$ состав слоя конверсии влияет на значение параметра $L_{[\bar{1}10]}$. У пленки $GaSb(001)$ (образец $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$) значение параметра $L_{[\bar{1}10]}$ для слоя конверсии As_{\parallel} в 2.6 раза меньше, чем соответствующий параметр для слоя конверсии P_{\parallel} (образец $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$). При этом размер рельефа в направлении $[110]$ не зависит от состава слоя конверсии для этих образцов.

Таким образом, ориентация пленки влияет на параметры рельефа. Влияние на рельеф состава и способа формирования переходного слоя проявляется в случае ориентации (001) и выражается в изменении только латерального размера $L_{[\bar{1}10]}$. Направление димерных связей относительно краев террас определяет характеристики анизотропии встраивания и диффузии адатомов по поверхности. В нашем случае изменение ориентации димеров не приводит к смене ориентации рельефа. Следовательно, можно предположить существование более мощного фактора, чем анизотропия встраивания и диффузии, задающего ориентацию анизотропии рельефа. Таким фактором могут быть структурные особенности, сформированные вдоль ступеней подложки на начальных стадиях зарождения пленок $GaSb$ при осаждении слоев конверсии и сопряжения, когда происходит форми-

рование сетки ДН и массивов АФД. Механизмы влияния пронизывающих дислокаций на морфологию [25,26] не позволяют сформировать рельеф с наблюдаемыми размерами. Поэтому наиболее вероятной причиной формирования анизотропии рельефа остается наличие массива АФД, которые зарождаются преимущественно на краях террас в процессе формирования слоя конверсии [12].

В образцах $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ и $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$, в которых слой конверсии формируется по механизму реплики (который сохраняет доменную структуру подложки), характеристики массивов АФД отличаются незначительно. При этом рельеф поверхности образца $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ менее анизотропен и имеет меньший вертикальный размер. Следовательно, на параметры рельефа в этом случае оказывают влияние анизотропия диффузии и встраивания адатомов.

На реконструированной грани GaSb(001) направление наибольшего коэффициента диффузии адатомов галлия совпадает с направлением ступеней. При этом в своем движении в направлении [110] адатомы галлия встречаются регулярные препятствия в виде вицинальных ступеней. Затруднения с преодолением ступеней обусловлены барьерами Швобеля [49]. Такое сочетание перечисленных факторов усиливает анизотропию диффузии и, как следствие, анизотропию рельефа. В случае GaSb(00 $\bar{1}$)/Si направление наибольшего коэффициента диффузии адатомов галлия перпендикулярно краям террас. При этом наличие барьеров Швобеля приводит к снижению разницы между эффективными коэффициентами диффузии в обоих направлениях и, следовательно, к уменьшению анизотропии рельефа.

Как обсуждалось в разд. 4.1, у образцов $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$ и $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ формирование слоя конверсии приводило к зарождению сложной системы АФД, отличной от исходной, образованной на поверхности подложки кремния в процессе объединения однослойных террас в двухслойные. Морфология, размеры, плотность и характер распределения вновь образующихся доменов зависели от условий осаждения слоев конверсии и сопряжения, следствием чего явилась разница в параметрах рельефа этих образцов. Таким образом, отличие в морфологии выращенных образцов объясняется их ориентацией и наличием в них разных массивов АФД.

4.3. Фотолуминесценция

В исследованных структурах слои GaSb выращены при одинаковых значениях температуры подложки, скорости роста и отношении потоков атомов галлия и молекул сурьмы и имеют равные толщины. Это позволяет сравнивать свойства пленок в зависимости от их кристаллографической ориентации, задаваемой слоем конверсии, и способа формирования этого слоя. Составом и механизмом формирования СК определяется строение системы АФД, а ориентация пленки задает направление связей димеризации атомов V группы относительно краев вицинальных террас. Предположительно,

совместное действие перечисленных факторов оказывает влияние на формирование и совместную эволюцию комплекса протяженных и точечных дефектов как в процессе зарождения, пластической релаксации и роста пленок GaSb, так и в процессе их отжига, что должно находить свое отражение в спектрах ФЛ.

Количественный анализ данных фотолуминесценции слоев GaSb затруднен в силу низкой интенсивности пиков межзонной рекомбинации (I_{BE}), особенно у неотожженных образцов. Далее представлено качественное сравнение данных фотолуминесценции образцов, прошедших отжиг. Сравнение проведено в рамках упрощающего допущения, что интенсивность межзонной ФЛ обратно пропорциональна вероятности рекомбинации без излучения на длине волны BE , которая в свою очередь связана с концентрацией центров безызлучательной и излучательной рекомбинации на дефектах.

Интенсивность ФЛ возрастает в ряду $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$, $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$, $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$, $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ как 0.04, 0.17, 0.51 и 2.8 отн.ед. соответственно. Интенсивности ФЛ структур с одинаковой ориентацией в случае СК на основе слоев фосфора имеют более высокое значение по сравнению с образцами со слоем конверсии на основе атомов мышьяка. Но делать какие-либо выводы из данной последовательности затруднительно. Далее сравниваются образцы, выращенные при разных комбинациях факторов, влияющих на свойства структур. Так, в случае $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ и $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ наблюдается возрастание интенсивности в ~ 5.5 , а в случае $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$ и $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$ — в ~ 4.3 . В указанных парах образцы отличаются способом формирования СК и его составом. Далее приводятся данные при совместном влиянии ориентации пленки и механизма формирования для разных составов СК. Оказывается, что интенсивность излучения образца $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ выше излучения $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$ в ~ 16.5 раза, а в случае $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ и $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$ этот параметр равен ~ 12.8 . Обращает на себя внимание тот факт, что в случае СК, сформированных реплицированием, интенсивность $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ по отношению к $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$ больше всего в 3 раза. А при смешанном механизме формирования СК интенсивность ФЛ $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$ выше интенсивности $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$ в 70 раз. Возможные причины наблюдаемого поведения I_{BE} в зависимости от ориентации пленок, способа формирования СК и его состава обсуждаются далее.

Представленное выше парное сравнение интенсивностей подтверждает, что ведущую роль в вариациях оптических свойств образцов играют три фактора: 1) ориентация пленки GaSb; 2) способ формирования СК; 3) состав СК. При этом два последних фактора взаимосвязаны.

Влияние ориентации эпитаксиальной пленки GaSb на I_{BE} обусловлено тем, что при двумерно-слоевом росте соединения $A^{III}B^V$ на вицинальной поверхности (001) кинетика встраивания примесей и образова-

ния собственных точечных дефектов чувствительна к ориентации связей димеризации относительно направления [110] [50]. Уровень влияния ориентации позволяет оценить интенсивности ФЛ пленок GaSb образцов $S_{As\perp}^{(00\bar{1})}$ и $S_{P\parallel}^{(001)}$, так как оба образца выращены на репликах, повторяющих исходную антифазную систему подложек кремния. Таким образом, влияние механизма формирования СК и его состава минимизировано. Сравнение интенсивности излучения пар образцов $S_{P\perp}^{(00\bar{1})}$, $S_{P\parallel}^{(001)}$ и $S_{As\perp}^{(00\bar{1})}$, $S_{As\parallel}^{(001)}$ также косвенно подтверждает влияние ориентации пленки GaSb на I_{BE} .

Слои конверсии, полученные по смешанному механизму, существенно меняют ФЛ свойства пленок GaSb. При этом роль состава становится доминирующей. Слой конверсии, сформированный на основе атомов мышьяка, снижает интенсивность ФЛ по отношению к репликам, а использование атомов фосфора — многократно ее увеличивает. Причины, вероятно, заключаются в следующем. Структуры содержат ДН, точечные дефекты и АФД. Все они имеют разную природу. Концентрация ДН задается рассогласованием постоянной решетки пленки GaSb и подложки Si. Строение системы АФД определяется способом формирования СК. Концентрация точечных дефектов определяется параметрами роста и направлением отклонения пленки от сингулярной грани (001). К тому же перечисленные системы структурных дефектов способны взаимодействовать друг с другом.

Известно, что АФД способны выклиниваться в процессе роста пленки, а снижению их размеров и концентрации способствует отжиг [51,52]. Поэтому основной объем пленки GaSb в отожженных образцах, вероятно, свободен от АФД [53]. Однако наличие системы АФД на этапе пластической релаксации эпитаксиального слоя и в процессе его дальнейшего роста, вплоть до момента их выклинивания, обуславливает характер распределения пронизывающих дислокаций в объеме пленки GaSb. Отжиг снижает концентрацию пронизывающих дислокаций и точечных дефектов, но полностью избавиться от них затруднительно. Взаимодействие системы пронизывающих дислокаций, АФД и ансамбля точечных дефектов в процессе отжига, оказывает влияние на пространственное распределение последних в объеме пленки GaSb.

В силу разной химической активности и размеров атомов мышьяка и фосфора, антифазные системы на их основе различаются. Особенно это выражено при смешанном механизме, когда происходит замена системы АФД подложки Si на систему на основе атомов V группы с вовлечением в процесс верхнего слоя атомов кремния. Вероятно, в случае атомов фосфора в GaSb формируются АФД, которые раньше выклиниваются в процессе роста и проявляют большую чувствительность к отжигу. Антифазные домены при использовании СК на основе As глубже прорастают в пленку и более стабильны при отжиге, что препятствует более эффективному

снижению плотности пронизывающих дислокаций. Предположительно, I_{BE} определяется именно сложившимися в процессе отжига комплексами точечных дефектов и пронизывающих ветвей дислокаций, что представляет интерес для дальнейших исследований.

5. Заключение

Проведено исследование влияния ориентации, состава и условий формирования переходных слоев между подложкой кремния и эпитаксиальной пленкой GaSb на ее структурные и оптические свойства. Использовались подложки Si(001), отклоненные на 6° к плоскости (111). Пленки GaSb выращивались методом молекулярно-лучевой эпитаксии на переходных слоях AlSb(001)/Al/As $_{\parallel}$ /Si, AlSb(00 $\bar{1}$)/Al/As $_{\perp}$ /Si, GaSb(00 $\bar{1}$)/Ga/P $_{\perp}$ /Si и GaSb(001)/P $_{\parallel}$ /Ga/Si, сформированных методом атомно-слоевой эпитаксии. Свойства пленок GaSb в значительной мере определялись способом формирования первого бислоя соединения A^{III}B^V (слой конверсии).

Элементным составом и механизмом формирования слоя конверсии определяются кристаллографическая ориентация и строение системы антифазных доменов эпитаксиальных слоев, растущих на нем. Механизмы формирования слоя конверсии, в котором первый слой состоит из атомов элементов V группы, отличаются возможностью этих атомов замещать при выбранных условиях атомы кремния. Если замещения нет, то формируется реплика поверхности подложки кремния с сохранением распределения, протяженности и геометрии границ исходной системы антифазных доменов подложки. При наличии реакций замещения, формируется новая система антифазных доменов с иным распределением, протяженностью и геометрией границ. Атомы мышьяка в зависимости от условий могут образовывать первый слой как по механизму замещения, так и по смешанному механизму. В выбранных условиях на основе атомов фосфора можно формировать первый слой только по смешанному механизму, а атомы галлия формируют только реплику. Строением сформированной системы антифазных доменов определяются эффективность их выклинивания в процессе роста и их чувствительность к отжигу.

Наблюдаемые структурные свойства пленок GaSb, предположительно, являются следствием взаимодействия систем антифазных доменов и дислокаций несоответствия в процессе роста пленки GaSb и постростового отжига готовой структуры. Оптические свойства пленок GaSb определяются сложившимся комплексом точечных дефектов и системы пронизывающих дислокаций. Показано, что ориентация пленки влияет на концентрацию дефектов, снижающих интенсивность излучения межзонной рекомбинации в ней. Наименьшая концентрация дефектов получена в слоях GaSb(00 $\bar{1}$). Предположительно, это связано с ориентацией связей атомов III и V групп

относительно краев террас при формировании пленок GaSb. Улучшение структурных и оптических свойств образцов наблюдается в ряду: $S_{As_{\parallel}}^{(001)}$, $S_{P_{\parallel}}^{(001)}$, $S_{As_{\perp}}^{(00\bar{1})}$, $S_{P_{\perp}}^{(00\bar{1})}$.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках гранта № 075-15-2020-797 (13.1902.21.0024).

Благодарности

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

Конфликт интересов

Авторы заявляют, что у них нет конфликта интересов.

Список литературы

- [1] A. Joulie, P. Christol. *Comptes Rendus 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] G. Brammertz, Y. Mols, S. Degroote, V. Motsnyi, M. Leys, G. Borghs, M. Caymax. *J. Appl. Phys.*, **99** (9), 093514 (2006).
- [5] K. Mukherjee, C.H. Reilly, P.G. Callahan, G.G.E. Seward. *J. Appl. Phys.*, **123** (16), 165701 (2018).
- [6] M. Kawabe, T. Ueda. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **25** (4), L285 (1986).
- [7] T. Ueda, S. Nishi, Y. Kawarada, M. Akiyama, K. Kaminishi. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **25** (9), L789 (1986).
- [8] D.E. Aspnes, J. Ihm. *Phys. Rev. Lett.*, **57** (24), 3054 (1986).
- [9] T. Sakamoto, G. Hashiguchi. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **25** (1) L78(1986).
- [10] D.J. Chadi. *Phys. Rev. Lett.*, **59** (15), 1691 (1987).
- [11] T. Nakayama, Y. Tanishiro, K. Takayanagi. *Jpn. J. Appl. Phys.*, **26** (4), L280 (1987).
- [12] R.D. Bringans, D.K. Biegelsen, L.E. Swartz. *Phys. Rev. B*, **44** (7), 3054 (1991).
- [13] P.R. Pukite, P.I. Cohen. *Appl. Phys. Lett.*, **50** (24), 1739 (1987).
- [14] R.S. Becker, T. Kutsner, J.S. Vicker. *J. Microsc.*, **152** (1), 157 (1988).
- [15] T. Ide. *Phys. Rev. B*, **51** (3), 1722 (1995).
- [16] M.D. Jackson, F.M. Leibsle, R.J. Cole, D.A.C. Gregory, D.A. Woolf, P. Weightman. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **14** (4), 2424 (1996).
- [17] T.R. Ohno, E.D. Williams. *J. Vac. Sci. Technol. B*, **8** (4), 874 (1990).
- [18] J. Gryko, R.E. Allen. *MRS Online Proceedings Library (OPL)*, **280**, 65 (1993).
- [19] J. Nogami, A.A. Baski, C.F. Quate. *Appl. Phys. Lett.*, **58** (5), 475 (1991).
- [20] Y.W. Mo. *Phys. Rev. B*, **48** (23), 17233 (1993).
- [21] H.B. Elswijk, E.J. van Loenen. *Ultramicroscopy*, **42**, 884 (1992).
- [22] B. Garni, I.I. Kravchenko, C.T. Salling. *Surf. Sci.*, **423** (1), 43 (1999).
- [23] P. Sen, B.C. Gupta, I.P. Batra. *Phys. Rev. B*, **73** (8), 085319 (2006).
- [24] Y. Wang, X. Chen, R.J. Hamers. *Phys. Rev. B*, **50** (7), 4534 (1994).
- [25] J.W. Matthews, A.E. Blakeslee. *J. Cryst. Growth*, **27**, 118 (1974).
- [26] M. Niehle, J.B. Rodriguez, L. Cerutti, E. Tournié, A. Trampert. *Phys. Status Solidi (RRL)*, **13** (10), 1900290 (2019).
- [27] Е.А. Емельянов, Д.Ф. Феклин, М.А. Путятю, 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).
- [28] М.А. Путятю, V.V. Preobrazhenskii, B.R. Semyagin, D.F. Fëklin, N.A. Pakhanov, E.A. Emelianov, S.I. Chikichev. *Semicond. Sci. Technol.*, **24** (5), 055014 (2009).
- [29] R. Machida, R. Toda, S. Fujikawa, S. Hara, I. Watanabe, H.I. Fujishiro. *Phys. Status Solidi B*, **253** (4), 648 (2016).
- [30] K. Akahane, N. Yamamoto, S. Gozu, A. Ueta, N. Ohtani. *J. Cryst. Growth*, **283** (3–4), 297 (2005).
- [31] S.H. Vajargah, S. Ghanad-Tavakoli, J.S. Preston, R.N. Kleiman, G.A. Botton. *J. Appl. Phys.*, **114** (11), 113101 (2013).
- [32] H.S. Kim, Y.K. Noh, M.D. Kim, Y.J. Kwon, J.E. Oh, Y.H. Kim, J.Y. Lee, S.G. Kim, K.S. Chung. *J. Cryst. Growth*, **301**, 230 (2007).
- [33] М.А. Путятю, Б.Р. Семягин, Е.А. Емельянов, Д.Ф. Феклин, А.П. Василенко, В.В. Преображенский. *Изв. вузов. Физика*, **53** (9/2), 293 (2010).
- [34] A.I. Luferau, D.D. Firsov, O.S. Komkov. *J. Phys.: Conf. Ser.*, **1400** (6), 066035 (2019).
- [35] 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).
- [36] W. Jakowetz, W. Rühle, K. Breuninger, M. Pilkuhn. *Phys. Status Solidi A*, **12** (1), 169 (1972).
- [37] A. Georgakilas, J. Stoemenos, K. Tsagaraki, P. Komninou, N. Flevaris, P. Panayotatos, A. Christou. *J. Mater. Res.*, **8** (8), 1908 (1993).
- [38] P. Gay, P.B. Hirsch, A. Kelly. *Acta Metallurgica*, **1** (3), 315 (1953).
- [39] V.M. Kaganer, O. Brandt, A. Trampert, K.H. Ploog. *Phys. Rev. B*, **72** (4), 045423 (2005).
- [40] A. Létoublon, W. Guo, C. Cornet, A. Boule, M. Veron, A. Bondi, O. Durand, T. Rohel, O. Dehaese, N. Chevalier, N. Bertru, A. Le Corre. *J. Cryst. Growth*, **323** (1), 409 (2011).
- [41] W. Guo, A. Bondi, C. Cornet, A. Létoublon, O. Durand, T. Rohel, S. Boyer-Richard, N. Bertru, S. Loualiche, J. Even, A. LeCorre. *Appl. Surf. Sci.*, **258** (7), 2808 (2012).
- [42] M. Niehle, J.B. Rodriguez, L. Cerutti, E. Tournié, A. Trampert. *Acta Mater.*, **143**, 121 (2018).
- [43] C.S.C. Barrett, A. Atassi, E.L. Kennon, Z. Weinrich, K. Haynes, X.-Y. Bao, P. Martin, K.S. Jones. *J. Mater. Sci.*, **54** (9), 7028 (2019).
- [44] A.C. Lin, M.M. Fejer, J.S. Harris. *J. Cryst. Growth*, **363**, 258 (2013).
- [45] R.M. Tromp, A.W.D. van der Gon, M.C. Reute. *Phys. Rev. Lett.*, **68** (15), 2313 (1992).
- [46] J. Wasserfall, W. Ranke. *Surf. Sci.*, **315** (3), 227 (1994).
- [47] M.L. Yu, D.J. Vitkavage, B.S. Meyerson. *J. Appl. Phys.*, **59** (12), 4032 (1986).

- [48] Z. Wang, H. Guo, S. Shao, M. Saghayezhian, J. Li, R. Fittipaldi, A. Vecchione, P. Siwakoti, Y. Zhu, J. Zhang, E.W. Plummer. PNAS, **115** (38), 9485 (2018).
- [49] R.L. Schwoebel. J. Appl. Phys., **40** (2), 614 (1969).
- [50] Y. Horikoshi, H. Yamaguchi, F. Briones, M. Kawashima. J. Cryst. Growth, **105** (1–4), 326 (1990).
- [51] Y. Li, L.J. Giling. J. Cryst. Growth, **163** (3), 203 (1996).
- [52] A.C. Lin, M.M. Fejer, J.S. Harris. J. Cryst. Growth, **363**, 258 (2013).
- [53] S.Y. Woo, S. Hosseini Vajargah, S. Ghanad-Tavakoli, R.N. Kleiman, G.A. Botton. J. Appl. Phys., **112** (7), 074306 (2012).

Редактор А.Н. Смирнов

Molecular beam epitaxy of GaSb on vicinal Si(001) substrates: influence of the conditions of layer nucleation on their structural and optical properties

M.O. Petrushkov¹, M.A. Putyato¹, A.V. Vasev¹, D.S. Abramkin^{1,2}, E.A. Emelyanov¹, I.D. Loshkarev¹, 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 Electrotechnical University „LETI“, 197022 St. Petersburg, Russia

Abstract GaSb films were grown by molecular beam epitaxy on vicinal Si(001) substrates with miscut angles of 6° to the (111) plane. Films were formed on AlSb(001)/Al/As/Si, AlSb(00 $\bar{1}$)/Al/As/Si, GaSb(00 $\bar{1}$)/Ga/P/Si and GaSb(001)/P/Ga/Si transition layers. The influence of orientation, composition, and formation conditions of transition layers on the crystal perfection and optical properties of GaSb films was studied. The GaSb film grown on the GaSb(00 $\bar{1}$)/Ga/P/Si(001) transition layer has the best structural and optical properties.