

## ОБЗОРЫ АКТУАЛЬНЫХ ПРОБЛЕМ

## Эпитаксия GaAs на кремниевых подложках: современное состояние исследований и разработок

Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков

*Кремний и арсенид галлия являются основными материалами современной микро- и нанoeлектроники. Однако до сих пор приборы на их основе существуют отдельно на подложках Si и GaAs. Исследователи на протяжении последних более чем двадцати лет пытаются объединить эти материалы на наиболее эффективной подложке кремния. В настоящем обзоре систематизирован и обобщен достигнутый на сегодняшний день уровень понимания фундаментальных физических механизмов эпитаксиального формирования GaAs и соединений типа A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> на его основе на подложках Si; представлены также основные технологические приемы, способствующие улучшению качества таких гетероструктур. Освещены достижения последних лет в изготовлении гетероструктур A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Si приборного качества и приборов на их основе.*

PACS numbers: 61.72.Lk, 62.25. – g, 81.05.Cy, 81.05.Ea, 81.15. – z, 85.40.Sz

DOI: 10.3367/UFNr.0178.200805b.0459

## Содержание

1. Введение (459).
  2. Проблемы получения GaAs/Si. Сравнение общего структурного совершенства (460).
  3. Рост GaAs непосредственно на Si (463).
    - 3.1. Механизмы зарождения и "островкования" гетероэпитаксиальных пленок.
    - 3.2. Начальные стадии роста GaAs на Si.
    - 3.3. Рост GaAs/Si с участием атомарного водорода.
  4. Рост GaAs на Si через буферные слои (467).
    - 4.1. Искусственная подложка Ge/GeSi/Si — платформа для выращивания GaAs.
    - 4.2. Градиентные слои GaAsP и InGaP.
    - 4.3. Переходные слои постоянного состава.
  5. Рост GaP на Si (472).
    - 5.1. Начальные стадии.
    - 5.2. Сравнение общего структурного совершенства.
  6. "Податливые" подложки и выращивание на них GaAs (473).
  7. Неэпитаксиальные методы сочленения GaAs и Si (bonding) (476).
  8. Приборы на основе GaAs/Si (477).
  9. Заключение (478).
- Список литературы (479).

## 1. Введение

Кремний является основным материалом электроники. Около 95 % всех полупроводниковых приборов производится с использованием кремниевых подложек. Как носитель подложка Si имеет несомненные преимущества благодаря малой массе, лучшей теплопроводности, низкой стоимости, наибольшему диаметру шайб и широкой распространенности. С другой стороны, следующие за кремнием по применению в электронной технике соединения A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> во главе с арсенидом галлия являются основными материалами оптоэлектроники, а благодаря существенно более высокой подвижности носителей — основой для специализированных быстродействующих приборов. Естественным было желание исследователей объединить эти материалы на одной подложке — подложке кремния.

Первый шаг на пути в этом направлении — это получение тонких слоев GaAs высокого качества на подложках Si, так называемых искусственных или альтернативных подложек. Производство альтернативных подложек GaAs-на-Si будет иметь существенный рыночный потенциал как возможность замены дорогой подложки для производства традиционных устройств на основе GaAs (СВЧ-приборы, солнечные батареи, фотоприемники). Кроме того, это дает возможность развития новой технологии монолитной интеграции GaAs-элементов и кремниевых интегральных схем (ИС). Использование GaAs-на-Si может существенно изменить всю экономику производства ИС и элементной базы оптоэлектронных приборов на основе GaAs. Новая технология может оказать революционизирующее воздействие и на технологию монолитных ИС на основе сочетания арсенид-галлиевых и кремниевых интегральных схем. Кроме того, технология GaAs-на-Si становится все более инте-

Ю.Б. Болховитянов, О.П. Пчеляков.  
Институт физики полупроводников СО РАН,  
просп. акад. Лаврентьева 13, 630090 Новосибирск,  
Российская Федерация  
Тел. (383) 333-32-86, (383) 333-35-02  
E-mail: bolkhov@isp.nsc.ru, pch@isp.nsc.ru

Статья поступила 28 ноября 2007 г.,  
после доработки 9 января 2008 г.

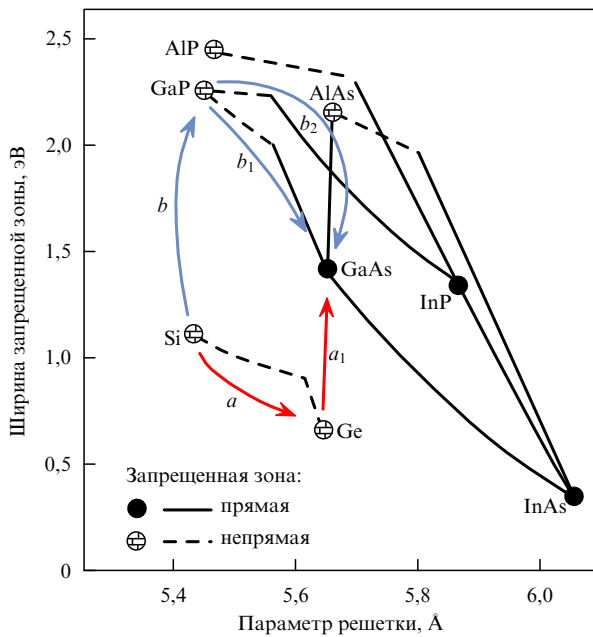


Рис. 1. Ширина запрещенной зоны в зависимости от параметра решетки Ge, Si и соединений  $A^{III}B^V$ . Стрелками показаны кристаллографические маршруты перехода от кремния к GaAs и соединениям  $A^{III}B^V$  на его основе.

ресной в условиях миниатюризации кремниевых ИС и приближения их размеров к своему физическому пределу. Становится возможным увеличивать быстродействие ИС без уменьшения размеров их элементов с применением оптоволоконной интеграции лазеров и фотодиодов на основе GaAs с кремниевой схемой обработки сигналов. Не менее важной задачей современного полупроводникового материаловедения является создание высокоэффективных каскадных солнечных элементов на основе полупроводниковых соединений  $A^{III}B^V$  на дешевых и прочных кремниевых подложках.

GaAs может быть выращен непосредственно на подложке Si методом молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) (см., например, [1, 2]). Однако при этом все кристаллические несовершенства, обусловленные большой разницей параметров решетки ( $\sim 4\%$ ) и коэффициентов термического расширения GaAs и Si, будут сосредоточены внутри слоя GaAs. В последние годы исследователи используют различные переходные слои, помещаемые между подложкой Si и пленкой GaAs. На рисунке 1 на фоне зависимостей ширины запрещенной зоны полупроводниковых материалов IV группы (Si и Ge), а также соединений  $A^{III}B^V$  от параметра решетки показаны кристаллографические маршруты перехода от кремния к арсениду галлия, на котором затем по известным технологиям могут быть выращены гетеросистемы типа AlGaAs/GaAs или InGaAsP/GaAs и созданы различные приборы на основе этих соединений. На сегодняшний день наиболее освоенный путь — это путь через германий (стрелки  $a$  и  $a_1$  на рис. 1). Основное препятствие здесь — разница параметров решеток Si и Ge, равная 4%, приводящая к появлению большой плотности дислокаций в эпитаксиальном Ge, достигающей величин  $10^9 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Дальнейший путь — GaAs на Ge (стрелка  $a_1$ ) не представляет проблем и давно успешно решен: Ge как подложка используется для изготовления

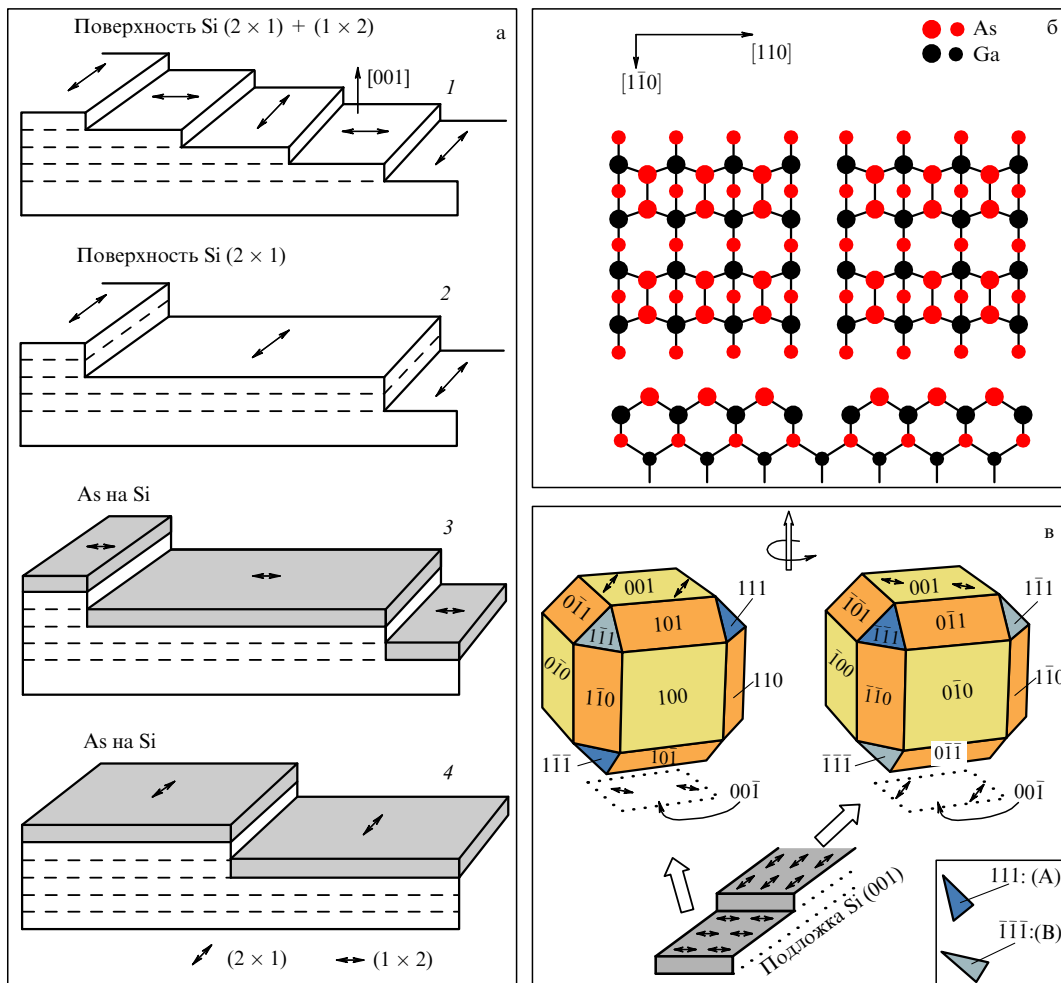
эффективных солнечных элементов на основе соединений  $A^{III}B^V$  для космических применений (см., например, [3, 4]). Другой путь, обозначенный на рис. 1 стрелками  $b$ ,  $b_1$  и  $b_2$ , лежит через GaP, параметр решетки которого отличается от Si на 0,37%. Далее буферные слои переменного состава могут быть выполнены на основе соединений GaAsP (стрелка  $b_1$ ) или InGaP (стрелка  $b_2$ ). В этом случае переход по параметру решетки к GaAs осуществляется, в основном, на основе трехкомпонентных соединений  $A^{III}B^V$ . Таким образом, во всех случаях при создании искусственной подложки GaAs/Si происходит изменение параметра решетки от подложки Si к пленке GaAs, что является существенным препятствием для создания совершенных гетероструктур, получивших в последнее время в литературе новое название "платформ".

Другое препятствие — существенное отличие коэффициентов термического расширения кремния и соединений  $A^{III}B^V$ . Наконец, при выращивании бинарного соединения, каковым является GaAs, на моноатомном полупроводнике (Si, Ge) наблюдается зарождение и распространение в пленку границ антифазных доменов, которые являются специфическими структурными дефектами, сопровождающими такую гетероэпитаксию. Если последняя из этих проблем довольно успешно решается на базе эффекта попарного объединения моноатомных ступеней при использовании отклоненных подложек и их предэпитаксиальной термообработки, то первые две остаются до настоящего времени основными проблемами этой области полупроводникового материаловедения, ожидающими своего решения. Работы в данных направлениях ведутся многими коллективами более двух десятков лет. И лишь в последние годы наблюдается существенный прогресс в решении перечисленных проблем.

В настоящем обзоре систематизирован и обобщен достигнутый на сегодняшний день уровень понимания фундаментальных физических механизмов эпитаксиального формирования соединений  $A^{III}B^V$  на подложках Si, а также представлены основные технологические приемы, способствующие улучшению структурных характеристик таких гетероструктур (ГС). Освещены также достижения последних лет в изготовлении ГС приборного качества и приборов на их основе.

## 2. Проблемы получения GaAs/Si. Сравнение общего структурного совершенства

Первые успешные опыты по выращиванию GaAs на подложках Si относятся к 1980-м годам (см., например, [1, 2, 5–7]). Исторически сложилось так, что первые эксперименты по выращиванию GaAs на подложках кремния осуществлялись путем роста этого материала непосредственно на Si [1, 2, 8–15]. К началу последнего десятилетия XX века основные проблемы были выяснены и зафиксированы в обширном обзоре Фэнга и др. [16]. Это, в первую очередь, рост полярного полупроводника на неполярной подложке, приводящий к образованию антифазных доменов большой плотности. Теоретически было предсказано, а позже подтверждено с помощью туннельной микроскопии (см., например, [17, 18]), что чистая (001) поверхность кремния в основном состоит из моноатомных ступеней, на поверхности которых атомы Si организованы в виде димеров, направленных на соседних террасах перпендикулярно друг



**Рис. 2.** (а) Схематическое изображение структуры ступеней вицинальной поверхности, нормаль которой отклонена на несколько градусов от [001] к [110]. (По работе [21].) (б) Схематическое представление реконструированной поверхности GaAs(001) (2 × 4) по модели Чади [19] с тремя димерами мышьяка. (в) Пассивированная мышьяком поверхность кремния, на соседних террасах которой димеры мышьяка направлены перпендикулярно друг другу. Зарождающиеся на каждой из террас островки GaAs повернуты вокруг вертикальной оси друг относительно друга на 90°. Показана огранка островков сингулярными гранями.

другу (рис. 2а, 1). Пассивация такой поверхности мышьяком, т.е. покрытие поверхности Si монослоем As, необходимое на начальной стадии для роста полярного соединения на неполярной подложке, приводит к формированию димеров As, направленных также перпендикулярно друг другу на соседних террасах.

Рассмотрим теперь атомную структуру соединения типа A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>, например, GaAs. Известно, что обогащенная мышьяком поверхность GaAs(001) оканчивается димерами мышьяка, вытянутыми в направлении [110]. Один из вариантов такой модели, предложенной впервые Чади [19], представлен на рис. 2б. В процессе эпитаксиального наращивания структура такой поверхности воспроизводится. Если соседние террасы Si состоят из димеров As, направленных перпендикулярно друг другу так, как показано в нижней части рис. 2в, то появившиеся на соседних террасах зародыши GaAs будут повернуты друг относительно друга на 90° вокруг вертикальной оси. Как видно из рис. 2в, на котором приведены кристаллиты GaAs, ограненные сингулярными гранями, при их разрастании и смыкании встретятся плоскости {111}, заканчивающиеся одинаковыми атомами: либо As, либо Ga. При этом образуются

нарушения кристаллической структуры, называемые антифазными дефектами.

Эта проблема была успешно разрешена применением подложек Si, отклоненных от сингулярной плоскости (001) на 4°–6° (см., например, [9]). Еще в 1979 г. Ольшанецким и Шкляевым [20] было показано, что на вицинальной поверхности кремния типа (001) → [110] при определенных условиях отжига образуются двухатомные ступени. Согласно Брингансу и др. [21] на террасах этих ступеней димеры Si–Si имеют одинаковую ориентацию (рис. 2а, 2), так называемую однодоменную поверхность. Вследствие этого в монослое As, осаждаемом на поверхность Si перед началом роста GaAs, димеры мышьяка также имеют одинаковую ориентацию либо в направлении отклонения подложки Si (рис. 2а, 3), либо вдоль ступени (рис. 2а, 4). Соответственно после начала нанесения Ga на каждой из этих двух поверхностей Si образуются кристаллиты GaAs одного знака.

Другие проблемы оказались более серьезными. Вследствие разницы параметров решеток пленки и подложки, близкой в системе GaAs/Si к 4%, плотность дислокаций в пленке GaAs достигает величин 10<sup>9</sup>–

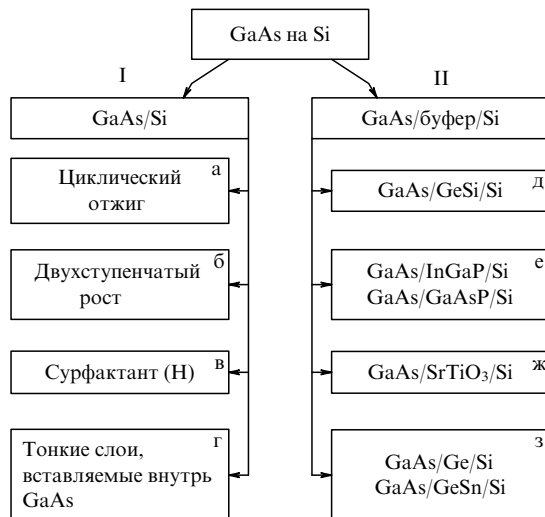


Рис. 3. Схема классификации методов эпитаксиального выращивания GaAs на подложках кремния.

$10^{10} \text{ см}^{-2}$ . Разница в коэффициентах термического расширения (для GaAs и Si  $6,63 \times 10^{-6} \text{ К}^{-1}$  и  $2,3 \times 10^{-6} \text{ К}^{-1}$  соответственно) также способствует образованию большого количества дислокаций и появлению трещин в пленке GaAs в процессе ее охлаждения. Эти проблемы до сих пор преодолеваются с переменным успехом. На рисунке 3 представлена схема, иллюстрирующая классификацию методов эпитаксиального выращивания GaAs на подложках кремния. Все методики можно разделить на два направления: выращивание непосредственно на подложке Si (левая колонка) и выращивание через различного рода переходные слои (правая колонка). Как уже отмечалось, исторически сложилось так, что первые эксперименты по выращиванию GaAs на подложках кремния осуществлялись путем роста этого материала непосредственно на Si. Основные методики такого наращивания, направленные на снижение плотности пронизывающих дислокаций (ПД), являются общими как для гетероструктур GaAs/Si, так и для других гетеропар, таких как Ge/Si и GaP/Si. В первую очередь, это термоциклирование [12, 13, 15] (рис. 3а), а также применение на начальной стадии пониженных температур и скоростей роста GaAs — так называемый двухступенчатый рост [8, 22–29] (рис. 3б). Первая ступень — это либо несколько нанометров (или десятков нанометров) GaAs, выращенного при низких температурах, либо помonosлойная эпитаксия путем чередования Ga и As. К первой ступени также можно отнести твердофазную кристаллизацию тонкого аморфизированного слоя GaAs. Вставки внутри объема слоя GaAs в виде супертонких слоев напряженного материала (Si, InGaAs), а также напряженные сверхрешетки [10, 14, 30] (рис. 3г) активно инициируют аннигиляцию ПД.

Изменение плотности ПД в пленках GaAs/Si непосредственно после роста, а также после термоциклирования в зависимости от толщины GaAs представлено на рис. 4, взятом из работы Ямагучи [15]. Как видно из рисунка, четыре цикла нагрева до  $900^\circ\text{C}$  снижают плотность ПД на порядок; плотность ПД также уменьшается с толщиной как  $1/h$  ( $h$  — толщина GaAs).

На рисунке 5 приведена использованная в работе [26] схема выращивания ГС InGaP/GaAs/Si, включающая

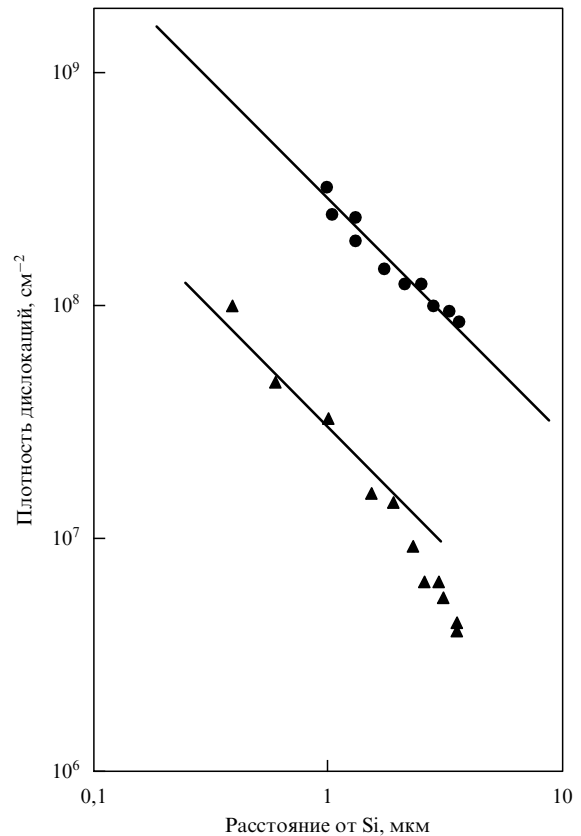


Рис. 4. Изменение плотности ПД с увеличением толщины пленки GaAs для свежевыращенного образца (●) и после его четырехкратного термоциклирования от  $900^\circ\text{C}$  до температуры, близкой к комнатной (▲). (По работе [15].)

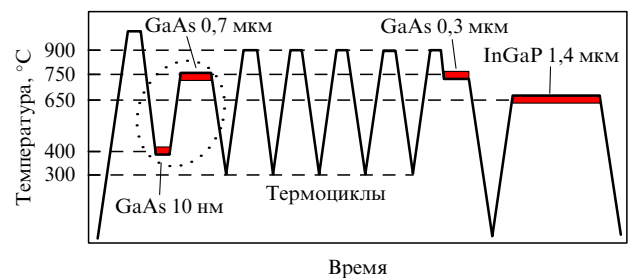


Рис. 5. Последовательность ростовых операций при выращивании гетероструктуры InGaP/GaAs/Si с введением промежуточных термоциклов. (По работе [26].)

двухступенчатый рост GaAs (окаймлен на рис. 5 пунктирным овалом), затем пять циклов термообработки выращенной пленки GaAs и далее рост дополнительного слоя GaAs и основного слоя InGaP. Как сообщают авторы этой работы, после такого термоциклирования интенсивность фотолуминесценции слоя InGaP возросла в 100 раз. Эффективность термоциклирования обусловлена тем, что при широком диапазоне колебаний температуры пленка GaAs, вследствие существенного различия в коэффициентах термического расширения с подложкой, будет периодически находиться либо в сжатом, либо в растянутом состоянии, что заставляет ПД двигаться то в одном, то в противоположном направлении. Встречаясь в разных комбинациях, ПД с

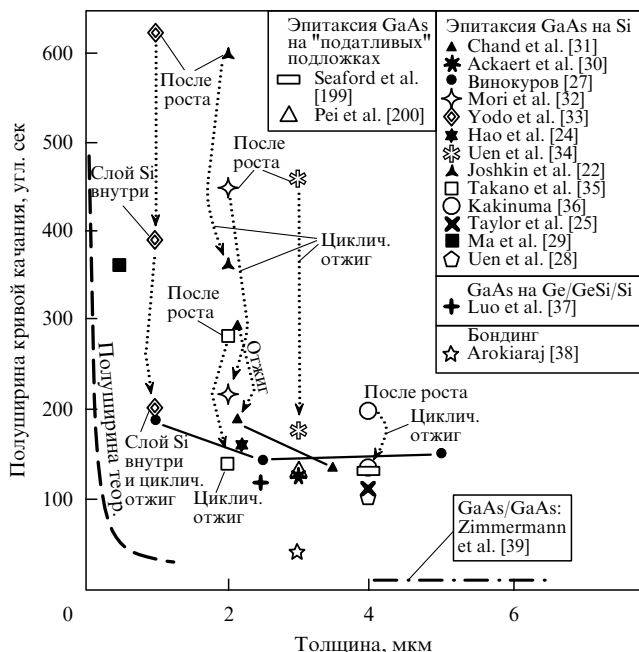


Рис. 6. Полуширина (004) рентгеновской кривой качания в зависимости от толщины пленки GaAs на подложке Si (по данным разных авторов).

противоположно направленными векторами Бюргера активно аннигилируют. Однако, как видно из рис. 5, верхний предел нагрева гетероструктур слишком высок, что оправдано лишь в том случае, если отожженный слой служит только платформой для дальнейшего выращивания пленок при более низких температурах.

Общее структурное качество пленок GaAs, выращенных непосредственно на Si(001), может быть оценено с помощью рентгеновских кривых качания от пленки в отражении плоскостей (004). Ширина пика пленки на полувысоте (полуширина пика кривой качания) напрямую зависит от концентрации дефектов в пленке. На рисунке 6 приведены измеренные разными авторами величины полуширины кривых качания на пленках GaAs различной толщины, выращенных непосредственно на подложке Si ориентации (001). Наблюдается большое разнообразие значений полуширины для одних и тех же толщин пленок GaAs. Пунктирными стрелками, направленными вниз, показано существенное улучшение структурных характеристик этих пленок при применении термоциклирования или отжига [22, 31–36]. Промежуточные вставки слоев с другим параметром решетки также способствовали уменьшению полуширины рентгеновской кривой качания (вставка Si [33], вставка InGaAs [35]).

На рисунке 6 представлена также теоретическая зависимость полуширины кривой качания от толщины совершенной (бездислокационной) пленки (штриховая линия), уменьшение величины которой с толщиной обусловлено только возрастающим количеством отражающих плоскостей совершенного кристалла. Эпитаксиальные пленки GaAs, выращиваемые различными методами на подложке Si, по структурному совершенству не могут приблизиться к этой зависимости, так как их псевдоморфное состояние возможно только на стадии отдельных зародышей. После начала пластической релаксации пленки GaAs с образованием большого

количества дефектов в приграничной к подложке области ее кривая качания не может быть близкой к теоретической зависимости, что и видно на рис. 6. Для сравнения на рис. 6 приведено значение полуширины кривой качания для пленки GaAs толщиной 2,5 мкм, выращенной на подложке Si поверх буферного слоя Ge/GeSi, взятое из работы Луо и др. [37]. Это значение, равное 120", на сегодняшний день самое низкое для соответствующей толщины пленки GaAs, выращенной эпитаксиально на подложке Si. В гетероструктуре GaAs/Ge/GeSi/Si основной массив дислокаций, ответственный за компенсацию несоответствия параметров решеток GaAs и Si, расположен внутри буферного слоя GeSi и практически не влияет на уширение рентгеновской кривой качания для пленки GaAs.

Существуют неэпитаксиальные методы организации тонкой пленки GaAs на подложке Si, например, так называемая техника присоединения или сварки (wafer bonding). По этой технологии пленка GaAs, выращенная на подложке GaAs, отделяется от подложки и переносится на подложку Si (более подробно аналогичные методики рассмотрены в разделе 7). В таком случае дефекты, неотвратимо появляющиеся в пленке при гетероэпитаксии, отсутствуют, а полуширина кривой качания определяется несовершенствами, возникшими в процессе гомоэпитаксиального роста GaAs/GaAs и приваривания к подложке Si. Так, Арокиара и др. [38], осуществив присоединение пленки GaAs к подложке Si и убрав с помощью селективного травления подложку GaAs, сообщают, что полуширина кривой качания такой пленки GaAs толщиной 3 мкм на Si составила 44" (см. рис. 6). Эта величина является минимальным значением для всех пленок GaAs/Si толщиной в несколько микрон и приближается к полуширине, зафиксированной для толстых гомоэпитаксиальных пленок GaAs (см., например, работу Циммермана и др. [39], в которой сообщается о величине полуширины кривой качания для GaAs/GaAs, равной 12", что на рис. 6 отмечено штрихпунктиром).

### 3. Рост GaAs непосредственно на Si

Несоответствие в 4 % между параметрами решетки GaAs и подложки Si является существенным препятствием для выращивания совершенных пленок этого соединения. Начальные стадии зарождения GaAs на Si являются ключевыми, в значительной степени определяющими свойства "толстой" пленки GaAs. Изучению особенностей зарождения одного материала на другом, имеющем иные кристаллографические свойства, посвящено большое количество работ до 2000 г. Вкратце выделим базовые положения, необходимые для понимания начальных стадий эпитаксии GaAs на Si.

#### 3.1. Механизмы зарождения и "островкования" гетероэпитаксиальных пленок

Ранние исследования показали, что GaAs на поверхности Si зарождается в форме островков [40, 41]. В классическом представлении начальных стадий роста пленок (см., например, [42]) различаются три механизма: механизм Франка–ван-дер-Мерве (FM), по которому пленка растет слой за слоем, механизм Фольмера–Вебера (VW), когда наблюдается только островковый рост, и механизм Странского–Крастанова (SK). В последнем случае

пленка, сплошная на начальной стадии роста, переходит в островковую, но остается тонкий сплошной слой (так называемый смачивающий слой). В терминах смачивание–несмачивание первые два механизма могут быть разделены по соотношению трех энергий: поверхностной энергии подложки  $\gamma_s$ , пленки  $\gamma_f$  и их границы раздела  $\gamma_i$ . Большая величина поверхностной энергии подложки, превышающая сумму двух других, соответствует смачиванию (отсутствие открытой поверхности подложки энергетически выгодно — механизм FM):

$$\gamma_s > \gamma_f + \gamma_i \quad (1)$$

Обратное неравенство

$$\gamma_s < \gamma_f + \gamma_i \quad (2)$$

соответствует отсутствию смачивания (механизм VW).

Механизм SK получил название по работе этих авторов [43], в которой он теоретически обсуждался при наращивании согласованных по параметру решетки пленок. В рамках понятия смачивание–несмачивание механизм SK может проявляться только в случае, если предположить, что на начальной стадии роста соотношение поверхностных энергий удовлетворяет неравенству (1), а затем, после наращивания нескольких монослоев (МС) происходит изменение поверхностных энергий, так что выполняется неравенство (2).

Механизм SK как характеристика морфологического преобразования роста пленок был востребован в связи с экспериментальными наблюдениями перехода от двумерного (2D) к трехмерному (3D) механизму роста в напряженных пленках GeSi/Si и InGaAs/GaAs. Было обнаружено, что в обоих случаях трехмерные островки образуются поверх тонкого сплошного смачивающего слоя, поэтому во многих работах такой переход называется переходом по механизму SK (см., например, [44, 45]). Однако на основе подробных экспериментальных и теоретических исследований было установлено, что основной движущей силой данного перехода является уменьшение величины упругих деформаций в трехмерных образованиях по сравнению со сплошными пленками — понижение свободной энергии системы за счет уменьшения упругих деформаций в области вершин трехмерного рельефа [46], а механизм реализации — поверхностная миграция адатомов. Теоретические основы этого механизма, который носит название механизма ATG, были заложены в работах Азаро и Тиллера [47] и Гринфельда [48]. Подробный анализ механизма ATG приведен в обширном обзоре Полити и др. [49].

Эффект самопроизвольного образования островков большой плотности в настоящее время получил широкое практическое применение при гетероэпитаксии сильно напряженных структур — наноструктур Ge на Si и InAs на GaAs (см., например, обзоры [50, 51]). Наблюдаемое в этих двух типах гетероструктур наличие смачивающего слоя (3–4 МС для Ge/Si [52, 53] и ~ 1,5–1,7 МС для InAs/GaAs [54]) наводит на мысль, что изменение соотношения поверхностных энергий, приводящее к переходу от выражения (1) к выражению (2), также имеет место на начальных стадиях эпитаксии сильно напряженных пленок в системах Ge/Si и InAs/GaAs. Таким образом, под общим названием "механизм Странского–Крастанова" скрываются две физические причины, приводящие к образованию островков, — уменьшение энергии упругих деформаций в 3D-остров-

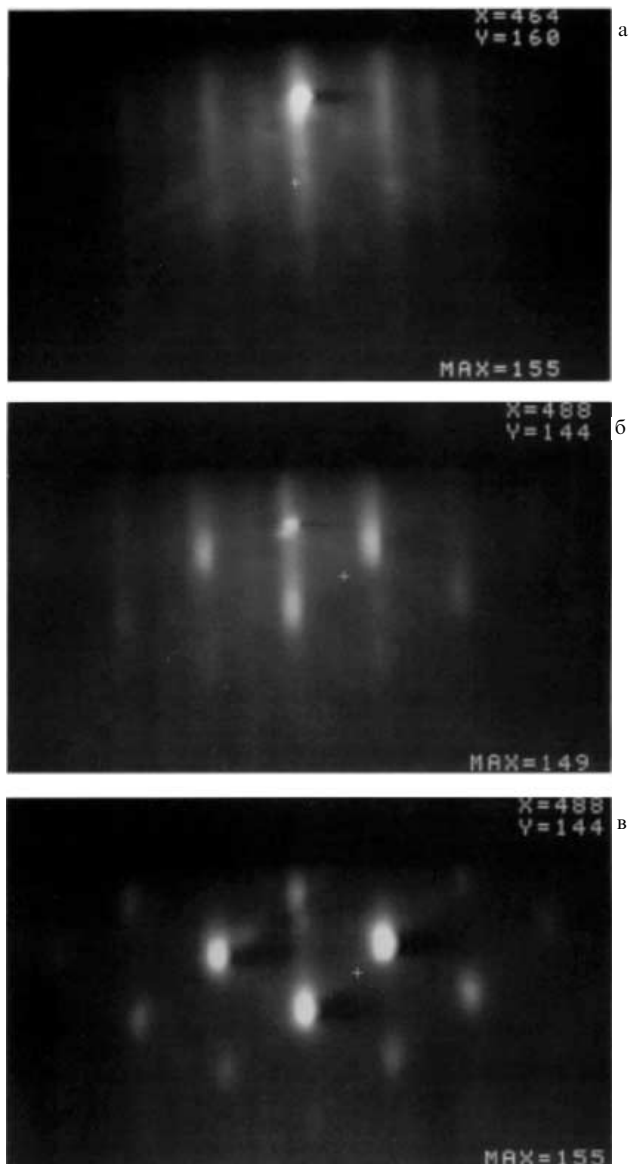
ках вследствие их упругой релаксации и изменение поверхностной энергии подложки при попадании на нее адсорбата (Ge на Si или InAs на Si). Первая причина — движущая сила, действующая как на микроуровне (нанометры), так и на макроуровне (доли микрона, в том числе в первоначально сплошных пленках толщиной в десятки и сотни нанометров). Вторая причина действует в пределах нескольких монослоев нового осадка на начальной стадии гетероэпитаксии.

При эпитаксии GaAs на подложках Si смачивающий слой отсутствует [40, 41], островки GaAs образуются непосредственно на подложке и, следовательно, на начальных стадиях роста в этой гетеропаре имеет место механизм VW, по которому "островкование" пленки происходит вследствие энергетической выгоды свободной поверхности подложки. Однако и в этом случае в образующихся трехмерных образованиях происходит уменьшение свободной энергии за счет уменьшения упругих деформаций в вершинах островков и, следовательно, имеет место механизм ATG [47, 48]. Таким образом, на начальной стадии роста GaAs на Si под общим названием "механизм Фольмера–Вебера" также скрываются две физические причины, приводящие к образованию островков: уменьшение энергии упругих деформаций в 3D-островках вследствие их упругой релаксации и энергетическая невыгодность сплошного смачивания подложки Si при попадании на нее адсорбата GaAs (см. выражение (2)).

Значимость понижения поверхностной энергии подложки Si при выращивании на ней GaAs была продемонстрирована в работе Адоми и др. [55]. Авторы показали, что при выращивании GaAs на пленке Si, которая предварительно была выращена на объемной подложке GaAs и является псевдоморфной (толщина 0,9 нм), т.е. имеющей параметр решетки GaAs, начальные стадии роста GaAs также происходят по островковому механизму. По-видимому, снижение химической активности поверхности кремния, пассивированного мышьяком (или галлием), является важным обстоятельством, ведущим к возникновению 3D-механизма роста GaAs/Si на начальной стадии эпитаксии. Это подтверждается и в случае роста GaP на Si, где разница параметров решеток существенно меньше (0,37%). В системе GaP/Si проблема островкового роста на начальной стадии также является одной из основных (подробности см. в разделе 5).

### 3.2. Начальные стадии роста GaAs на Si

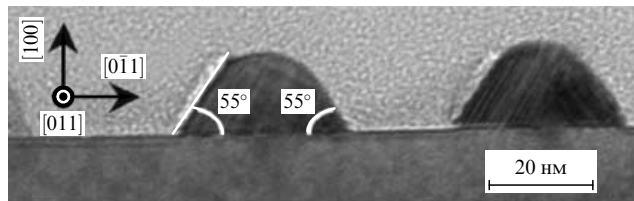
Понимание того, что пассивация поверхности Si элементами третьей или пятой групп, необходимая для роста полупроводниковых соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> на кремнии, приводит к островковому росту GaAs на начальной стадии эпитаксии, привело к многочисленным попыткам разнообразить условия нанесения GaAs на Si (так же, как и GaP на Si). К ним относятся: использование эпитаксиальной подложки, т.е. предварительное нанесение на Si эпитаксиального слоя Si [23, 32, 56, 57]; низкотемпературный рост первых нескольких десятков или сотен монослоев GaAs [22, 27, 32, 58–60] или GaP [61–63]; помонослойная эпитаксия поочередно Ga и As (Ga и P) [25, 60, 64–66]; выращивание "аморфных" слоев Si и GaAs [24, 28, 58]. Наиболее распространенным из этих приемов пока является использование низкотемпературного (400 °C) роста GaAs на начальном этапе с



**Рис. 7.** Картины ДБЭ от чистой поверхности подложки Si и после нанесения GaAs на начальной стадии эпитаксии GaAs/Si. (а) Поверхность Si; (б, в) средняя толщина GaAs 0,14 нм и 0,28 нм соответственно. Подложка Si отклонена: (001) → [011]. Температура осаждения GaAs 400 °С. (Из работы [56].)

последующим отжигом и ростом основной части пленки GaAs при типичной для этого соединения температуре около 550–600 °С — так называемый двухступенчатый рост. Идея такой последовательности выращивания заключается в том, что при низких температурах роста осаждаемый слой GaAs должен быть сплошным до введения дефектов структуры. Остановимся на этом более подробно.

На самой начальной стадии роста островки GaAs/Si имеют соотношение высоты и поперечного размера в плоскости подложки, близкое к 1/2 [16, 56, 67, 68]. Отметим для сравнения, что на начальной стадии образования островков Ge на Si(001) их боковые стенки являются гранями типа {105}, а отношение высоты к латеральному размеру составляет 1/10. Отношение высоты к поперечному размеру островка GaAs/Si существенно более высокое по сравнению с Ge/Si, что указывает



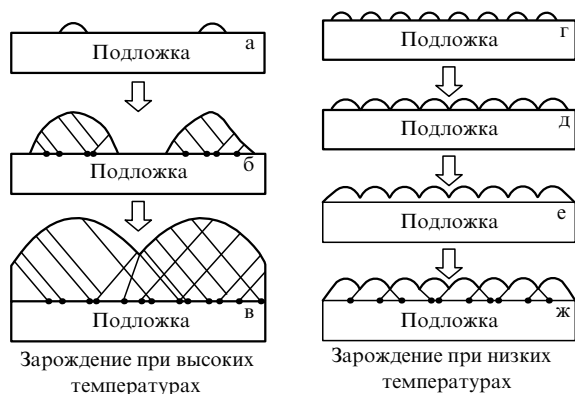
**Рис. 8.** Электронномикроскопическое изображение поперечного среза после нанесения четырех монослоев GaAs на подложку Si. Температура 400 °С. (С разрешения авторов работы [68].)

на большую энергетическую выгодность образования трехмерных островков GaAs на Si.

По данным Асаи и др. [56] уже после нанесения слоя GaAs на Si со средней толщиной в 1 МС (рис. 7б) и тем более в 2 МС (рис. 7в) рефлексы на дифрактограмме становятся точечными, что соответствует началу роста по островковому механизму. Исследование такой поверхности с помощью атомно-силовой микроскопии свидетельствует о появлении островков полусферической формы ( $h/l \sim 1/2$ ) и плотности около  $10^{11} \text{ см}^{-2}$ . В дальнейшем с возрастанием средней толщины слоя GaAs форма островков слабо меняется, что можно наблюдать на приводимых в работах Фэнга и др. [16] и Тсаи и др. [67] поперечных срезах таких структур, а также на изображениях поверхности, полученных методом атомно-силовой микроскопии [56, 57]. На рисунке 8 приведено изображение поперечного среза островков GaAs на Si, взятое из работы Усуи и др. [68]. Видны островки полусферической формы, образовавшиеся после нанесения 4 МС GaAs при температуре 400 °С. Как видно из рисунка, островки GaAs являются дислоцированными.

Как отмечают Лего с соавторами [69], наблюдавшие разрастание островков Ge на подложке Si *in situ* в электронном микроскопе, дислокации зарождаются у краев островка, где напряжения усиливаются; такое поведение наблюдалось и другими авторами [70–72]. В соответствии с этими результатами островки GaAs на поверхности Si можно представить в виде полусферического образования. Как отмечается в работах, посвященных расчетам напряжений и деформаций в таком изначально псевдоморфном островке [73, 74], граница раздела островок–подложка искажается, а края островка являются концентраторами напряжений и наиболее вероятными местами зарождения дислокаций несоответствия (ДН) и других дефектов. Стоуэлл [75] еще в 1975 г. детально описал, как коалесценция дислоцированных 3D-островков на начальной стадии осаждения может привести к большой плотности ПД в толстом эпитаксиальном слое. Поэтому исследователи стремятся создать такие условия роста напряженных пленок, при которых первые ДН вводились бы в уже сплошную пленку.

При понижении температуры начальной стадии роста область диффузионного сбора адатомов в островок уменьшается, следовательно, их плотность должна увеличиться. В соответствии с этими представлениями на рис. 9 представлено два варианта развития слоя GaAs путем коалесценции островков: для высоких и низких температур. При стандартной температуре роста GaAs (600–550 °С) и, как видно из рис. 8, при 400 °С островки GaAs становятся дефектными еще до их коалесценции (левая часть схемы, рис. 9б). При смыкании таких



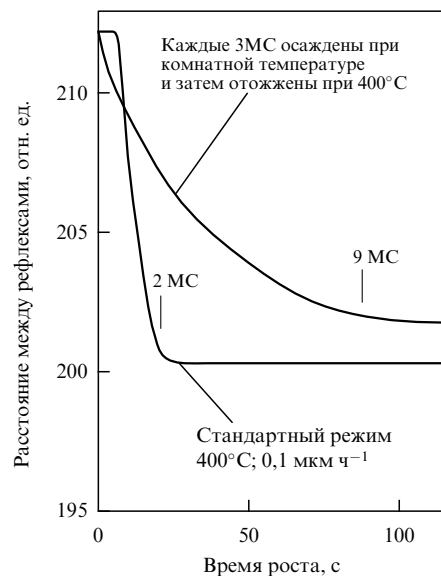
**Рис. 9.** Схема двух вариантов введения дислокаций несоответствия. Левая колонка: дислокации и другие структурные дефекты вводятся на стадии островков до их смыкания. Правая колонка: ДН вводятся в сплошную псевдоморфную пленку.

островков (рис. 9в) образуется большое количество неподвижных (сидячих) дефектов, трудно удаляемых при последующих операциях (отжиг, рост более толстых слоев и др.).

В случае смыкания псевдоморфных островков GaAs так, как показано на рис. 9д, е, шероховатая поверхность является источником дефектов, которые теперь вводятся в сплошную пленку GaAs (рис. 9ж). Так как в этом случае плотность островков больше по крайней мере на порядок по сравнению с высокотемпературным вариантом, то плотность дефектов, генерируемых такой поверхностью (рис. 9е, ж) также должна быть выше. Однако, как свидетельствуют многочисленные экспериментальные данные, использование низкотемпературного роста GaAs на начальной стадии эпитаксиального наращивания имеет положительный эффект в виде уменьшения полуширины рентгеновской кривой качания, что свидетельствует об улучшении структурного совершенства таких пленок. Как же это объяснить? Возможным объяснением этого эффекта может быть предположение о том, что набор дефектов, вводящихся в сплошную пленку GaAs, является менее разнообразным и более подвижным в целом, и при дальнейших ростовых операциях большая часть дефектов аннигилирует.

В работе Тэйлора и др. [25] была применена комбинация сверхнизкой температуры осаждения ( $75^{\circ}\text{C}$ ) и помнослойной эпитаксии, причем толщина пленки GaAs в этом случае составила 80 нм. Авторы отмечают, что выращенный при такой температуре GaAs был полностью релаксированным и монокристаллическим, о чем свидетельствовало наличие на картине, полученной методом дифракции быстрых электронов (ДБЭ), рефлексов в виде длинных линий, расстояния между которыми соответствовало ненапряженному GaAs. Полуширина рентгеновской кривой качания пленки GaAs толщиной 4 мкм была равна  $110''$  (см. рис. 6). В этой работе особо подчеркивается, что в процессе роста не применялись промежуточные отжиги до высоких температур, которые заметно улучшают кристаллические свойства GaAs, но не могут быть использованы при изготовлении сложных приборных структур.

Подробных исследований начальных стадий роста GaAs на Si на наноуровне в зависимости от температуры, при которых наблюдался бы переход от островко-



**Рис. 10.** Изменение расстояния между ДБЭ-рефлексами (азимут  $\langle 001 \rangle$ ) на начальной стадии осаждения GaAs на Si. Стрелки дают привязку количества осажженных монослоев GaAs ко времени роста. (По работе [58].)

вого роста к сплошной пленке GaAs, нами не обнаружено. Отметим только следующую информацию. В одной из ранних работ на эту тему [40] показано, что сплошной слой GaAs толщиной около 20 нм наблюдался при температуре  $225^{\circ}\text{C}$ . При увеличении температуры осаждения и той же средней толщине пленка GaAs была островковой. Плотность островков уменьшалась от  $\sim 2 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$  ( $300^{\circ}\text{C}$ ) до  $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$  ( $600^{\circ}\text{C}$ ) с одновременным увеличением их размеров. Меньшие толщины пленок осажденного GaAs в этой работе исследованы не были. Ташикава и др. [23] сообщают, что пленки GaAs толщиной 10 нм, выращенные при температуре  $400^{\circ}\text{C}$ , были сплошными. Эти малочисленные данные не проливают свет на понимание того, при какой температуре эпитаксиального наращивания смыкание островков GaAs происходит на стадии их псевдоморфного состояния и возможно ли это в действительности, что делает ранее рассмотренную схему на рис. 9 лишь предположительной.

Обратим внимание на использование супернизких температур и аморфных слоев GaAs и Si. Еще в 1988 г. Кастэйн и др. [76] показали, что при осаждении GaAs до эквивалентной толщины  $\sim 1,5$  нм в виде аморфного нестехиометрического осадка при последующем отжиге при  $350^{\circ}\text{C}$  происходит твердофазная кристаллизация GaAs, а трехмерность поверхностной морфологии не наблюдается. В работе Сурад и др. [58] каждые три монослоя GaAs осаждались при температуре окружающей среды, близкой, по-видимому, к комнатной, при которой As и Ga представляют некую смесь, которую авторы работы называют аморфным GaAs. После прогрева при  $400^{\circ}\text{C}$  картина ДБЭ свидетельствовала об отсутствии островков и наличии сплошного слоя GaAs. Темп релаксации, определявшийся по изменению расстояния на экране между выбранными рефлексами, был существенно более медленным по сравнению со стандартным режимом (рис. 10). Можно предположить, что твердофазная кристаллизация каждого трех слоев GaAs,



иницируемая со стороны подложки, происходила в 2D-режиме, так как аморфная фракция GaAs, находившаяся поверх кристаллизуемого материала, препятствовала диффузии атомов по поверхности кристаллизуемой пленки и соответственно ее "островкование" было затруднено. Можно предположить также, что аморфное состояние пленки (и подложки) в процессе твердофазной кристаллизации обеспечивает быстрый переход GaAs в пластически релаксированное состояние, а именно кристаллизацию со встроенными дефектами. Однако следует ожидать, что в случае малой толщины пленки и после того как GaAs становится монокристаллическим, а напряжения, обусловленные несоответствием параметров решетки, не сняты (или частично не сняты), в соответствии с действием механизма ATG [47, 48] такая пленка вновь должна быть склонна к "островкованию" с соответствующим ухудшением кристаллической структуры из-за введения дефектов. Поэтому аморфный слой кристаллизующегося материала должен быть осажден с изначальной толщиной, существенно превосходящей критическую толщину начала пластической релаксации, составляющую в данной системе GaAs/Si(001) около 1 нм. В рассмотренных далее работах это условие заведомо выполнялось.

Винокуров с соавторами [27] еще в 1991 г. показали, что аморфная вставка на начальной стадии выращивания GaAs на Si заметно улучшала кристаллическое совершенство пленок GaAs. Слои GaAs/Si выращивались методом МОС-гидридной эпитаксиальной технологии. На начальном этапе на подложку наносился тонкий слой аморфного GaAs толщиной до 40 нм с последующей его рекристаллизацией при температуре 750 °С. Затем по стандартной технологии выращивались пленки GaAs толщиной до 5 мкм. Величины полуширины рентгеновских кривых качания от этих пленок представлены на рис. 6 и, как видно из рисунка, находятся в нижней части массива экспериментальных данных.

Уен и др. [28] показали, что пленка GaAs, выращенная до толщины 4 мкм методом газофазной эпитаксии с использованием металлоорганических соединений (МОГФЭ) с применением аморфного слоя Si (2 нм) и GaAs (25 нм) на начальной стадии эпитаксиального наращивания, имела полуширину рентгеновской кривой качания 102", что является наилучшим результатом для пленок GaAs толщиной 4 мкм (см. рис. 6). Следует отметить, что в процессе роста осуществлялся отжиг при высоких температурах (термоциклирование между 780 и 200 °С) как после выращивания аморфных слоев, так и в промежутке между осаждением основного слоя GaAs, что частично "затусшевывает" значимость использования аморфных слоев.

Из обсуждавшихся выше работ [27, 28, 58] видно, что введение на начальной стадии аморфных и "супернизкотемпературных" слоев Si и GaAs и дальнейшая их твердотельная кристаллизация способствуют улучшению структурных свойств основной пленки GaAs, однако механизм влияния таких слоев на ход пластической релаксации GaAs нуждается в более подробном исследовании.

### 3.3. Рост GaAs/Si с участием атомарного водорода

Атомарный водород в первую очередь используется в МЛЭ и других современных эпитаксиальных техноло-

гиях: газофазной эпитаксии с разложением в зоне подложки соединений SiH<sub>4</sub> и GeH<sub>4</sub>, МЛЭ с газовыми источниками Ge, Si, соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> и др. для очистки поверхности подложки перед ростом, а также как сурфактант, оказывающий влияние на встраивание адатомов. Фундаментальные аспекты гидрогенизированных поверхностей соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> приведены в недавнем обзоре [77]. Процесс очистки подложки основан на десорбции кислорода и углерода в результате образования летучих соединений этих элементов после химических реакций с водородными радикалами [78] и описан во многих работах [79–82]. Разными авторами показано, что использование атомарного водорода в процессе МЛЭ замедляет реализацию механизма "островкования" [83, 84], выглаживает гетерограницы [85, 86] и уменьшает эффект сегрегации (всплывания) Ge и Sb (в случае легирования этим элементом) при росте пленок GeSi и Si [87–89]. Предполагается, что механизм воздействия атомарного водорода в процессе эпитаксиального осаждения пленок обусловлен понижением диффузионной длины перемещения адатомов по поверхности [85, 90]. Так, в работе [91] показано, что плотность двумерных зародышей Ge на Si(111) возрастает на порядок в присутствии атомарного водорода, что является признаком пассивации поверхностной миграции адатомов Ge.

Несмотря на то, что положительное влияние атомарного водорода на процесс эпитаксиального наращивания напряженных пленок наблюдалось многократно в гетеросистемах Ge/Si и InAs/GaAs, исследования в системе GaAs/Si с участием атомарного водорода практически отсутствуют. Обратим внимание на работу 1993 г. Окада и др. [92], в которой впервые было продемонстрировано улучшение свойств слоя GaAs, выращенного на подложке Si при непрерывном участии атомарного водорода. При определенных условиях проведения эксперимента плотность ПД уменьшилась с 10<sup>8</sup> см<sup>-2</sup> до ~ 10<sup>5</sup> см<sup>-2</sup>. Однако в этой работе начальные стадии эпитаксии GaAs на Si в присутствии атомарного водорода не изучались. Более того, нам не удалось найти продолжения таких исследований даже у авторов данной работы. Так, Окада, один из авторов [92], является соавтором опубликованной в 2004 г. работы по росту GaAs на подложке Si [93]. Однако атомарный водород в этой работе используется только при получении GaAs методом МЛЭ на платформе GaAs/Si, которая была предварительно выращена методом МОГФЭ без использования водорода.

## 4. Рост GaAs на Si через буферные слои

Методики создания совершенных слоев GaAs/Si, включающие высокотемпературные прогревы, не всегда сочетаются с требованиями ко всей ГС с заранее выращенными промежуточными слоями разной толщины, величины и типа легирования, для выполнения которых последующие температуры не должны превышать определенного предела. Поэтому разрабатывались также методы получения GaAs на инородной подложке, позволяющие выращивать пленки GaAs в режимах, стандартных для выращивания GaAs на подложках GaAs. Основная идея этих методик заключается во введении между GaAs и подложкой Si слоев других материалов, имеющих промежуточные значения параметра решетки и

коэффициента термического расширения. Такие промежуточные слои перечислены на рис. 3 (правая колонка, д–з).

Наиболее разработанным является метод создания искусственной подложки на основе ГС Ge/GeSi/Si. Как видно из рис. 1, GaAs и Ge имеют близкие величины параметров решеток. Ранние исследования по выращиванию совершенных пленок GaAs на подложках Ge показали, что основными несовершенствами были антиструктурные дефекты и антифазные границы [94, 95], плотность которых была сведена к нулю с помощью определенного отклонения подложки на несколько градусов от ориентации (001) [96–98]. Поэтому логичным было осуществлять рост GaAs на подложках Si через буферные слои, содержащие на поверхности чистый Ge.

#### 4.1. Искусственная подложка Ge/GeSi/Si — платформа для выращивания GaAs

Метод получения буферного слоя с переменным параметром решетки, со ступенчато либо линейно нарастающим содержанием новой компоненты твердого раствора известен давно и применяется при изготовлении ГС GaAsP/GaAs. основополагающие работы в этом направлении были опубликованы еще в конце 1960-х годов [99, 100]. В 1990-е годы Фицджеральд с соавторами [101–105] подробно изучили особенности роста твердых растворов GeSi переменного состава на подложках Si, и на сегодняшний день основным путем получения совершенных платформ GaAs на подложках Si(001) является выращивание пленок GaAs на Ge, который, в свою очередь, выращен на Si(001) через градиентный буферный слой GeSi. Так как ГС Ge/GeSi/Si(001) имеют самостоятельное и широкое применение, остановимся на особенностях их выращивания более подробно.

Основополагающая работа по созданию буферных слоев GeSi на Si была опубликована Фицджеральдом и др. в 1991 г. [101]. В ней сообщалось о выращивании пленок  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}(001)$  с  $x \lesssim 0,5$  и плотностью ПД не более  $2 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$ . Уже на этом этапе возникли следующие проблемы: для получения пленок GeSi с указанной плотностью ПД увеличение доли Ge по толщине не должно было превышать 10% Ge на микрон толщины буферного слоя. Это приводило к большому потреблению материала и необходимости высоких температур роста ( $\sim 900^\circ\text{C}$ ) для обеспечения приемлемой длительности цикла выращивания ГС. Высокая температура роста, в свою очередь, способствовала существенному увеличению шероховатости поверхности конечного продукта, достигавшей сотен нанометров [102].

Проблема поверхностной шероховатости была частично решена применением подложек Si, отклоненных на несколько градусов от точной ориентации (001), и химической полировкой поверхности пленки [103]. Одновременно состав градиентного слоя  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}$  был доведен до  $x = 1$ , т.е. была достигнута цель выращивания пленки со 100%-ным содержанием Ge. Применяв химическую полировку ГС  $\text{Ge}_x\text{Si}_{1-x}/\text{Si}(001)$  на промежуточном этапе роста при  $x = 0,5$  с дальнейшим доращиванием буферного слоя GeSi до чистого Ge, авторы работы [104] продемонстрировали возможность получения искусственной подложки Ge/GeSi/Si(001) с плотностью ПД в слое Ge не более  $2 \times 10^6 \text{ см}^{-2}$ . Основные достижения этой методики в изготовлении полевых транзисторов на основе напряженных каналов Si, GeSi и Ge (к

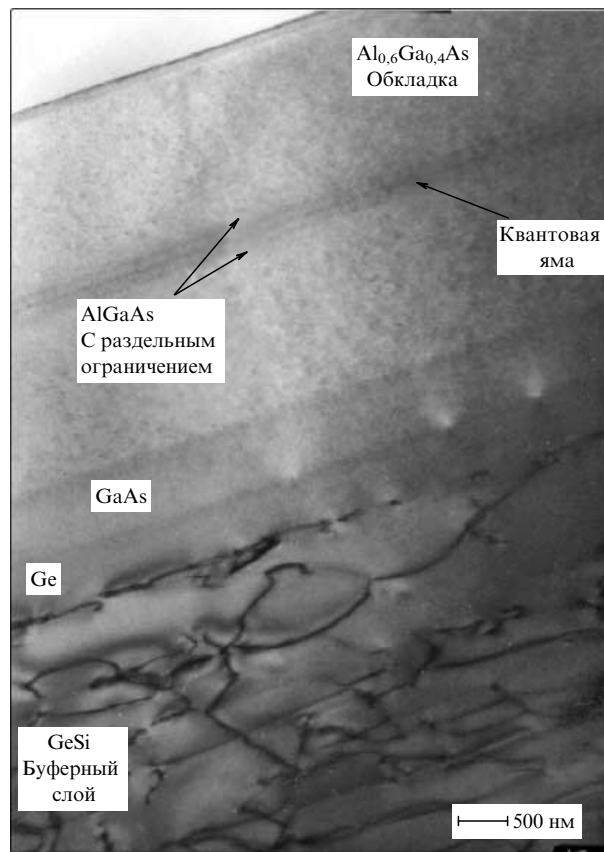
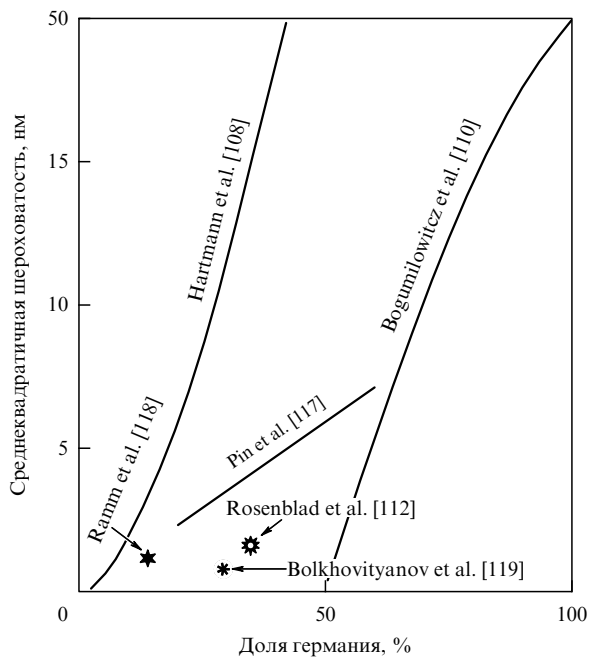


Рис. 11. Микрофотография поперечного среза лазерной гетероструктуры AlGaAs/GaAs, выращенной на платформе Ge/GeSi/Si. (С разрешения авторов работы [106].)

2005 г.) зафиксированы в работе Ли, Фицджеральда и др. [105]. На такой платформе также были изготовлены германиевые фотодиоды [104] и лазеры на основе AlGaAs [106]. На рисунке 11 приведено электронномикроскопическое изображение поперечного среза лазерной гетероструктуры AlGaAs/GaAs, выращенной на платформе Ge/GeSi/Si, которая была изготовлена по технологии, описанной в [103]. Видна часть градиентного слоя GeSi, в котором располагаются ДН, необходимые для создания плавного ненапряженного перехода как по параметру решетки, так и по коэффициенту термического расширения. Для выглаживания поверхности растущей пленки проводилась промежуточная химико-механическая полировка поверхности на стадии  $\text{Ge}_{0,5}\text{Si}_{0,5}$ . Лазерная ГС на основе AlGaAs с квантовыми ямами была выращена методом МОГФЭ.

Параллельно развивались другие методики выращивания градиентных буферных слоев GeSi на подложках Si(001) [107–117]. Выделим из них метод получения Si, Ge и GeSi из газовой фазы с участием низкоэнергетической плазмы [111–117]. Преимуществом этой технологии является высокая скорость роста (до  $4\text{--}5 \text{ нм с}^{-1}$ ), более низкие температуры роста ( $\sim 550^\circ\text{C}$ ) и практически линейная зависимость состава GeSi от соотношения вводимых в реактор компонентов:  $\text{SiH}_4/\text{GeH}_4$ . В пленках Ge/Si плотность ПД снижена до  $1 \times 10^5 \text{ см}^{-2}$ , что, как утверждают авторы [114], в 4–10 раз меньше известных ранее результатов. Основные преимущества этой методики по сравнению с конкурирующей технологией —



**Рис. 12.** Среднеквадратичная шероховатость поверхности пластически релаксированных пленок GeSi/Si(001) в зависимости от доли Ge (по данным разных авторов).

газофазной эпитаксией при низком давлении — представлены в [115]. Благодаря более низким температурам роста слоев GeSi, а также, по-видимому, присутствию на поверхности растущей пленки атомарного водорода (молекулы которого расщепляются в плазме), выглаживающего поверхность [84, 90], пленки GeSi и Ge/GeSi/Si, выращенные из газовой фазы с участием низкоэнергетической плазмы, имеют существенно более низкие величины шероховатости поверхности по сравнению с другими технологиями. На рисунке 12 представлены данные по среднеквадратичной шероховатости поверхности градиентных слоев GeSi, выращенных с помощью различных технологий. Хартман и др. [108] получали градиентные слои GeSi методом МЛЭ с газовыми источниками. Несмотря на низкую температуру роста (550 °С), шероховатость поверхности слоев резко возрастает с увеличением доли Ge, слабо отличаясь от величин, характерных для метода газофазной эпитаксии с его высокими температурами роста (~900 °С). Богумилович и др. [110], используя метод газофазной эпитаксии пониженного давления и высокие температуры роста (850 °С), применили промежуточную химическую полировку поверхности выращенного до 50%-ной доли Ge слоя GeSi (так же, как и Курри и др. [104]). Как видно из рис. 12, выращенные на такой платформе пленки GeSi с долей Ge более 0,5 резко увеличивали величину шероховатости поверхности. В то же время пленки GeSi, выращенные по технологии эпитаксии из газовой фазы с участием низкоэнергетической плазмы, имеют заметно меньшую поверхностную шероховатость; на рис. 12 — это точки из работ Рама и др. [118] и Розенблада и др. [112], представляющие поисковые исследования, и зависимость из работы Пина и др. [117], характеризующая массовое производство на промышленной установке. Отметим очень низкую шероховатость поверхности пленок GeSi/Si(001) ступенчатого состава, выращенных

с применением выглаживающего сурфактанта Sb (работа Болховитянова и др. [119]).

Таким образом, совершенная платформа Ge/GeSi/Si(001) для дальнейшего выращивания GaAs и других соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> к настоящему времени может быть изготовлена различными промышленными методами получения пленок GeSi на подложках кремния. Сразу после создания платформы начались работы по выращиванию GaAs на таких ГС и исследованию основных параметров GaAs в сравнении с пленками GaAs на подложках GaAs и Ge [120–125]. Приборные применения этих ГС будут рассмотрены ниже.

#### 4.2. Градиентные слои GaAsP и InGaP

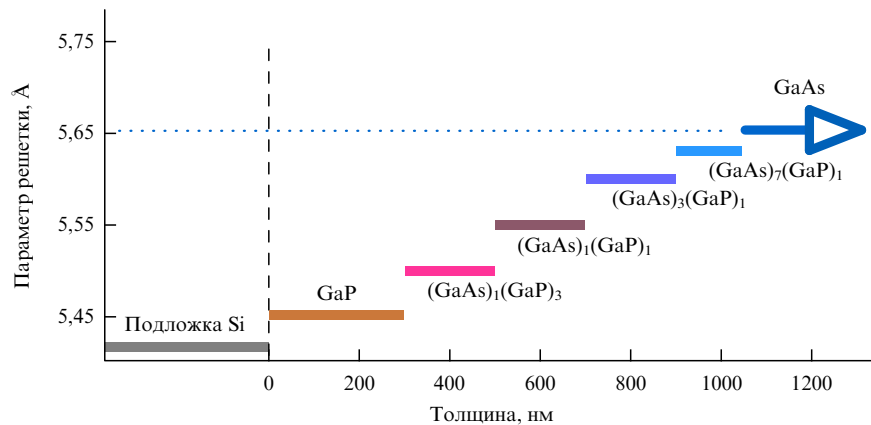
Как видно из рис. 1, другой "кристаллографический" путь — плавное (или ступенчатое) изменение параметра решетки — лежит через GaP (стрелка *b*) и далее к GaAs через переходные слои на основе GaAsP [126–129] или InGaP [130] (стрелки *b*<sub>1</sub> и *b*<sub>2</sub>). Во всех случаях на начальной стадии эпитаксиального наращивания необходимо вырастить на кремнии тонкий буферный слой GaP. Несмотря на то, что GaP ненамного отличается по параметру решетки от Si (0,37%), зарождение GaP, так же, как и GaAs, происходит по 3D-механизму VW и проблема смачивания является ключевой. Более подробно начальные стадии роста GaP на Si будут обсуждены в разделе 5.

Такаги и др. [127] и Цужи и др. [128] использовали в качестве переходного слоя короткопериодные сверхрешетки на основе GaP и GaAs с постепенно увеличивающейся долей GaAs. На рисунке 13 схематически представлено изменение усредненного по каждому сверхрешеточному пакету параметра решетки при увеличении толщины переходного слоя, примененного в [128]. Как видно из рисунка, суммарная толщина переходного слоя близка к 1 мкм, что в 10 раз меньше, чем в случае Ge/GeSi/Si. GaP и переходной слой GaAsP были выращены методом помнослойной эпитаксии. Известно [10, 16], что напряженные сверхрешетки как вставки (а в данном случае весь переходный слой GaAsP состоял из сверхрешеток) вносят дополнительные поля напряжений, способствующие ускорению движения ПД и их аннигиляции. Авторы утверждают на основе наблюдений ДБЭ, что в течение всего процесса эпитаксии проявлялся 2D-механизм роста. Следует отметить, что в этой работе в процессе эпитаксиального наращивания использовался атомарный водород, что, возможно, оказало положительное влияние на стабильность 2D-механизма роста.

В некоторых случаях нет необходимости изменять параметр решетки буферного слоя вплоть до равного GaAs. Так, в работе Гейса и др. [129] используется буферный слой на основе GaAsP переменного состава для дальнейшего выращивания ГС для солнечных элементов, состоящих из трехкомпонентных соединений типа GaAs<sub>0,7</sub>P<sub>0,3</sub> и Ga<sub>0,6</sub>In<sub>0,4</sub>P, ширина запрещенной зоны которых лежит в области, промежуточной между GaAs и GaP (см. рис. 1).

#### 4.3. Переходные слои постоянного состава

**4.3.1. GaAs/Ge/Si.** В большинстве случаев при изготовлении приборов на подложках Si, содержащих слои GaAs, необходимым условием является малое расстояние (по высоте) между поверхностями GaAs и Si. Поэтому



**Рис. 13.** Ступенчато-градиентный переход от Si к GaAs, формируемый короткопериодными сверхрешетками типа  $\text{GaAs}_m\text{GaP}_n$ , где  $m$  и  $n$  — количество слоев. Каждая сверхрешетка повторяется до набора толщины, приведенной на рисунке. (По работе [128].)

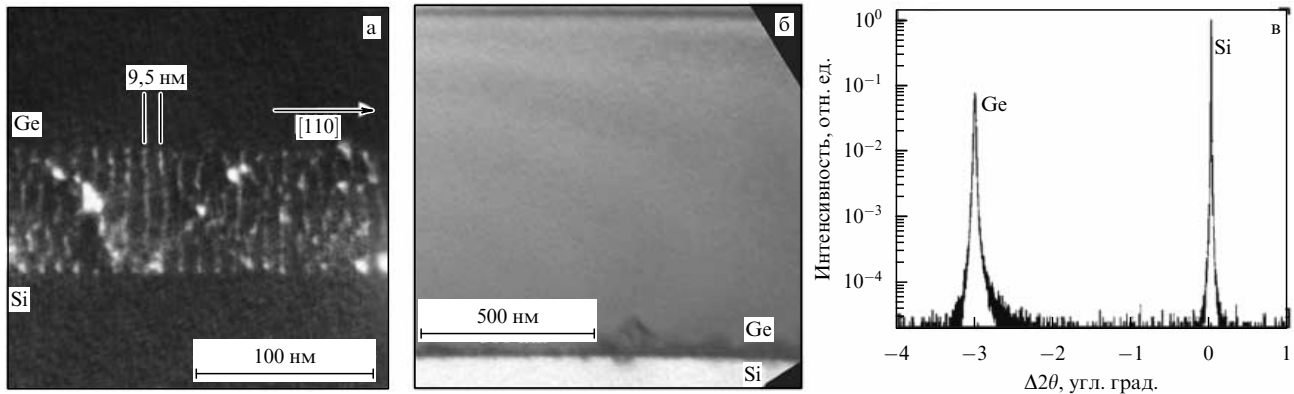
уменьшение толщины переходного слоя является актуальной проблемой, разрешить которую полностью до сих пор не удалось. Один из путей — это тонкий слой Ge поверх подложки Si, на котором затем выращивается GaAs [131–134]. При этом решается проблема рассогласования параметров решетки с GaAs, так как это соединение и Ge имеют близкие параметры решетки и коэффициенты температурного расширения. Кроме того, зарождение GaAs на Ge происходит по 2D механизму (см., например, [94]). Однако появляется другая проблема — выращивание совершенного слоя Ge малой толщины ( $\sim 1$  мкм) на Si. В паре Ge/Si разница параметров решеток также составляет  $\sim 4\%$  (см. рис. 1), и имеется большое рассогласование линейных коэффициентов термического расширения:  $5,92 \times 10^{-6}$  и  $2,3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  для Ge и Si соответственно. Ряд попыток вырастить GaAs поверх тонкого слоя Ge, осажденного на Si, был сделан в период до 1985 г., когда особенности кристаллизации Ge на Si не были так подробно изучены, как в настоящее время. Тем не менее, при введении между Si и GaAs слоев Ge толщиной менее одного микрона наблюдалось улучшение свойств GaAs [131–133].

Изучение начальной стадии роста пленок Ge на подложках Si(001) и Si(111) имеет довольно длинную историю в связи с тем, что эта пара явилась одной из двух основополагающих систем, на которых было обнаружено образование островков большой плотности — важного прикладного направления в нанотехнологии (другая система — InAs/GaAs(001)) (см., например, обзоры [51, 135]). Как теперь хорошо известно, рост Ge на Si начинается по механизму SK, по которому пленка Ge является сплошной до толщины около 4 МС (см., например, работу Иглшем и Церулло [136] и ссылки в ней). Затем, после превышения этой толщины, образуются островки Ge с плотностью  $10^{10} - 10^{11} \text{ см}^{-2}$ , смыкание которых приводит к образованию большого ( $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ) количества дефектов, пронизывающих пленку Ge [133]. Плотность пронизывающих дислокаций может быть существенно снижена при использовании циклических отжигов готовой ГС с верхним пределом температуры до  $900^\circ\text{C}$  [137, 138]. Как и в случае с GaAs/Si, эффективность термоциклирования обусловлена тем, что при широком диапазоне колебаний температуры пленка Ge становится то напряженной, то растянутой, что заставляет двигаться ПД то в одном, то

в противоположном направлении. Встречаясь в разных комбинациях, ПД активно аннигилируют. Однако верхний предел нагрева ГС близок к температуре плавления Ge ( $937^\circ\text{C}$ ), что в большинстве случаев неприемлемо при выращивании сложных композиций с предварительно созданными  $p-n$  переходами.

Применяются также различные приемы, позволяющие по возможности минимизировать плотность пронизывающих дислокаций на начальном этапе эпитаксиального наращивания (первые несколько десятков ангстрем). При 4%-ной разнице параметров решеток пластическая релаксация пленки Ge начинается при очень малых толщинах. Чтобы подавить или по возможности уменьшить зарождение ДН на стадии смыкания островков, был предложен ряд методик пассивации перехода от послойного к островковому росту. Естественным было понизить температуру роста Ge на его начальном этапе, чтобы кинетически затормозить образование островков. Эксперименты проводились при температурах  $330^\circ\text{C}$  [139],  $350^\circ\text{C}$  [137],  $370^\circ\text{C}$  [140], однако было обнаружено, что выращенные при низкой температуре сплошные слои Ge/Si(001) после повышения температуры вновь проявляли тенденцию к "островкованию" и повышенному введению дефектов. Так, Халбвак и др. [139] показали, что полученные при низкой температуре пленки Ge нестабильны в пределах толщины 27 нм. Несмотря на практически полную релаксацию, наблюдаемую уже на средней толщине 7,5 нм, необходима существенно большая толщина для обеспечения двумерного роста при  $600^\circ\text{C}$ .

Другая возможность подавления островкового роста Ge — это влияние поверхностно-активных примесей — сурфактантов — на стабилизацию послойного роста в системе Ge/Si. Действительно, при использовании таких сурфактантов, как мышьяк, сурьма и атомарный водород для выращивания Ge на подложках Si(001), двумерный рост пленок продолжается при толщинах, больших 4 МС Ge [141–145]. Однако это обстоятельство не может предотвратить в дальнейшем образование шероховатой поверхности пленки Ge, обусловленное работой механизма АТГ [47, 48], т.е. появлением упругой релаксации через образование 3D рельефа поверхности. Действительно, как сообщают Хорн фон-Хоген и др. [146], при использовании Sb как сурфактанта, несмотря на то, что пленка Ge остается сплошной, ее шероховатость воз-



**Рис. 14.** (а) Темнопольное электронномикроскопическое изображение в условиях "слабого пучка" гетерограницы Ge/Si(001), наклоненной на  $25^\circ$  вокруг оси [110]. (б) Светлопольное изображение поперечного среза пленки Ge толщиной 1 мкм, выращенной на Si(001). (в) Рентгеновские кривые качания от плоскостей (004) для пленки Ge толщиной 1 мкм, выращенной на Si(001). (С разрешения авторов [155, 156].)

растает, и при среднем покрытии около 12 МС Ge вводятся дефекты большой плотности. Попытки вырастить совершенные пленки Ge толщиной в пределах до 1 мкм с использованием сурфактантов на подложках Si(001) до последнего времени не были успешными.

Положительные результаты были достигнуты в системе Ge/Si(111):Sb (см., например, работу [147] и ссылку в ней), т.е. при использовании подложек Si ориентации (111). В работах [148, 149] было показано, что в этом случае на границе раздела формируется упорядоченная сетка дислокаций несоответствия, которые являются краевыми, т.е. наиболее энергетически выгодными. Механизм образования такой дислокационной сетки, предложенный этими авторами, заключается в том, что подвижные дислокации, зарождаясь на шероховатой поверхности еще тонкой пленки (8 и более монослоев Ge [150, 151]), скользят по наклонным плоскостям {111} к границе раздела, которая также является для них плоскостью скольжения. Это обстоятельство облегчает взаимодействие дислокаций, в результате которого и формируется упорядоченная сетка краевых дислокаций несоответствия на границе раздела, а пронизывающие сегменты, эффективно аннигилируя (по предположению авторов), имеют конечную плотность не выше  $10^8 \text{ см}^{-2}$  [150].

Как видно из анализа механизмов пластической релаксации в системе Ge/Si(111), необходимым шагом на этом пути является образование упорядоченной сетки дислокаций несоответствия краевого типа на ранней стадии пластической релаксации. По-видимому, в системе Ge/Si(111) этому благоприятствуют как более высокая энергия образования ступени на плоскостях {111} по сравнению с {001} [152] (что затрудняет появление шероховатости поверхности и способствует формированию протяженных островков с плоскими вершинами), так и возможность скольжения дислокаций вдоль границы раздела. Поверхность {001} такими достоинствами не обладает, и попытки вырастить тонкие ( $\sim 1$  мкм) совершенные пленки Ge на подложках этой наиболее употребляемой в полупроводниковой технике ориентации, несмотря на применение сурфактантов [146, 153, 154], не были успешными до 2005 года.

В 2005–2006 гг. появились работы Витлера с соавторами [155, 156], в которых было продемонстрировано выращивание совершенных пленок Ge толщиной не

более 1 мкм на подложках Si(001). На границе раздела наблюдалась упорядоченная и плотная сетка дислокаций несоответствия (рис. 14а, б). Судя по рис. 14в, полуширина рентгеновской кривой качания от пленки Ge находится на уровне  $100''$ , что является рекордным для пленок Ge толщиной не более 1 мкм, выращенных непосредственно на Si(001).

Основными изменениями, осуществленными в этой работе по сравнению с предыдущими исследованиями, были повышение температуры роста пленки Ge на Si(001) до  $700^\circ\text{C}$  и использование непрерывного потока Sb в течение всего времени роста. Последнее обстоятельство является вынужденным и необходимо вследствие того, что при этой температуре сурьма интенсивно реиспаряется с поверхности. Чтобы сохранить ее влияние как элемента, пассивирующего переход  $2\text{D} \rightarrow 3\text{D}$ , и был необходим непрерывный поток Sb. Можно предположить, что в этом случае, вследствие повышенной температуры роста пленки, механизмы зарождения комплементарных дислокаций и образования упорядоченной сетки краевых дислокаций несоответствия стали основными, определяющими процесс пластической релаксации на его самых ранних стадиях, а введение дефектов разнообразной сложности вследствие "островкования" поверхности было заторможено присутствием поверхностно-активной примеси Sb. На такой платформе возможно выращивание совершенных пленок GaAs.

Недавно был предложен еще один путь выращивания тонких совершенных пленок Ge на подложках Si(001). Бауэр и др. [157] использовали метод газовой фазной эпитаксии с применением стабилизированных дейтерием гидридов олова, что позволило выращивать пленки GeSn с долей олова в несколько процентов. Авторы этой и следующих работ [158, 159] утверждают, что даже при толщине менее 100 нм пленки практически полностью релаксированы, имеют атомарно-гладкие поверхности, разница в параметрах решетки компенсирована краевыми дислокациями, расположенными вблизи границы раздела пленка–подложка. Плотность дефектов в пленках Ge составляла  $\sim 10^6 \text{ см}^{-2}$ , а типичная полуширина рентгеновских (004) кривых качания для слоев Ge была  $0,07^\circ$ . Поверх платформы GeSn был также выращен слой GaAs, полуширина кривой качания которого составила  $0,18^\circ$ .

**4.3.2. GaAs/STO/Si.** Следует остановиться на еще одном методе — выращивании ГС GaAs/Si через промежуточный слой SrTiO<sub>3</sub> (STO). Впервые такой способ выращивания GaAs был заявлен в 2001 г. [160]. Разработанная ранее методика эпитаксиального нанесения диэлектрика STO на Si [161] была использована для эпитаксиального наращивания GaAs поверх этого диэлектрика [162, 163]. Рост STO инициировался совместным осаждением Sr и Ti в присутствии кислорода при температуре подложки 200–400 °С [161, 164]. Было сообщено о высоких потребительских качествах выращенных ГС: плотность дислокаций в GaAs около 10<sup>5</sup> см<sup>-2</sup>, величина среднеквадратичной шероховатости поверхности около 0,9 нм, отсутствие антифазных доменов. Подвижность электронов в GaAs/Si составила 94 % от величины подвижности в контрольном образце GaAs/GaAs [163].

В [162] сообщалось, что GaAs/STO/Si-гетероструктуры приборного качества были выращены на подложках Si диаметром 200 и 300 мм методом МЛЭ в лабораториях фирмы "Motorola Inc.". Полевые транзисторы, изготовленные на таких ГС, показали оптимистичные результаты: после 800 ч работы при 200 °С на образце GaAs/STO/Si деградация тока канала составила 1,2 %. Чедиак и др. [165], анализируя эти работы, пришли к выводу, что авторы работ [162, 163] смогли успешно создать пленки GaAs на Si приборного качества.

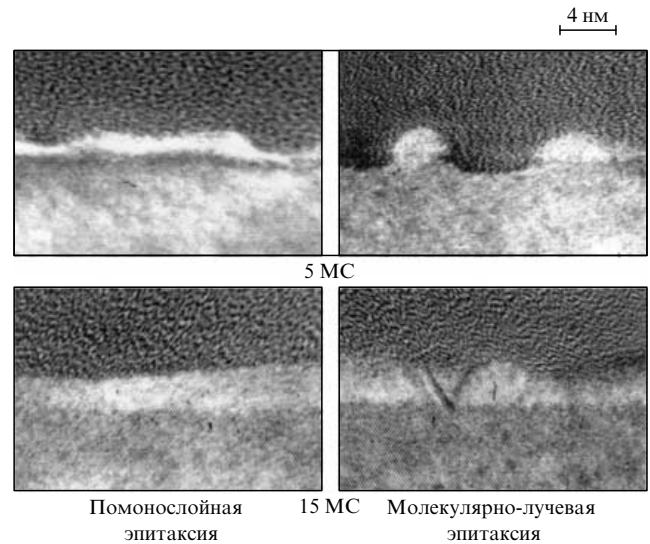
Однако механизмы, ответственные за рост совершенных пленок GaAs в конфигурации GaAs/STO/Si, не были раскрыты, а поиск, проведенный нами по базам данных, не обнаружил продолжения этих работ и параллельных исследований в этом направлении другими авторами. Более того, на сайте EETIMES в разделе "Silicon Strategies" в 2003 г. (31.01.2003) появилась заметка, в которой сообщалось, что фирма "Motorola Inc." остановила коммерциализацию этой технологии. Как отмечается в этой заметке, остается неизвестным, падение цен на подложки GaAs, технические трудности технологии GaAs/STO/Si или их комбинация привели к остановке этого проекта.

## 5. Рост GaP на Si

### 5.1. Начальные стадии

Выращивание GaAs на подложках Si(001) через буферный слой переменного состава GaAsP (или InGaP) является одной из малоисследованных возможностей получения перехода по параметру решетки от Si к GaAs. Специфика этого направления заключается в том, что на начальном этапе роста, а именно, GaP/Si, разница параметров решеток этих веществ невелика, ~ 0,37 %. Предполагалось, что это облегчит эпитаксиальный переход от Si к твердым растворам на основе соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>. Можно выделить несколько работ, значимых для понимания особенностей роста GaP на Si(001) [64, 130, 166–172].

Подробное изучение начальных стадий роста GaP на Si(001) с помощью ДБЭ и высокоразрешающей электронной микроскопии показало, что основной проблемой здесь (как и в случае GaAs/Si) является получение совершенного сплошного слоя GaP, так как зарождение происходит по механизму VW, т.е. образуются отдельные островки больших размеров, при смыкании которых возникают дефекты большой плотности. Практически



**Рис. 15.** Снимки поперечных срезов GaP/Si(001), полученные с помощью высокоразрешающего электронного микроскопа. Толщина пленок 5 и 15 нм. (Из работы [170].)

все исследователи сообщают, что сразу же после начала эпитаксиального роста GaP/Si картины ДБЭ показывают образование точечных рефлексов, что соответствует 3D росту. Такаги и др. [170] отмечают, что поверхность Si(001), стабилизированная фосфором, химически пассивна, и даже при использовании на начальной стадии монослойной методики нанесения GaP наблюдается стремление к островковому росту GaP. На рисунке 15 представлены взятые из этой работы изображения поперечных срезов ГС GaP/Si на начальных стадиях выращивания, выполненного разными методиками. В случае МЛЭ наблюдается чисто островковый рост, а при монослойной эпитаксии видно стремление к 3D росту. Тем не менее, как отмечают авторы, при выращивании чередованием монослоев Ga и P дислокации вводились в сплошной слой, а генерации дислокаций на стадии отдельных островков обнаружено не было.

### 5.2. Сравнение общего структурного совершенства

Двухступенчатый рост [130, 167, 169], термоциклирование [130], а также использование методик монослойного выращивания [64, 170, 173] привели к заметному улучшению структурных характеристик пленок GaP, выращенных на Si(001). Общая оценка структурного качества пленки может быть осуществлена путем измерений полуширины пика рентгеновских кривых качания пленки в отражении плоскостей (004). На рисунке 16 приведены результаты разных авторов по зависимости полуширины пика кривых качания от толщины пленки GaP на подложке Si. Наблюдается большой разброс данных в пределах толщин пленок до 0,5 мкм. Этот факт подтверждает тезис о том, что начальный этап зарождения пленки является ключевым. Несмотря на малую разницу параметров решетки Si и GaP, образования сплошного тонкого слоя GaP на поверхности Si практически не наблюдается, что и приводит к возникновению большого количества дефектов на самой ранней стадии зарождения пленки и, соответственно, к существенному уширению пика на рентгеновской кривой качания. Для оценки кристаллического совершенства реальных пленок на том же рисунке приведена теоретическая

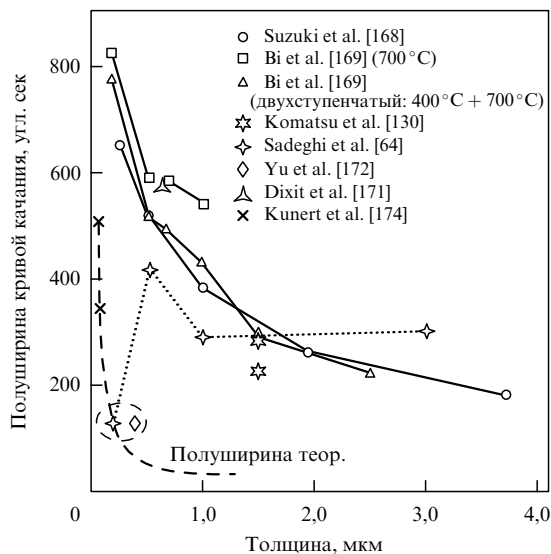


Рис. 16. Полуширина (004) рентгеновской кривой качания в зависимости от толщины пленки GaP на подложке Si (по данным разных авторов).

зависимость полуширины пика кривой качания для совершенных пленок GaP. Обращает на себя внимание факт супернизких величин полуширины кривых качания, приводимых в работах Садежи и др. [64] и Ю и др. [172] для толщин 0,2 и 0,4 мкм соответственно. На рисунке 16 эти значения окантованы штриховым овалом. Для левой точки (работа [64], толщина пленки 0,2 мкм) можно предположить, что это псевдоморфная бездефектная пленка, поэтому полуширина кривой качания имеет малое значение, сравнимое с теоретическим. Как доказательство существования таких пленок мы использовали данные доклада Кунерта и др. [174], в котором сообщается о выращивании наиболее тонких пленок GaP на Si, исследованных в литературе методом рентгеновской дифрактометрии.

Выращенные методом МОГФЭ пленки GaP [174], судя по приводимым рентгеновским кривым качания, являются псевдоморфными: на кривых качания наблюдаются дополнительные периодические пики, являющиеся признаком высокой параллельности отражающих плоскостей границы раздела и поверхности пленки. (По угловому расстоянию между пиками мы оценили толщину пленок GaP.) Величины полуширины кривых качания таких пленок приведены на рис. 16. Видно, что эти значения практически совпадают с теоретической зависимостью, что свидетельствует об отсутствии дефектов в пленках. Этот факт подтверждает возможность выращивания сплошного бездефектного слоя GaP на Si(001), находящегося в псевдоморфном состоянии. Тем не менее после превышения пленкой GaP некоторой толщины введение ДН становится неизбежным. Как видно из рис. 16, полуширина кривой качания более толстой (0,5 мкм) пленки GaP из работы Садежи и др. [64] (экспериментальные точки этих авторов на рис. 16 соединены пунктиром) существенно возросла, приблизившись к основному массиву данных для пленок такой толщины.

На рисунке 16 правая точка из штрихового овала (толщина пленки 0,4 мкм) по утверждению авторов Ю и др. [172] соответствует полностью релаксированному

состоянию. Такая пленка должна содержать определенное количество дефектов типа ДН и, тем не менее, имеет полуширину, равную  $\sim 130''$ , что является самой малой величиной, опубликованной для этих толщин GaP/Si, и близкой к теоретической. Для объяснения наблюдаемого отличия от данных других работ не хватает анализа структурных характеристик ГС GaP/Si. Однако появление таких параметров следует принять во внимание.

## 6. "Податливые" подложки и выращивание на них GaAs

Под "податливыми" (compliant) или "мягкими" подложками в современном понимании подразумеваются искусственно созданные платформы для эпитаксиального наращивания пленок, приповерхностный материал которых имеет константы упругости, существенно более мягкие по сравнению с материалом планируемого к выращиванию слоя (например, пористый кремний), либо супертонкий ориентирующий эпитаксиальное наращивание слой (мембрана), находящийся на вязкостной прослойке (рис. 17). В последнем случае такой прослойкой является оксид кремния SiO<sub>2</sub>, температура размягчения которого около 1200 °С, в частности, искусственно созданная подложка типа кремний-на-изоляторе (КНИ), либо борофосфоросиликатное стекло (BPSG) с существенно более низким порогом размягчения (около 500 °С). Кроме того, к податливым подложкам относят структуры, созданные путем непосредственного соединения различных кристаллических материалов, так называемой "сварки с поворотом" [175]. Техника создания различных вариантов таких платформ подробно описана в ряде обзорных работ [176–181].

На ранних стадиях исследований предполагалось, что в результате перераспределения напряжений между псевдоморфным эпислоем и тонкой мембраной последняя будет проскальзывать по вязкой поверхности, ее подстилающей [182]. Соответственно псевдоморфный эпислой, упруго релаксируя, должен оставлять структуру совершенным, не содержащим дислокаций, являющихся необходимым инструментом пластической релаксации напряженных слоев. Другой часто декларируемый механизм — это загиб ДН в более "мягкий" подложечный слой [183].

То, что улучшение структурного совершенства релаксированных пленок, выращенных на податливых подложках, действительно наблюдается, было доказано многократно, и эти результаты сгруппированы в существующих обзорах [177–179]. Однако предлагаемые



Рис. 17. Схема эпитаксиального роста на "податливой" подложке, включающей вязкостную прослойку на основе SiO<sub>2</sub> или борофосфоросиликатного стекла.

ранее механизмы релаксации за счет перераспределения упругих деформаций между пленкой и тонкой мембраной (или областью с уменьшенными по величине константами упругости — пористым кремнием, например) при более глубоком рассмотрении проблемы были, в основном, отвергнуты. Действительно, если наращиваемая пленка вначале растет как псевдоморфная, а затем упруго релаксирует без образования ДН, то ее деформация передается податливой мембране. Конечный латеральный размер пленки после упругой релаксации и упруго растянутой мембраны должен стать больше начального на величину несоответствия параметров решеток. Следовательно, при разумных размерах подложки и эпитаксиальная пленка, и мембрана должны беспрепятственно скользить по жесткой подложке на большие расстояния (доли и даже единицы миллиметров). На малую вероятность такого механизма было обращено внимание научной общественности еще в работе Кёстнер и Гёзеле в 2000 г. [178]. Несмотря на значительное количество экспериментальных данных и их анализ в публикациях на эту тему, скольжения протяженной релаксирующей пленки по подложке обнаружено не было. Но было обнаружено явление коробления эпитаксиально наращиваемой напряженной пленки, или ее морщинистости.

Обычно граница раздела мембраны и подложки содержит различный рода дефекты (ступени, включения, примеси и др.), препятствующие свободному скольжению мембраны на значительное расстояние и делающие его невозможным без упругой релаксации пленки за счет ее изгиба. Та же проблема остается и при пластической релаксации мембраны, если процессы введения, скольжения и взаимодействия дислокационных полупетель локализованы в податливом слое. Процесс проскальзывания гетеропары слой–мембрана по жесткой подложке должен начинаться спонтанно в разных, случайно разбросанных точках подложки, что неминуемо должно приводить к встречному скольжению отдельных участков и образованию ячеистой структуры. Этот эффект известен как образование морщин на слое, находящемся на вязкостном основании, и его изучению посвящено достаточное количество работ [184–186]. На рисунке 18а,б представлена схема возникновения морщинистой поверхности пленки. Наращиваемый слой, будучи напряженным, упруго релаксирует за счет удлинения его латеральных размеров, но не скользит вместе с растягиваемой мембраной вдоль мягкой прослойки, а в результате периодического изменения ее толщины приобретает характерную морщинистую поверхность. Если же температура недостаточно велика для проявления вязкостных свойств прослойки, то релаксация напряженного слоя проходит по обычной схеме через введение ДН. Редер и др. [187] сравнивали дислокационную структуру релаксированных пленок GeSi, выращенных на объемных подложках Si и на подложках КНИ. В последнем случае толщина кремниевой мембраны менялась от 40 нм до 10 мкм. Авторы отмечают, что во всех случаях релаксация пленок осуществлялась за счет введения ДН, а отличия в ее ходе на обычных и КНИ-подложках обнаружено не было.

В работах [185, 188] было показано, что релаксация напряженных пленок, находящихся на вязкостной прослойке, происходит путем упругого удлинения пленки за счет ее скольжения по такой прослойке только в случае ее

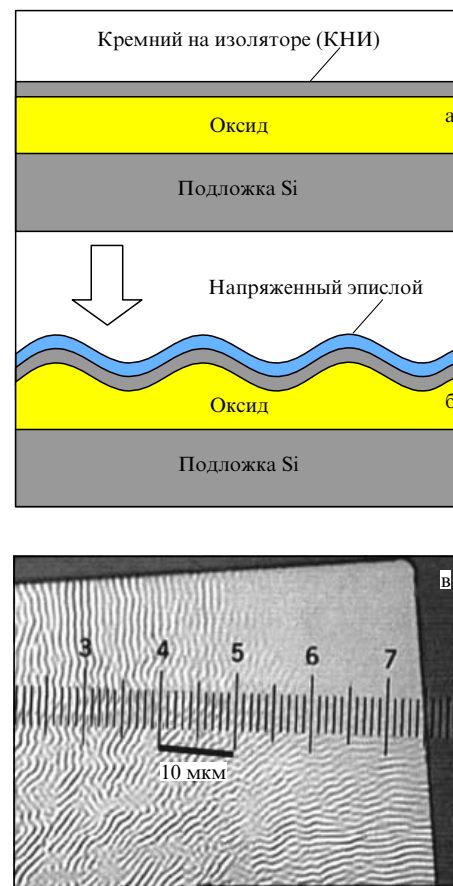


Рис. 18. (а, б) Схема развития процесса упругой релаксации напряженного слоя через образование морщинистости, или коробления; (в) картина упругой релаксации мезаостровка GeSi на вязкостной прослойке через коробление его центральной части. (С разрешения авторов работы [185].)

малых латеральных размеров. Так, Йин и др. [185], изучая характер релаксации псевдоморфных островков  $\text{Ge}_{0,3}\text{Si}_{0,7}$  толщиной 30 нм, присоединенных к подложке Si через слой борофосфоросиликатного стекла, обнаружили, что мезаостровки при отжиге упруго релаксируют — в основном за счет коробления (рис. 18в). Релаксация упругих деформаций в таких островках путем скольжения пленки вдоль границы раздела, превалирующая над короблением, наблюдается только на их углах в пределах 10–20 мкм. Это хорошо видно на фотографии поверхности в районе угла такого мезаостровка, представленной на рис. 18в.

Тезука и др. [188] показали, что мезаостровки GeSi диаметром 5 мкм и менее, выращенные на подложках КНИ, после отжига при 1000–1200 °С полностью релаксируют без образования ДН. Доказательством этого является отсутствие на поверхности этих островков характерной штриховки — следов выхода скользящих дислокаций на поверхность. Однако расположенные на тех же подложках протяженные участки пленки GeSi размером 300 мкм и более были покрыты такой штриховкой.

Почему же применение податливой подложки все-таки способствует улучшению структурных характеристик наращиваемых протяженных слоев, в частности, плотность ПД оказывается меньше? Как известно, если релаксация напряженной пленки осуществляется путем



введения ДН, то ее темп определяется количеством наклонных ветвей  $60^\circ$ -ных ДН и их подвижностью (см., например, [180]). Обеспечить приемлемый темп пластической релаксации при уменьшенной плотности ПД можно только за счет увеличения их скорости скольжения.

Согласно классическим представлениям [189], адаптированным к скольжению ПД в напряженной пленке [190], скорость движения дислокации может быть представлена в виде

$$V_d = V_0(\tau_{\text{eff}})^m \exp\left(-\frac{E_v}{kT}\right), \quad (3)$$

где  $V_0$  — константа,  $E_v$  — энергия активации движения дислокации путем скольжения, величина  $m$  по различным данным находится в пределах от 1 до 2 (см., например, [191]);  $\tau_{\text{eff}}$  — эффективное сдвиговое напряжение [192], которое определяет процессы зарождения ДН и распространения ПД в напряженных пленках толщиной  $h$ :

$$\tau_{\text{eff}} = S \frac{2G(1+\nu)}{1-\nu} \varepsilon - \frac{Gb(1-\nu \cos^2 \alpha) \cos \phi}{4\pi h(1-\nu)} \left( \ln \frac{\beta h}{b} + 1 \right). \quad (4)$$

Первый член в выражении (4),  $[2G(1+\nu)/(1-\nu)]\varepsilon$ , является движущей силой пластической релаксации, представляя двусное напряжение в пленке. Здесь  $G$  и  $\nu$  — модуль сдвига и коэффициент Пуассона соответственно. Величина  $S = \cos \lambda \cos \phi$ , вводимая для учета действия компоненты напряжения в направлении движения ПД, называется фактором Шмида, где  $\phi$  — угол между плоскостью скольжения и нормалью к границе раздела, а  $\lambda$  — угол между вектором Бюргерса  $\mathbf{b}$  дислокации и лежащим в плоскости границы раздела перпендикуляром к пересечению плоскости скольжения дислокации и плоскости границы раздела. Второй член в правой части уравнения (4) — сдвиговая компонента напряжения, препятствующая продвижению ПД. Она вычисляется из работы, необходимой для образования единицы длины новой ДН. Здесь  $\alpha$  — угол между вектором Бюргерса и линией дислокации. Число  $\beta$  называется параметром ядра дислокации и для системы GeSi, по современным данным, принимается равным 0,76 (для  $60^\circ$ -ных дислокаций) [193]. Как видно из выражения (3), скорость скольжения ПД при неизменной температуре можно увеличить за счет увеличения эффективного сдвигового напряжения  $\tau_{\text{eff}}$  и/или уменьшения энергии активации  $E_v$ . Исходя из этого, следует рассмотреть механизмы пластической релаксации в пленках, выращенных на податливых подложках.

Основной вклад в переосмысление механизмов релаксации таких пленок внесли Кёстнер и Гёзеле [178]. Авторы, вновь возвращаясь к пластической релаксации деформаций как альтернативе их упругой релаксации, предлагают ее модифицированную концепцию, заключающуюся в следующем. На рисунке 19а представлен стандартный вариант образования ДН на границе раздела напряженная пленка–подложка. При наличии аморфной или аморфизированной прослойки вблизи границы раздела ДН "тонет" в этой прослойке (рис. 19б), притягиваясь из границы раздела пленка–мембрана силами, аналогичными силам изображения, действующим на дислокационную линию вблизи поверхности

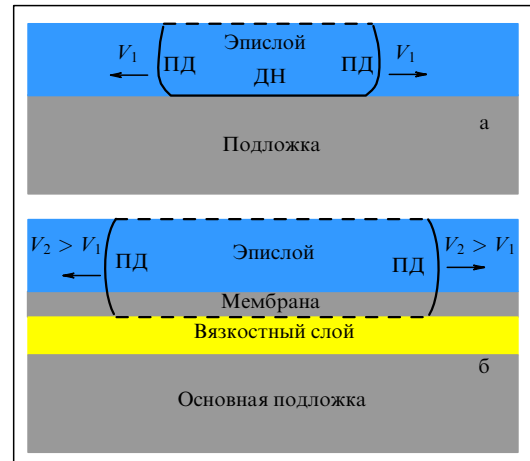


Рис. 19. "Пропадание" дислокации несоответствия в гетероструктуре, выращенной на подложке-мембране, находящейся на аморфной прослойке. (Из работы [178].)

пленки. Так же, как и в случае свободной поверхности, дислокация оставляет ступеньку на границе раздела мембрана–вязкостный слой (на рис. 19 изображены пунктиром). Дополнительная энергия, обусловленная возникновением такой ступеньки, как и в случае свободной поверхности, существенно меньше, чем энергия ДН на границе раздела. Эта разница и является движущей силой перемещения ДН к границе раздела мембрана–"смазывающий" слой. Соответственно работа, затрачиваемая на образование ДН, уменьшается.

Вследствие того, что тормозящие силы, препятствующие "разбеганию" ПД, уменьшаются (см. выражение (4)), критическая толщина введения ДН не возрастает, как следует из расчетов по модели перераспределения упругих деформаций между пленкой и податливой мембраной, а снижается. Скорость движения ПД при этом возрастает, что способствует снижению их конечной плотности. Аналогичная ситуация возможна, если в качестве "смазывающего" слоя используется пористый кремний или система винтовых дислокаций после операции "сварки с доворотом".

Другое объяснение улучшения структурных характеристик в пластически релаксированных пленках, выращенных на податливых подложках, связано с возможностью влияния на величину энергии активации  $E_v$ . Как известно, общепризнанной моделью движения дислокаций является модель, основанная на формировании двойных [194] и одинарных [195] дислокационных изломов. По причине термических флуктуаций и действия напряжений двойной излом может зародиться на дислокационной линии. После достижения критического размера двойной излом диссоциирует на два одинарных излома, которые "разбегаются" в противоположных направлениях, что приводит к переходу дислокационной линии в соседнюю долину энергетического рельефа. Таким образом, величина скорости скольжения дислокации контролируется энергией формирования излома  $F_k$  и величиной энергетического барьера миграции излома  $W_m$ . Согласно [194, 196] энергия активации движения дислокации в выражении (3) состоит из двух частей:  $E_v = 2F_k + W_m$  — энергии активации образования двойного излома и энергии активации миграции излома. Предполагается, что такой механизм зарождения двой-

ной ступени имеет место в массивных образцах и в захороненных пленках [197].

Халл и др. [198] приводят теоретическое и экспериментальное доказательства того, что образование одиночного излома у свободной поверхности напряженной пленки более выгодно энергетически и приводит к увеличению в несколько раз скорости распространения ПД по сравнению с захороненными пленками GeSi. В случае использования податливой подложки граница мембрана – вязкостный слой может трактоваться как дополнительная свободная поверхность, рождающая одиночные изломы на линии дислокации, что уменьшает величину  $E_v$  и ускоряет скольжение ПД. Такой концепции влияния податливой подложки на улучшение структурных свойств пленок придерживаются в работе [187].

Как видно из вышеизложенного, исследования влияния податливости подложки на улучшение структурных свойств пленок проводились, в основном, на структурах типа GeSi/Si в силу как распространенности выращивания таких ГС, так и возможности плавного изменения величины рассогласования параметров решеток пленки и подложки в пределах 0–4%. Работы, посвященные выращиванию GaAs/Si с использованием возможного преимущества подложки с эффектом "податливости", не получили распространения. Сифорд и др. [199] для выращивания GaAs/Si использовали подложки КНИ ориентации (511), называя их податливыми. При этом толщина мембраны Si составила 100 нм, а температура роста GaAs была около 580 °С. Такая толщина податливой мембраны и температура роста GaAs, при которой вязкостное размягчение оксида отсутствует, делают маловероятным проявление механизмов податливости у подложки КНИ. Тем не менее авторы утверждают, что полуширина кривой качания пленки GaAs толщиной 4 мкм была на 25% меньше, чем в случае роста GaAs на объемной подложке Si той же ориентации (511). Как видно из рис. 6, на котором эта полуширина, равная 150", проставлена, ее величина превышает данные других исследователей, выращивавших GaAs без использования эффектов податливости.

Пре и др. [200] также выращивали GaAs на подложках КНИ (511) с мембранами Si толщиной 100 и 200 нм. Авторы добились полуширины рентгеновской кривой качания (128") для пленок арсенида галлия толщиной 3 мкм, выращенных на таких подложках. Как видно из рис. 6, эта величина входит в диапазон минимальных величин полуширины кривых качания для данной толщины GaAs/Si, однако существенно от них не отличается. В этой работе авторы предлагают концепцию вытягивания ДН из границы раздела напряженная пленка – мембрана Si в границу мембрана Si – SiO<sub>2</sub>, в результате чего скорость скольжения ПД должна возрасти, а их количество должно уменьшиться. Однако, как следует из рассмотрения начальных стадий зарождения и роста GaAs на Si (см. раздел 3), основные структурные дефекты в этой системе возникают на стадии зарождения островков GaAs и их смыкания. При этом средняя толщина пленки GaAs составляет несколько монослоев, что существенно меньше толщины мембраны Si. Последняя в этом случае играет роль массивной подложки, а предполагаемые эффекты, обусловленные ее податливостью, должны отсутствовать.

Таким образом, немногочисленные экспериментальные данные по выращиванию GaAs на подложках Si типа

КНИ не свидетельствуют о существенном улучшении структурных характеристик гетероструктур GaAs/Si, а меньшая экономическая привлекательность не позволяет надеяться на развитие работ в этом направлении.

## 7. Неэпитаксиальные методы сочленения GaAs и Si (bonding)

Под общим названием "wafer bonding" подразумевается прикрепление объемного GaAs или пленки этого соединения (так же, как и других соединений A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>) на различные подложки, в основном, подложки Si. Непосредственное соединение двух твердых тел может быть осуществлено при температуре вплоть до комнатной путем сдавливания зеркально полированных, плоских и идеально чистых поверхностей. Сочлененные поверхности входят во взаимодействие на атомном уровне за счет сил Ван-дер-Ваальса. Глубокую историю изучения такого контакта можно почерпнуть из работы Гёзеле и др. [201]. Для непосредственного соединения двух поверхностей необходимы тщательная обработка сопрягаемых поверхностей, включающая их планаризацию, минимизацию величины шероховатости и тщательную очистку от поверхностных примесей [202–204]. Другой тип присоединения — это использование высокотемпературного "приклеивания" одного твердого тела к другому путем нанесения на обе соединяемые поверхности стеклообразных пленок с последующим сдавливанием при температуре их размягчения. Такое соединение часто называют сваркой. В полупроводниковой технологии такая сварка впервые была осуществлена Энтайпсом и Эджекамом [205]. Гетероструктура GaAs/AlGaAs была приварена к стеклянной подложке для изготовления электронно-оптического преобразователя на основе GaAs, работающего на просвет. Подложка GaAs убиралась, а толстое стекло использовалось как несущая прозрачная подложка для оставшейся на нем ГС AlGaAs/GaAs/AlGaAs.

Современная схема такого переноса пленки GaAs или более сложной ГС, например, лазерной структуры, на массивную подложку Si приведена на рис. 20. Принципиальным моментом во всей технологической цепочке присоединения является создание методики селективного отравливания подложки GaAs. Для этого перед эпитаксиальным наращиванием слоя GaAs или сложной ГС, включающей несколько разнородных слоев, на подложке GaAs выращивается так называемый стопорный слой, останавливающий травление подложки GaAs. Для системы слоев на основе GaAs/AlGaAs стопорным слоем служит AlGaAs с большим содержанием Al. Готовая ГС и подложка Si покрываются слоем оксида (рис. 20а, б) и соединяются при определенном давлении и температуре размягчения оксида (рис. 20в). Подложка GaAs (рис. 20г), а затем и стопорный слой отравляются, и в позиции, изображенной на рис. 20д (в пунктирном овале), мы имеем новую искусственную подложку или платформу, на которой существующий слой GaAs либо утончается и выглаживается химико-механической полировкой до нужной толщины и гладкости поверхности (рис. 20е<sub>1</sub>), либо возможен дальнейший эпитаксиальный рост нового слоя GaAs (рис. 20е<sub>2</sub>). Во всех случаях такой организации искусственной подложки GaAs/Si первичная подложка GaAs, на которой выращивалась переносимая ГС, уничтожается с помощью травления, что, естественно, существенно усложняет и удорожает такую технологию. Тем не менее методики неэпитаксиального присоединения дают новую степень

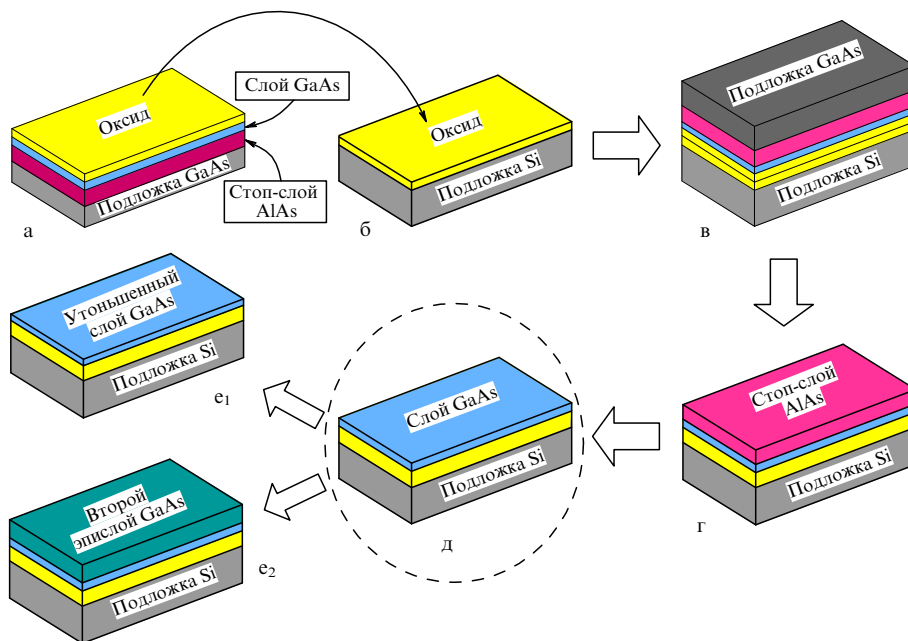


Рис. 20. Схема создания искусственной подложки GaAs/Si методом сварки.

свободы, позволяя создавать комбинации материалов, которые ранее не могли быть реализованы путем эпитаксиального наращивания.

Разработаны различные среды, соединяющие два разнородных материала:  $\text{SiO}_2\text{-SiO}_2$  (нанесение  $\text{SiO}_2$  на поверхности обоих соединяемых материалов) [206, 207], борофосфорсилкатное стекло с различными формами нанесения вплоть до нанесения из жидкой фазы [208, 209],  $\text{SeS}_2\text{-SeS}_2$  [38], методика, использующая нанесение тонкого вязкого покрытия на обе сочленяемые шайбы методом центрифугирования из растворов на основе силановых ( $\text{Si-OH}$ ) и метиловых ( $\text{CH}_3$ ) полимеров, растворенных в спиртоацетоновой смеси [210, 211]. Основы технологии присоединения различных полупроводниковых материалов можно найти в обзоре Гёзеле и Тона [212]. Как было отмечено в разделе 2, перенос эпитаксиальной пленки GaAs на подложку Si по методике неэпитаксиального присоединения может быть осуществлен без заметного ухудшения ее структурных характеристик. Рекордно малая полуширина кривой качания, равная  $44''$ , измеренная на такой пленке GaAs толщиной 3 мкм на подложке Si [38] (см. рис. 6), подтверждает этот тезис.

## 8. Приборы на основе GaAs/Si

Несмотря на более чем двадцатилетний период исследований, приборы на ГС GaAs/Si находятся на стадии пилотных разработок отдельных образцов. Как ранее отмечалось, интеграция оптоэлектронных устройств на основе GaAs с подложками Si может позволить, в-первых, заменить подложки из GaAs на более дешевые Si-подложки, которые также имеют большую теплопроводность и прочность, для создания мощных усилителей, превосходящих по параметрам транзисторы на Si; во-вторых, использовать систему GaAs/Si как платформу для создания солнечных батарей, инжекционных гетеролазеров, фотоприемников, волноводов и модуляторов и, в-третьих, объединить GaAs-оптоэлектронику и традиционные кремниевые интегральные схемы на одной пластине. В первых двух случаях система GaAs/Si

используется как новый носитель и применение различных способов создания такой платформы, описанных в предыдущих разделах, в том числе с применением высоких температур отжига и термоциклирования, позволило достичь положительных результатов [161 – 163, 213 – 230].

Основными дефектами, ухудшающими параметры приборов на основе GaAs/Si, являются пронизывающие дислокации. (Поэтому уменьшению их плотности было посвящено основное содержание предыдущих разделов.) Для транзисторов, работающих на основных носителях, большая плотность дислокаций проявляется в снижении подвижности электронов или дырок, в то время как приборы, работающие на неосновных носителях (солнечные элементы, светодиоды и инжекционные лазеры) более чувствительны к этим дефектам. Плотность дислокаций в таких структурах должна быть менее  $10^6 \text{ см}^{-2}$ . Как уже отмечалось в разделе 3.3.2, в лабораториях фирмы "Motorola Inc." на ГС типа GaAs/STO/Si, выращенных на подложках Si диаметром 200 и 300 мм методом МЛЭ, были изготовлены полевые транзисторы, по свойствам мало отличающиеся от контрольных образцов на основе GaAs/GaAs [161 – 163].

Многолетняя работа группы ученых Массачусетского технологического института, возглавляемой Фицджеральдом, по разработке технологии выращивания ГС типа Ge/GeSi/Si привела к созданию платформы, пригодной для изготовления большинства приборов, основанных на GaAs-технологии и сравнимых по параметрам с аналогичными приборами на подложках GaAs и Ge. На сегодняшний день только благодаря использованию градиентных буферных слоев GeSi плотность дислокаций в рабочей части пленки GaAs может быть стабильно снижена до  $10^6 \text{ см}^{-2}$  и менее. В результате время жизни неосновных носителей в GaAs/Si превысило 10 нс [122]. Такие высокие структурные параметры платформы с градиентным переходом параметра решетки от Si к GaAs позволили изготовить на ней ряд приборов, работающих на неосновных носителях [106, 217, 218, 231]. В 2007 г. этот коллектив сделал еще один шаг вперед, представив использование платформы Ge/GeSi/Si для

изготовления гетеропереходных биполярных транзисторов на основе AlGaAs/GaAs [229].

Основной подложкой для солнечных элементов на основе GaAs, использующихся с концентраторами света и в космосе, является Ge; подложка Si обладает по сравнению с ней значительными преимуществами. Это связано с меньшим удельным весом, большей механической прочностью и теплопроводностью, меньшей стоимостью и большим размером пластин — подложек из кремния. Поэтому значительное место в исследованиях различных авторов было уделено созданию платформ на базе Si для применения в фотовольтаике и исследованию основных характеристик таких солнечных элементов [213–221].

Решение проблемы объединения GaAs-оптоэлектроники и традиционных кремниевых ИС на одной пластине до сих пор находится в стадии поиска. Большое расстояние по толщине между поверхностями GaAs и Si, превышающее 10 мкм в случае использования градиентных буферных слоев Ge/GeSi/Si, является непреодолимым препятствием для использования высокоразрешающей фотолитографии и организации контактных соединений между Si и соседями из  $A^{III}B^V$  на одной пластине. Кроме того, различные приемы высокотемпературной обработки ГС GaAs/Si (отжиги, термоциклирование), существенно улучшающие кристаллическое совершенство этих платформ, неприемлемы при выращивании GaAs в окнах подложек Si с готовыми элементами интегральных схем. Понимая это, авторы работ [227, 232] предлагают новую платформу типа Si/Ge/GeSi/Si. Методом соединения через тонкие пленки оксида (см. раздел 7) тонкий слой Si приваривался поверх ГС Ge/GeSi/Si. Таким образом, верхний слой Si и подстилающий его Ge оказываются на расстоянии менее 1 мкм по толщине [232]. В окнах, вытравливаемых в верхнем слое Si и в оксиде, т.е. на поверхности Ge, могут быть выращены ГС высокого качества на основе соединений  $A^{III}B^V$ . В работе [227] демонстрируется работающая матрица светодиодов на основе ГС AlGaInP, выращенных в окнах такой платформы. Авторы работы считают, что использование таких искусственных подложек является одним из путей реализации интегральных схем на кремнии с оптическими связями.

Другой подход предложен в работе Ойе и др. [230]. Авторы этой работы считают, что для реализации ИС с совмещенными кремниевыми и GaAs-элементами в первую очередь необходимы пленки GaAs с супермалой шероховатостью поверхности (без использования промежуточных химико-механических полировок) на тонких переходных буферных слоях и без использования высокотемпературных отжигов. В этой работе предложены специальные условия роста пленок GaAs на кремнии. Методом МЛЭ на подложке Si выращены градиентные слои GeSi ступенчато-изменяемого состава, основной особенностью которых является малая толщина, суммарно составляющая 80 нм. Далее осуществлялся рост GaAs методом помонослойного нанесения. Среднеквадратичная поверхностная шероховатость таких платформ была менее 1 нм; на таких подложках были изготовлены емкости на основе  $A^{III}B^V$  (MOSCAPs). Однако структурные характеристики пленок на основе GaAs, в частности, плотность дислокаций, в этой работе не приведены.

## 9. Заключение

На протяжении последних более чем двадцати лет исследователи пытаются объединить Si и GaAs на

наиболее эффективной подложке кремния. Производство альтернативных подложек GaAs-на-Si имеет существенный рыночный потенциал как возможность замены дорогой подложки из GaAs для производства традиционных устройств на основе GaAs (СВЧ-приборы, солнечные батареи, фотоприемники, светодиоды и лазеры), а также как новая технология для монолитной интеграции GaAs-элементов и кремниевых интегральных схем. Кроме того, технология GaAs-на-Si становится перспективной в условиях миниатюризации кремниевых интегральных схем и приближения их размеров к своему физическому пределу. Становится возможным увеличивать быстродействие интегральных схем без уменьшения размеров их элементов за счет применения оптоволоконной интеграции лазеров на основе GaAs и фотодиодов с кремниевой схемой обработки сигналов. Однако, несмотря на наметившиеся успехи в создании совершенных ГС GaAs/Si и появление отдельных приборных применений, утверждать о больших успехах в этой области не приходится.

К началу последнего десятилетия XX века основные проблемы, возникающие при выращивании GaAs на Si, были выяснены и зафиксированы. Это, в первую очередь, рост полярного полупроводника на неполярной подложке, приводящий к образованию антифазных доменов большой плотности. Указанная проблема была успешно разрешена применением подложек Si, отклоненных от сингулярной плоскости (001) на  $4^\circ$ – $6^\circ$ . Другие проблемы оказались более серьезными. Вследствие разницы параметров решеток пленки и подложки, близкой к 4% в системе GaAs/Si, плотность дислокаций в пленке GaAs достигает величин  $10^9$ – $10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Разница в коэффициенте образования термического расширения также способствует образованию большого количества дислокаций и появлению трещин в пленке GaAs в процессе ее охлаждения. Эти проблемы до сих пор преодолеваются с переменным успехом с помощью различных методик, таких, как двухступенчатый рост GaAs, термоциклирование ГС после роста, а также выращивание буферных слоев других материалов. На сегодняшний день только использование градиентных буферных слоев GeSi позволило снизить плотность дислокаций в рабочей части пленки GaAs до  $10^6$  см<sup>-2</sup> и менее. В результате время жизни неосновных носителей в GaAs/Si превысило 10 нс. Такие высокие структурные параметры платформы с градиентным переходом параметра решетки от Si к GaAs дают возможность изготовить на ней ряд приборов, работающих на неосновных носителях, таких, как солнечные элементы, светодиоды и инжекционные лазеры со свойствами, приближающимися к параметрам приборов, изготовленных на основе гомоэпитаксиальных структур GaAs/GaAs.

Объединение GaAs-оптоэлектроники и традиционных кремниевых интегральных схем на одной пластине до сих пор находится в стадии поиска. Большое расстояние (по вертикали) между поверхностями GaAs и Si, превышающее 10 мкм в случае использования градиентных буферных слоев Ge/GeSi/Si, является непреодолимым препятствием для проведения высокоразрешающей фотолитографии и организации контактных соединений между Si и соседними элементами на основе  $A^{III}B^V$  на одной пластине. Кроме того, различные приемы высокотемпературной обработки ГС GaAs/Si (отжиги, термоциклирование), существенно улучшающие кристаллическое совершенство этих платформ, неприемлемы при выращивании GaAs в окнах подложек Si с готовыми элементами интегральных схем. Необходимые для та-

кого объединения эпитаксиальные гетероструктуры GaAs на подложках Si(001) большого диаметра с толщиной пленки GaAs не более 0,1 мкм и плотностью дислокаций не более  $10^6 \text{ см}^{-2}$  в ее приповерхностной области — пока недостижимая цель, подходы к которой в работах, использованных в данном обзоре, не просматриваются.

## Список литературы

- Wang W I *Appl. Phys. Lett.* **44** 1149 (1984)
- Fischer R et al. *J. Appl. Phys.* **58** 374 (1985)
- Iles P A et al. *IEEE Electron. Device Lett.* **11** 140 (1990)
- Chen J C et al. *J. Electron. Mater.* **21** 347 (1992)
- Masselink W T et al. *Appl. Phys. Lett.* **45** 1309 (1984)
- Tsaur B-Y, Metzger G M *Appl. Phys. Lett.* **45** 535 (1984)
- Uppal P N, Kroemer H *J. Appl. Phys.* **58** 2195 (1985)
- Akiyama M, Kawarada Y, Kaminishi K *Jpn. J. Appl. Phys.* **23** L843 (1984)
- Fischer R et al. *Appl. Phys. Lett.* **47** 397 (1985)
- Soga T et al. *J. Appl. Phys.* **57** 4578 (1985)
- Fischer R et al. *J. Appl. Phys.* **60** 1640 (1986)
- Lee J W et al. *Appl. Phys. Lett.* **50** 31 (1987)
- Yamaguchi M, Nishioka T, Sugo M *Appl. Phys. Lett.* **54** 24 (1989)
- Yamaguchi M, Sugo M, Itoh Y *Appl. Phys. Lett.* **54** 2568 (1989)
- Yamaguchi M *J. Mater. Res.* **6** 376 (1991)
- Fang S F et al. *J. Appl. Phys.* **68** R31 (1990)
- Chadi D J *Phys. Rev. Lett.* **43** 43 (1979)
- Voigtländer B et al. *Phys. Rev. Lett.* **78** 2164 (1997)
- Chadi D J *J. Vac. Sci. Technol. A* **5** 834 (1987)
- Olshansky B Z, Shklyayev A A *Surf. Sci.* **82** 445 (1979)
- Bringans R D, Biegelsen D K, Swartz L-E *Phys. Rev. B* **44** 3054 (1991)
- Joshkin V et al. *J. Cryst. Growth* **147** 13 (1995)
- Tachikawa M et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* **32** L1252 (1993)
- Hao M S et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* **34** L900 (1995)
- Taylor P J et al. *J. Appl. Phys.* **89** 4365 (2001)
- Akahori K et al. *Solar Energy Mater. Solar Cells* **66** 593 (2001)
- Винокуров Д А и др. *ФТП* **25** 1022 (1991) [Vinokurov D A et al. *Sov. Phys. Semicond.* **25** 617 (1991)]
- Uen W-Y et al. *J. Cryst. Growth* **295** 103 (2006)
- Ma K et al. *IEEE J. Quantum Electron.* **40** 800 (2004)
- Ackaert A et al. *J. Cryst. Growth* **107** 822 (1991)
- Chand N et al. *J. Appl. Phys.* **67** 2343 (1990)
- Mori H et al. *Appl. Phys. Lett.* **63** 1963 (1993)
- Yodo T, Tamura M *J. Vac. Sci. Technol. B* **13** 1000 (1995)
- Uen W-Y, Ohori T, Nishinaga T *J. Cryst. Growth* **156** 133 (1995)
- Takano Y et al. *Appl. Phys. Lett.* **73** 2917 (1998)
- Kakinuma H et al. *J. Cryst. Growth* **205** 25 (1999)
- Luo G-L et al. *J. Appl. Phys.* **101** 084501 (2007)
- Arokiaraj J et al. *Appl. Phys. Lett.* **75** 3826 (1999)
- Zimmermann G et al. *J. Cryst. Growth* **124** 136 (1992)
- Biegelsen D K et al. *J. Appl. Phys.* **61** 1856 (1987)
- Hull R et al. *Appl. Phys. Lett.* **51** 1723 (1987)
- Tournié E, Ploog K H *J. Cryst. Growth* **135** 97 (1994)
- Stranski I N, Krastanov L *Sitzungber. Akad. Wiss. Math.-Naturwiss. Kl. Abt. 2.* **146** 797 (1938)
- Lüth H *Appl. Surf. Sci.* **130–132** 855 (1998)
- Nötzel R *Semicond. Sci. Technol.* **11** 1365 (1996)
- Chen Y, Washburn J *Phys. Rev. Lett.* **77** 4046 (1996)
- Asaro R J, Tiller W A *Metall. Trans.* **3** 1789 (1972)
- Гринфельд М А *ДАН СССР* **290** 1358 (1986) [Grinfel'd M A *Sov. Phys. Dokl.* **31** 831 (1986)]
- Politi P et al. *Phys. Rep.* **324** 271 (2000)
- Seifert W et al. *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.* **33** 423 (1996)
- Пчеляков О П и др. *ФТП* **34** 1281 (2000) [Pchelyakov O P et al. *Semicond.* **34** 1229 (2000)]
- Aleksandrov L N et al. *J. Cryst. Growth* **24–25** 298 (1974)
- Asai M, Ueba H, Tatsuyama C *J. Appl. Phys.* **58** 2577 (1985)
- Westwood D I et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **16** 2358 (1998)
- Adomi K et al. *J. Appl. Phys.* **69** 220 (1991)
- Asai K, Kamei K, Katahama H *Appl. Phys. Lett.* **71** 701 (1997)
- Finnie P, Homma Y *Phys. Rev. B* **59** 15240 (1999)
- Soutadé J, Fontaine C, Muñoz-Yagüe A *Appl. Phys. Lett.* **59** 1764 (1991)
- Lioutas Ch B, Delimitisi A, Georgakilas A *Thin Solid Films* **336** 96 (1998)
- Chriqui Y et al. *J. Cryst. Growth* **265** 53 (2004)
- Mori H et al. *Appl. Phys. Lett.* **51** 1245 (1987)
- Bi W G, Mei X B, Tu C W *J. Cryst. Growth* **164** 256 (1996)
- Komatsu Y et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* **36** 5425 (1997)
- Sadeghi M, Wang S *J. Cryst. Growth* **227–228** 279 (2001)
- Kitahara K et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* **29** L2457 (1990)
- Horikoshi Y, Kawashima M *J. Cryst. Growth* **95** 17 (1989)
- Tsai H L, Kao Y C *J. Appl. Phys.* **67** 2862 (1990)
- Usui H, Yasuda H, Mori H *Appl. Phys. Lett.* **89** 173127 (2006)
- LeGoues F K et al. *Phys. Rev. Lett.* **73** 300 (1994)
- Guha S, Madhukar A, Rajkumar K *Appl. Phys. Lett.* **57** 2110 (1990)
- Chen Y et al. *Appl. Phys. Lett.* **68** 111 (1996)
- Trampert A, Tournié E, Ploog K H *J. Cryst. Growth* **146** 368 (1995)
- Johnson H T, Freund L B *J. Appl. Phys.* **81** 6081 (1997)
- Spencer B J, Tersoff J *Appl. Phys. Lett.* **77** 2533 (2000)
- Stowell M, in *Epitaxial Growth Pt. B* (Materials Science and Technology, Ed. J W Matthews) (New York: Academic Press, 1975) Ch. 5, p. 437
- Castagné J et al. *J. Appl. Phys.* **64** 2372 (1988)
- Nannarone S, Pedio M *Surf. Sci. Rep.* **51** 1 (2003)
- Picard E et al. *Appl. Phys. Lett.* **75** 677 (1999)
- Kafader U, Sirringhaus H, von Känel H *Appl. Surf. Sci.* **90** 297 (1995)
- Lambert A D et al. *Semicond. Sci. Technol.* **14** L1 (1999)
- Asai K et al. *Appl. Surf. Sci.* **153** 134 (2000)
- Su C et al. *Surf. Sci.* **445** 139 (2000)
- Kahng S-J et al. *J. Vac. Sci. Technol. A* **15** 927 (1997)
- Chun Y J, Okada Y, Kawabe M *J. Cryst. Growth* **150** 497 (1995)
- Sakai A, Tatsumi T *Appl. Phys. Lett.* **64** 52 (1994)
- Spila T et al. *J. Appl. Phys.* **91** 3579 (2002)
- Copel M, Tromp R M *Appl. Phys. Lett.* **58** 2648 (1991)
- Sugii N et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **18** 1724 (2000)
- Kahng S-J et al. *Appl. Phys. Lett.* **77** 981 (2000)
- LaPierre R R, Robinson B J, Thompson D A *J. Cryst. Growth* **191** 319 (1998)
- Okada M et al. *J. Cryst. Growth* **188** 119 (1998)
- Okada Y, Shimomura H, Kawabe M *J. Appl. Phys.* **73** 7376 (1993)
- Shimizu Y, Okada Y *J. Cryst. Growth* **265** 99 (2004)
- Neave J H et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **1** 668 (1983)
- Cho N-H et al. *Appl. Phys. Lett.* **47** 879 (1985)
- Mizuguchi K et al. *J. Cryst. Growth* **77** 509 (1986)
- Strite S et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **8** 1131 (1990)
- Гутаковский А К и др. *Письма в ЖТФ* **24** (24) 7 (1998) [Gutakovskii A K et al. *Tech. Phys. Lett.* **24** 949 (1998)]
- Abrahams M S et al. *J. Mater. Sci.* **4** 223 (1969)
- Burd J W *Trans. Metall. Soc. AIME* **245** 571 (1969)
- Fitzgerald E A et al. *Appl. Phys. Lett.* **59** 811 (1991)
- Samavedam S B, Fitzgerald E A *J. Appl. Phys.* **81** 3108 (1997)
- Currie M T et al. *Appl. Phys. Lett.* **72** 1718 (1998)
- Samavedam S B et al. *Appl. Phys. Lett.* **73** 2125 (1998)
- Lee M L et al. *J. Appl. Phys.* **97** 011101 (2005)
- Groenert M E et al. *J. Appl. Phys.* **93** 362 (2003)
- Hartmann J M et al. *Semicond. Sci. Technol.* **15** 362 (2000)
- Hartmann J M et al. *Semicond. Sci. Technol.* **15** 370 (2000)
- Hartmann J M et al. *Semicond. Sci. Technol.* **19** 311 (2004)
- Bogumilowicz Y et al. *J. Cryst. Growth* **290** 523 (2006)
- Rosenblad C et al. *J. Vac. Sci. Technol. A* **16** 2785 (1998)
- Rosenblad C et al. *Appl. Phys. Lett.* **76** 427 (2000)
- Kummer M et al. *Mater. Sci. Eng. B* **89** 288 (2002)
- Thomas S G et al. *J. Electron. Mater.* **32** 976 (2003)
- Isella G et al. *Solid-State Electron.* **48** 1317 (2004)
- Chrastina D et al. *J. Cryst. Growth* **281** 281 (2005)
- Pin G et al. *J. Cryst. Growth* **286** 11 (2006)
- Ramm J, von Kaenel H *IEICE Trans. Electron. E Ser. C* **86** 1935 (2003)
- Bolkhovityanov Yu B et al. *J. Cryst. Growth* **297** 57 (2006)
- Sieg R M et al. *Appl. Phys. Lett.* **73** 3111 (1998)
- Sieg R M et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **16** 1471 (1998)
- Carlin J A et al. *Appl. Phys. Lett.* **76** 1884 (2000)
- Ting S M, Fitzgerald E A *J. Appl. Phys.* **87** 2618 (2000)
- Carlin J A et al. *Prog. Photovoltaics* **8** 323 (2000)
- Andre C L et al. *Appl. Phys. Lett.* **84** 3447 (2004)
- Olson J M et al. *J. Cryst. Growth* **77** 515 (1986)
- Takagi Y et al. *J. Cryst. Growth* **150** 677 (1995)
- Tsuji T, Yonezu H, Ohshima N *J. Vac. Sci. Technol. B* **22** 1428 (2004)
- Geisz J F et al., in *2006 IEEE 4th World Conf. on Photovoltaic Energy Conversion, Waikoloa, Hawaii, May 7–12, 2006: WCPEC-4* (Piscataway, NJ: IEEE, 2006)
- Komatsu Y et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* **36** 5425 (1997)
- Tsaur B-Y et al. *Appl. Phys. Lett.* **38** 779 (1981)
- Sheldon P et al. *Appl. Phys. Lett.* **45** 274 (1984)

133. Sheldon P et al. *J. Appl. Phys.* **58** 4186 (1985)
134. Chang E Y et al. *J. Electron. Mater.* **34** 23 (2005)
135. Seifert W et al. *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.* **33** 423 (1996)
136. Eaglesham D J, Cerullo M *Phys. Rev. Lett.* **64** 1943 (1990)
137. Luan H-C et al. *Appl. Phys. Lett.* **75** 2909 (1999)
138. Colace L et al. *Appl. Phys. Lett.* **76** 1231 (2000)
139. Halbwax M et al. *J. Appl. Phys.* **97** 064907 (2005)
140. Liu J et al. *J. Appl. Phys.* **96** 916 (2004)
141. Sakai A, Tatsumi T *Appl. Phys. Lett.* **64** 52 (1994)
142. Dentel D et al. *Surf. Sci.* **402–404** 211 (1998)
143. Kahng S-J et al. *Phys. Rev. Lett.* **80** 4931 (1998)
144. Kahng S-J et al. *Phys. Rev. B* **61** 10827 (2000)
145. Portavoce A et al. *Phys. Rev. B* **69** 155414 (2004)
146. Horn-von Hoegen M, Müller B H, Al-Falou A *Phys. Rev. B* **50** 11640 (1994)
147. Schmidt Th et al. *Appl. Phys. Lett.* **86** 111910 (2005)
148. LeGoues F K et al. *Phys. Rev. B* **44** 12894 (1991)
149. Horn-von Hoegen M et al. *Surf. Sci.* **298** 29 (1993)
150. Horn-von Hoegen M et al. *Phys. Rev. Lett.* **67** 1130 (1991)
151. Horn-von Hoegen M et al. *Phys. Rev. B* **50** 10811 (1994)
152. Eaglesham D J et al. *Phys. Rev. Lett.* **70** 1643 (1993)
153. Osten H J et al. *Phys. Rev. Lett.* **69** 450 (1992)
154. Thornton J M C et al. *Surf. Sci.* **273** 1 (1992)
155. Wietler T F, Bugiel E, Hofmann K R *Appl. Phys. Lett.* **87** 182102 (2005)
156. Wietler T F, Bugiel E, Hofmann K R *Thin Solid Films* **508** 6 (2006)
157. Bauer M et al. *Appl. Phys. Lett.* **81** 2992 (2002)
158. Roucka R et al. *Appl. Phys. Lett.* **86** 191912 (2005)
159. Tolle J et al. *Appl. Phys. Lett.* **88** 252112 (2006)
160. "Motorola and IQE grow GaAs on large-area Si substrates" *Compound Semicond.* **7** (9) 47 (2001)
161. Yu Z et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **18** 2139 (2000)
162. Yu Z et al. "GaAs-Based heterostructures on silicon", in *GaAs Mantech Conf., April 8–11, 2002, San Diego, Calif., USA*; <http://www.csmantech.org/Digest/2002/PDF/13e.pdf>
163. Eisenbeiser K et al. *IEEE Electron. Device Lett.* **23** 300 (2002)
164. Droopad R et al. *J. Cryst. Growth* **251** 638 (2003)
165. Chediak A, Scott K, Zhang P, TICS 4, Prof. Sands, MSE 225 April 12 (2002)
166. Wright S L, Kroemer H, Inada M J. *Appl. Phys.* **55** 2916 (1984)
167. Mori H et al. *Appl. Phys. Lett.* **51** 1245 (1987)
168. Suzuki T et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* **31** 2079 (1992)
169. Bi W G, Mei X B, Tu C W J. *Cryst. Growth* **164** 256 (1996)
170. Takagi Y et al. *J. Cryst. Growth* **187** 42 (1998)
171. Dixit V K et al. *J. Cryst. Growth* **293** 5 (2006)
172. Yu X et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **22** 1450 (2004)
173. Tsuji T et al. *Jpn. J. Appl. Phys.* **36** 5431 (1997)
174. Kunert B et al., in *5th Intern. Conf. on Silicon Epitaxy and Heterostructures (ICSE-5), May 20–25, 2007, Marseille, France*, Abstracts, p. 178
175. Kästner G, Gösele U, Tan T Y *Appl. Phys. A* **66** 13 (1998)
176. Brown A S J. *Vac. Sci. Technol. B* **16** 2308 (1998)
177. Bourret A *Appl. Surf. Sci.* **164** 3 (2000)
178. Kästner G, Gösele U *J. Appl. Phys.* **88** 4048 (2000)
179. Vanhollenbeke K et al. *Prog. Cryst. Growth Charact. Mater.* **41** 1 (2000)
180. Болховитянов Ю Б, Пчеляков О П, Чикичев С И *УФН* **171** 689 (2001) [Bolkhovityanov Yu B, Pchelyakov O P, Chikichev S I *Phys. Usp.* **44** 655 (2001)]
181. Болховитянов Ю Б, Пчеляков О П, Соколов Л В, Чикичев С И *ФТП* **37** 513 (2003) [Bolkhovityanov Yu B, Pchelyakov O P, Sokolov L V, Chikichev S I *Semicond.* **37** 493 (2003)]
182. Brunner K et al. *Thin Solid Films* **321** 245 (1998)
183. Pei C W et al. *J. Appl. Phys.* **90** 5959 (2001)
184. Sridhar N, Srolovitz D J, Suo Z *Appl. Phys. Lett.* **78** 2482 (2001)
185. Yin H et al. *J. Appl. Phys.* **91** 9716 (2002)
186. Yu C-Y et al. *J. Appl. Phys.* **100** 063510 (2006)
187. Rehder E M et al. *J. Appl. Phys.* **94** 7892 (2003)
188. Tezuka T et al. *Appl. Phys. Lett.* **80** 3560 (2002)
189. Alexander H, in *Dislocations in Solids* Vol. 7 (Ed. F R N Nabarro) (New York: Elsevier, 1986) p. 113
190. Fischer A, Richter H *Appl. Phys. Lett.* **64** 1218 (1994)
191. Yonenaga I *Phys. Status Solidi A* **171** 41 (1999)
192. Houghton D C J. *Appl. Phys.* **70** 2136 (1991)
193. Gillard V T, Nix W D, Freund L B J. *Appl. Phys.* **76** 7280 (1994)
194. Hirth J P, Lothe J *Theory of Dislocations* 2nd ed. (New York: Wiley, 1982)
195. Hull R et al. *Appl. Phys. Lett.* **65** 327 (1994)
196. Hull R et al. *Phys. Rev. B* **40** 1681 (1989)
197. Jain S C et al. *J. Appl. Phys.* **87** 965 (2000)
198. Hull R et al. *J. Appl. Phys.* **70** 2052 (1991)
199. Seaford M L et al. *J. Electron. Mater.* **29** 906 (2000)
200. Pei C W et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **20** 1196 (2002)
201. Gösele U et al. *J. Vac. Sci. Technol. A* **17** 1145 (1999)
202. Tong Q Y et al. *J. Microelectromech. Syst.* **3** 29 (1994)
203. Takagi H, Maeda R J. *Cryst. Growth* **292** 429 (2006)
204. McKay K S et al. *Appl. Phys. Lett.* **90** 222111 (2007)
205. Antypas G A, Edgcombe J *Appl. Phys. Lett.* **26** 371 (1975)
206. Fleming J G, Rothery-Osmun E, Godshall N A J. *Electrochem. Soc.* **139** 3300 (1992)
207. Cioccio L Di, Jalaguier E, Letertre F *Phys. Status Solidi A* **202** 509 (2005)
208. Peterson R L et al. *Appl. Phys. Lett.* **88** 201913 (2006)
209. Huang H et al. *Appl. Phys. Lett.* **90** 161102 (2007)
210. Lin H C et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **20** 752 (2002)
211. Cengher D et al. *J. Cryst. Growth* **251** 754 (2003)
212. Gösele U, Tong Q-Y *Annu. Rev. Mater. Sci.* **28** 215 (1998)
213. Иванютин Л А и др. *ФТП* **29** 1750 (1995) [Ivanyutin L A et al. *Semicond.* **29** 914 (1995)]
214. Joshkin V A et al. *J. Appl. Phys.* **79** 3774 (1996)
215. Umeno M et al. *Solar Energy Mater. Solar Cells* **50** 203 (1998)
216. Wang G et al. *Appl. Phys. Lett.* **76** 730 (2000)
217. Carlin J A et al. *Solar Energy Mater. Solar Cells* **66** 621 (2001)
218. Ringel S A et al. *Prog. Photovoltaics* **10** 417 (2002)
219. Shimizu Y, Okada Y J. *Cryst. Growth* **265** 99 (2004)
220. Ginige R et al. *Semicond. Sci. Technol.* **21** 775 (2006)
221. Lueck M R et al. *IEEE Electron. Device Lett.* **27** 142 (2006)
222. Carlin J F et al. *J. Cryst. Growth* **201** 994 (1999)
223. Groenert M E et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **21** 1064 (2003)
224. Chriqui Y et al. *Electron. Lett.* **39** 1658 (2003)
225. Kwon O et al. *J. Appl. Phys.* **97** 034504 (2005)
226. Chriqui Y et al. *Opt. Mater.* **27** 846 (2005)
227. Chilukuri K et al. *Semicond. Sci. Technol.* **22** 29 (2007)
228. Luo G-L et al. *J. Appl. Phys.* **101** 084501 (2007)
229. Lew K L et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **25** 902 (2007)
230. Oye M M et al. *J. Vac. Sci. Technol. B* **25** 1098 (2007)
231. Yang V K et al. *J. Mater. Sci.: Mater. Electron.* **13** 377 (2002)
232. Dohrman C L et al. *Mater. Sci. Eng. B* **135** 235 (2006)

### GaAs epitaxy on Si substrates: modern status of research and engineering

**Yu.B. Bolkhovityanov, O.P. Pchelyakov**

*Institute of Semiconductor Physics, Siberian Branch of the Russian Academy of Sciences, prosp. akad. Lavrent'eva 13, 630090 Novosibirsk, Russian Federation  
Tel. (7-383) 333-3286, (7-383) 333-3502. E-mail: bolkhov@isp.nsc.ru, pch@isp.nsc.ru*

While silicon and gallium arsenide are dominant materials in modern micro- and nanoelectronics, their based devices as yet use Si and GaAs substrates only separately. Integrating these materials on the (most efficient) substrate of Si has been the subject of much research effort for more than twenty years. This systematic review summarizes the current understanding of the fundamental physical mechanisms governing the epitaxial growth of GaAs and other A<sup>III</sup>B<sup>V</sup> compounds on Si substrates. Basic quality improving techniques available for such heterostructures are described, and recent advances in fabricating device-quality A<sup>III</sup>B<sup>V</sup>/Si heterostructures and their based devices are presented.

PACS numbers: 61.72.Lk, **62.25**–g, 81.05.Cy, 81.05.Ea, **81.15**–z, 85.40.Sz  
Bibliography — 232 references

DOI: 10.3367/UFNr.0178.200805b.0459  
Received 28 November 2007, revised 9 January 2008