

МЕТОДИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ РАБОТЫ НА УСТАНОВКЕ ЭП1203

© 1996, В.Б. Губанов, Г.М. Гурьянов, В.Н. Демидов, В.Г. Дубровский,
Н.П. Корнеева, В.Н. Петров, Н.К. Поляков, Ю.Б. Самсоненко, Г.Э. Цырлин

Институт аналитического приборостроения РАН, Санкт-Петербург

Поступила в редакцию 22.03.96

В настоящей работе рассмотрены некоторые проблемы, связанные с эксплуатацией установки ЭП1203, разработанной в ИАиП РАН. Представлены конкретные проработки авторов, которые могут облегчить труд как экспериментаторов, использующих данный тип установок, так и разработчиков новых поколений установок МПЭ. Большинство рекомендаций могут быть полезными при использовании других установок типа ЭП.

Введение

Молекулярно-пучковая эпитаксия (МПЭ) является в настоящее время одной из самых перспективных технологий в области изготовления структур-заготовок для приборов с квантово-размерными эффектами. Несмотря на кажущуюся простоту метода МПЭ существуют, и будут существовать ряд вопросов, присущих тому или иному поколению или конкретной модификации установок, предназначенных для молекулярно-пучковой эпитаксии. В настоящей работе рассмотрены некоторые проблемы, связанные с эксплуатацией установки ЭП1203, разработанной в НТО АН СССР (ныне ИАиП РАН) в Санкт-Петербурге и серийно изготавливавшейся на ЭЗНП (пос.Черноголовка). Установки МПЭ также были разработаны и изготавливались в гт.Рязань (НИТИ) и Новосибирск (СО АН СССР). Однако целью данной работы является не сравнение установки ЭП1203 с другими модификациями, а конкретные проработки авторов, которые, на наш взгляд, могут облегчить труд как экспериментаторов, использующих данный тип установок, так и разработчиков новых поколений установок МПЭ. Следует также отметить, что большинство рекомендаций могут быть полезными при использовании других установок типа ЭП.

Установка ЭП1203 состоит из системы сверхвысоковакуумных камер и электронных стоек. Внешний вид установки представлен на рис.1. Вакуумная часть содержит камеру перезарядки и камеру роста. Камера перезарядки оборудована шлюзом для загрузки и выгрузки трех образцов без нарушения вакуума в камере роста и кареткой для одновременного размещения девяти образцов. Камера

роста содержит масс-анализатор квадрупольного масс-спектрометра (КМС) МС7303, электронную пушку ДЭ1201 и покрытый люминофором экран системы дифракции быстрых электронов на отражение (ДБЭО), механизмы перемещения и вращения подложки, механизмы управления заслонками молекулярными источниками (МИ), нагреватель подложки, а также окна для визуального контроля подложки и измерения ее температуры пирометром; предусмотрена возможность проведения исследования поверхности подложки методом эллипсометрии. В камеру одновременно можно установить восемь молекулярных источников, каждый из которых помещается в водоохлаждаемую рубашку. Рабочий объем камеры окружен охлаждаемой жидким азотом криопанелью. Откачка на сверхвысокий вакуум камеры роста производится двумя магниторазрядными

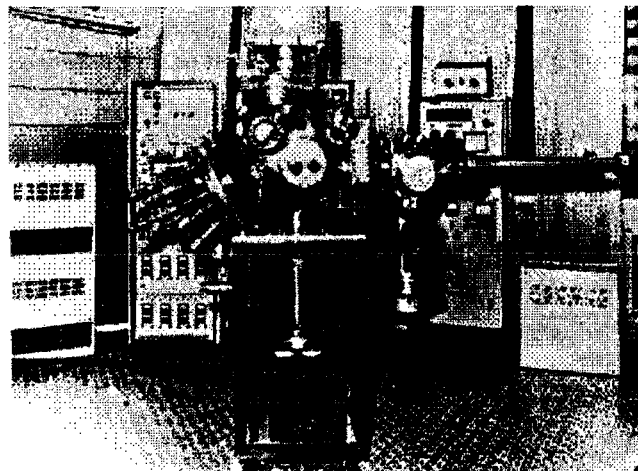


Рис.1. Внешний вид установки ЭП1203.

насосами типа НМД-0Ю4-1 и сублимационным насосом, имеющим охлаждаемую жидким азотом криопанель.

1. Предростовая подготовка

Для создания приборов с квантово-размерными эффектами возникает необходимость в достижении минимально возможного уровня фонового легирования выращиваемых слоев, который, в свою очередь, определяется как количеством неконтролируемых примесей из остаточной атмосферы в ростовой камере установки МПЭ [1], так и примесей, непосредственно испускаемых из молекулярных источников. Известно, что в качестве материалов, используемых при изготовлении установок для МПЭ, применяются материалы, обладающие низким газовыделением при высоких температурах нагрева. Тем не менее, даже при использовании таких материалов, как тантал, молибден, вольфрам, пиролиитический нитрид бора (pBN), возникает необходимость в предварительной подготовке узлов для последующих ростовых процессов.

1.1. Подготовка молекулярных источников

Общий вид молекулярного источника, используемого в установке ЭП1203, представлен на рис.2. Очевидно, что наибольший вклад в эмиссию неконтролируемых примесей вносят изготовленный из тантала нагреватель и изготовленный из пиролиитического нитрида бора тигель. Форма тигля молекулярного источника была сконструирована таким образом, чтобы влияние нагревателя было сведено к минимуму.

Перед установкой в МИ тигли из pBN проходили подготовку по следующей методике:

1. Цикл: промывка под струей дистиллированной воды и кипячение в дистиллированной воде в течение

10 минут. Цикл повторяется до тех пор, пока при кипячении не прекратится помутнение воды.

2. Отжиг в кварцевом реакторе на воздухе при температуре 800°C в течение 3 часов. При отжиге pBN в кварцевом реакторе при высокой температуре частицы кварца могут прилипать к поверхности pBN, соприкасающейся с поверхностью реактора. Поэтому целесообразно проводить отжиг тиглей в специальном предварительно отоженном стакане из pBN.

3. Отжиг в кварцевом реакторе в потоке водорода при температуре 800°C в течение 3 часов.

4. Отжиг при температуре 1450°C и остаточном давлении не более 1×10^{-4} Па в течение 24 часов. Отжиг производился на специальной установке для высокотемпературного отжига деталей. Установка состоит из высоковакуумной камеры, наружная стенка которой окружена охлаждаемой проточной водой криопанелью. Внутри камеры размещен нагревательный элемент в виде изготовленных из вольфрама спиралей. Сопротивление нагревателя в холодном состоянии 1 Ом. Нагреватель окружен набором экранов из танталовой ленты толщиной 0,2 мм. Вакуумная камера снабжена фланцем для загрузки деталей. Предельный вакуум в камере (5×10^{-8} Па) достигается за счет использования магниторазрядного насоса НМД-0,4-1. Установка позволяет проводить обезгаживание деталей из молибдена и тантала (режим отжига — нагрев до 1600°C при давлении менее 1×10^{-5} Па) и нитрида бора.

5. При наличии на поверхности тигля черного налета после отжига в высоком вакууме цикл подготовки тигля необходимо повторить.

В рамках предростовой подготовки молекулярных источников было признано целесообразным провести заключительное их обезгаживание в сборе при превышающих максимальные рабочие при эпитаксиальном росте температурах.

Заключительное обезгаживание каждого МИ производилось в два этапа:

На этапе 1 обезгаживался молекулярный источник без тигля. Для этого был изготовлен вакуумный пост на базе магниторазрядного насоса НМД-1, подготовлена система программируемого автоматического регулирования и поддержания температуры, имеющая в своем составе регулятор температуры "Протерм-100" и источник питания МИ из состава установки. Молекулярный источник размещался на имеющем водяное охлаждение в области испарительной ячейки источника фланце. После достижения остаточного давления менее 5×10^{-8} Па производился за 8 часов подъем температуры на нагревателе испарителя до 550°C. При повышении температуры давление в камере не превышало 1×10^{-5} Па. На данной стадии температура нагревателя испарителя не превышает нижней границы области активного геттерирования тантала

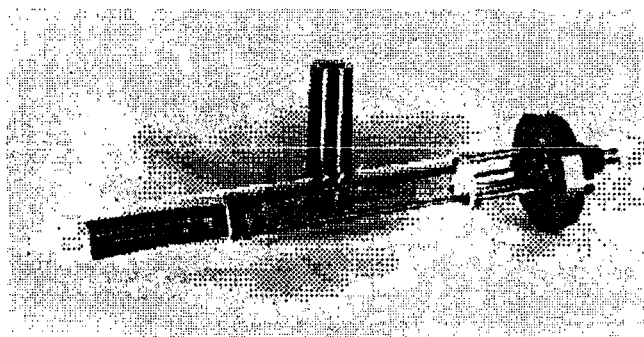


Рис.2. Общий вид молекулярного источника.

($\approx 700^\circ\text{C}$). Продолжительность отжига на этой стадии составляла 12 часов. При дальнейшем повышении за 20 часов температуры испарителя до 1400°C давление в камере не превышало 1×10^{-6} Па. Продолжительность отжига на этой стадии составляла 24 часа, после чего за 4 часа производилось снижение температуры до комнатной.

На этапе 2 молекулярный источник обезгаживался с установленным тиглем из рВN на собранном на базе УСУ-4 вакуумном посту, имеющем в своем составе помимо магниторазрядного насоса НМД-0,4-1 сублимационный насос, имеющий охлаждаемую жидким азотом криопанель. Молекулярный источник также размещался на имеющем водяное охлаждение в области испарительной ячейки источника фланце, таким образом имитировался вариант размещения молекулярного источника, в основном совпадающий с его размещением в установке. После достижения остаточного давления менее $1,5 \times 10^{-8}$ Па производился за 8 часов подъем температуры на нагревателе испарителя до 550°C . При повышении температуры давление в камере не превышало 1×10^{-6} Па. Продолжительность отжига на этой стадии составляла 5 часов. При дальнейшем повышении за 20 часов температуры испарителя до 1300°C давление в камере не превышало 5×10^{-7} Па. Продолжительность отжига на этой стадии составляла 24 часа, после чего за 4 часа производилось снижение температуры до комнатной. При уменьшении температуры МИ до 1100°C давление в камере не превышало 1×10^{-8} Па. Кроме того, свежий титановый слой наносился на внутреннюю поверхность сублимационного насоса 1 раз в 4 часа. Подготовленные таким образом молекулярные источники готовы к работе в составе установки. Перед первой установкой МИ на какое-либо место оно должно было быть предварительно отожжено. Для этого прошедший подготовку по вышеизложенной методике испаритель устанавливался на подготавливаемое место на блоке испарителей и проводился его нагрев до 1300°C при залитых жидким азотом криопанелях блока испарителей и растового модуля. Предельные условия по вакууму были такие же, как при подготовке испарителей.

1.2. Получение сверхвысокого вакуума

После загрузки рабочими материалами молекулярные источники помещались в камеру роста, которая откачивалась на сверхвысокий вакуум. После вскрытия установки остаточное давление не превышало 1×10^{-6} Па даже после непрерывной откачки в течении нескольких суток. Масс-спектр

остаточной атмосферы в ростовой камере после трех суток откачки представлен на рис.3. Для получения требуемого остаточного давления менее 1×10^{-8} Па необходим прогрев установки.

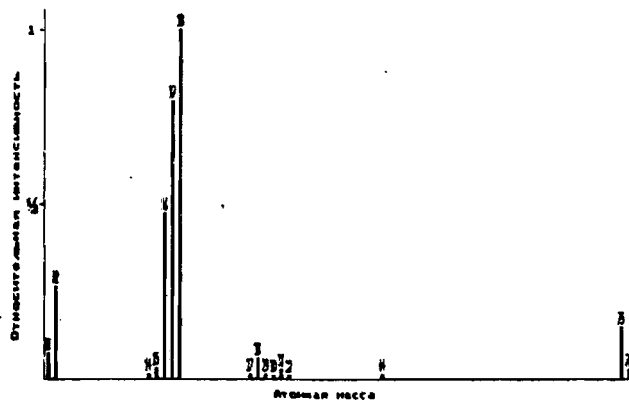


Рис.3. Масс-спектр остаточной атмосферы в ростовой камере до прогрева.

Прогрев осуществлялся с помощью штатного комплекта термостатов с нагревателями. Температура прогрева составляла не менее 160°C в нижней части установки и не более 220°C в верхней. Время выдержки на максимальной температуре в зависимости от степени чистоты камер и количества вновь установленных узлов составляла 24+48 часов, время выхода на режим — 10 часов. В процессе прогрева дополнительно подогревались нагреватели подложки и молекулярных источников (кроме мышьяка) до температуры около 100°C относительно камеры. Дополнительный подогрев источников мышьяка приводил к непроизводительному расходованию мышьяка вследствие его испарения. После остывания до температуры $70+80^\circ\text{C}$ термостаты снимались и

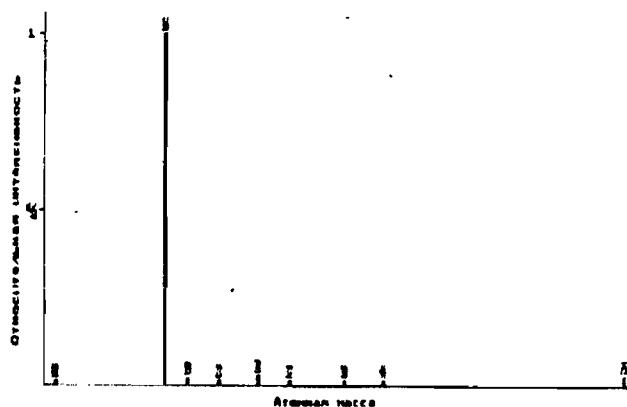


Рис.4. Масс-спектр остаточной атмосферы в ростовой камере после прогрева и заливки жидкого азота в криопанель.

производилось обезгаживание манометрических датчиков ПММ-46, катодов КМС и ДЭ1201, а также титановых шпилек сублимационного насоса. Предельное остаточное давление после полного остывания составляло порядка 1×10^{-8} Па в камерах роста и перезарядки. После заливки жидкого азота предельное остаточное давление в камере роста составляло менее 1×10^{-8} Па и не могло быть замерено штатным вакуумметром ВМБ-1/8-001. Масс-спектр остаточной атмосферы в ростовой камере после заливки азота представлен на рис.4.

1.3. Подготовка подложек

1.3.1. Оборудование для подготовки подложек

Для подготовки подложки было разработано и изготовлено следующее оборудование:

— установка для получения особо чистой воды ($H_2O_{\text{оч}}$), состоящая из дисциллятора, комплекта фильтров типа "Наяда" и системы измерения электрического сопротивления $H_2O_{\text{оч}}$. Сопротивление составляло не менее $1,8 \times 10^7$ Ом;

— вытяжной шкаф для химической обработки пластин;

— бокс для наклейки пластин на подложкодержатель;

— для напуска сухого азота в бокс и вытяжной шкаф была использована система напуска из комплекта принадлежностей установки ЭП1203.

1.3.2. Методика подготовки подложки

Все операции по подготовке подложки производились в вытяжном шкафу и боксе в обеспыленной атмосфере сухого азота.

Контроль внешнего вида пластин GaAs производился под микроскопом МБС-3. Поверхность рабочей стороны пластины должна быть зеркальной, без пятен и царапин.

Исходная пластина GaAs раскалывалась по основным кристаллографическим осям на образцы требуемого размера (обычно 15×15 мм). В связи с большей вероятностью наличия дефектов края исходной пластины не использовались.

Образец протирался органическим растворителем (спирт, ацетон) с целью удаления полученных при шлифовке исходной пластины загрязнений.

Обезжиривание образца сводится к троекратному кипячению в течение 10 мин. сначала в толуоле, затем в ацетоне, после чего еще три раза в парах ацетона. Далее образец тщательно промывался в течение 1 мин.

в потоке особо чистой воды. Полирующее травление образца производилось в кислотно-пергидролиевом травителе ($H_2SO_4:H_2O_2:H_2O_{\text{оч}}=5:1:1$) при комнатной температуре в течение 8 мин. Скорость травления при этом составляла 1 мкм/сек. После этого образец тщательно промывался в $H_2O_{\text{оч}}$ в течение 2 мин. и высушивался на центрифуге (т.н. "взрывная" сушка) в атмосфере азота, после чего быстро переносился в бокс.

На предварительно подготовленный подложкодержатель помещалось небольшое количество индия чистоты 7N, подложкодержатель разогревался до плавления индия и производилось равномерное распределение индия по поверхности подложкодержателя, после чего образец наклеивался на держатель.

После остывания подложкодержателя до комнатной температуры он помещался в специальный контейнер и переносился в установку МПЭ.

1.4. Подготовка подложкодержателей

Подготовка подложкодержателей состоит из химической очистки и высокотемпературной термической обработки в вакууме.

Химическая очистка проводится с целью обезжиривания и удаления остатков индия, галлия и мышьяка с поверхности подложкодержателей, если они уже участвовали в процессах роста.

Первоначальная очистка необходима для всех составных частей подложкодержателя: молибденового установочного кольца, рабочей площадки и прижимной танталовой пружины. Очистка молибденовых и танталовых деталей проводится отдельно. При повторной очистке допускается очистка только рабочих площадок подложкодержателя. Периодичность очистки — примерно один раз в полгода, что предполагает 3-5 кратное использование держателей между очистками.

Режимы химической очистки и состав травителей были следующими.

Очистка молибденовой рабочей площадки:

1) травление индия — концентрированная соляная кислота;

2) промывка — вода дистиллированная 20 минут;

3) травление арсенида галлия — хромовая смесь при температуре 80°C ;

4) промывка — вода дистиллированная 20 минут;

5) сушка.

В случае сильного загрязнения перед химической очисткой применяется механическая шлифовка.

Очистка танталла:

1) обезжиривание — горячая хромовая смесь;

2) промывка — вода дистиллированная.

Состав хромовой смеси:

- 1) вода дистиллированная — 65 сл (325)
- 2) трехокись хрома — 20 г (100)
- 3) кислота серная концентрированная (плотность — 1,84) — 35 мл (175)

Высокотемпературная термическая обработка в вакууме проводится с целью отжига и обезгаживания деталей подложкодержателя. Режимы термической обработки танталовых и молибденовых деталей очень близки, поэтому возможно проводить совместный отжиг.

Обработка проводилась в высокотемпературной высоковакуумной печи. Отжиг проводится при температуре 1400-1600°C в течение 24 часов рабочего режима непрерывно или интервалами по 8 или 12 часов. Время выхода на рабочую температуру определяется условиями по вакууму и зависит от степени загрузки печи. Давление в камере должно быть менее 1×10^{-4} Па. При полной загрузке печи первоначальный выход на рабочую температуру составляет 6-8 часов.

1.5. Система регистрации и обработки картин ДБЭО

Структурная схема системы регистрации картин ДБЭО приведена на рис.5. Система состоит из телевизионной видеокамеры (ТВ камеры) с блоком питания, видеомонитора, устройства ввода видеоинформации в ЭВМ (УВВИ), IBM PC AT персонального компьютера с монитором и специально разработанного программного обеспечения.

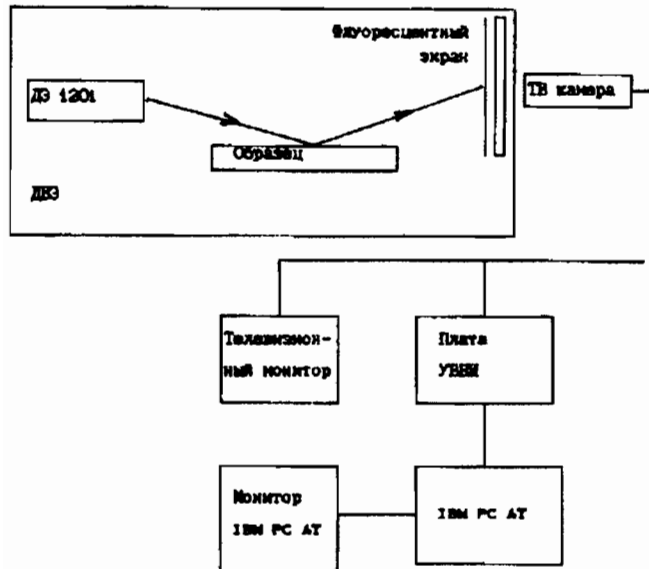


Рис.5. Структурная схема системы регистрации дифракционных изображений. ДЭ 1201 - электронная пушка, ДБЭ - дифрактометр быстрых электронов.

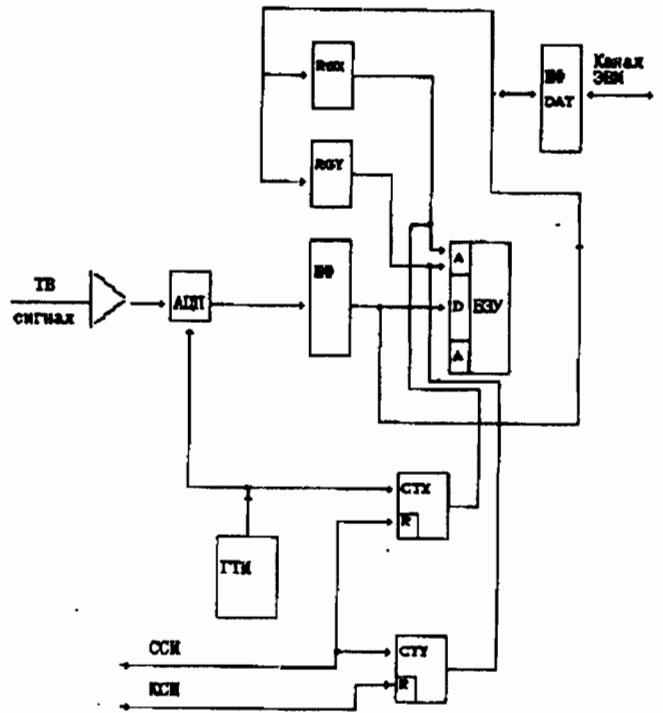


Рис.6. Структурная схема устройства ввода видеоинформации в ЭВМ.

АЦП — аналого-цифровой преобразователь 1107ПВ2, ГТИ — генератор тактовых импульсов, ССИ и КСИ — строчные и кадровые синхросигналы, БЗУ — буферное запоминающее устройство, RGX и RGY — регистры для адресации БЗУ при вводе информации в ЭВМ, стх и сту — двоичные счетчики для адресации БЗУ, ШФ и ШФ DAT — шинные формирователи.

В качестве телевизионной камеры была использована камера ПТУ-84, выпускаемая заводом "Волна", г.Новгород и выполненная на суперкремниконовой трубке, что обеспечивало высокую спектральную чувствительность в области свечения люминофора. Следует отметить, что в данной системе может быть использована любая ТВ камера, имеющая на выходе стандартный телевизионный сигнал. Камера закреплена на фланце ростового модуля установки МПЭ таким образом, чтобы исключить попадание прямого света на объектив и обеспечить обзор требуемой области изображения на флуоресцентном экране. Картины ДБЭО, формируемые на флуоресцентном экране, регистрируются видеокамерой, видеосигнал с которой поступает параллельно на плату УВВИ и видеомонитор, обеспечивающий непрерывное наблюдение за картиной ДБЭО в процессе экспериментов. УВВИ конструктивно выполнено в виде печатной платы, установленной в свободный

“слот” компьютера, в качестве которого может быть использован любой IBM совместимый компьютер.

Устройство УВВИ предназначено для преобразования аналогового видеосигнала в цифровую форму (256 градаций яркости, 512x512 точек), запоминания телевизионного кадра в буферном запоминающем устройстве (БЗУ) с частотой обновления информации 50 Гц и программно управляемого ввода информации из БЗУ в ЭВМ. Структурная схема УВВИ, проясняющая его работу, приведена на рис. 6. В состав устройства входят АЦП с входным усилителем для амплитудной оцифровки входного видеосигнала, генератор тактовых импульсов (ГТИ), обеспечивающий временную дискретизацию видеосигнала, счетчики СТХ и СТУ, предназначенных для адресации БЗУ, регистров RGX и RGY, предназначенных для адресации БЗУ в режиме программного ввода информации в ЭВМ, шинных формирователей (ШФ и ШФ DAT), обеспечивающих согласование сигналов. Строчные и кадровые синхроимпульсы (ССИ и КСИ), снимаемые с ТВ камеры, используются для синхронизации при временной оцифровке телевизионного сигнала.

Основные технические параметры описанной системы для используемого типа ТВ камеры следующие:

область спектральной чувствительности — 350-800 нм; максимальная чувствительность ТВ камеры — 5×10^{-5} Лм; число элементов разложения изображения — 512x512; время ввода одной точки изображения в БЗУ — 80 нс; число градаций яркости изображения — 256.

Программное обеспечение, написанное на языке Си, разделено на три независимых пакета: а) однооконный режим; б) четырехоконный режим и в) линейный режим. Все три пакета состоят из программ снятия и обработки информации. Каждая из программ снабжена удобным для пользователя меню с пояснениями для каждого из разделов.

а) Однооконный режим. Основной целью данного пакета является регистрация с частотой обновления телевизионной информации (50 Гц) интенсивности в пределах выбранного участка дифракционного изображения (рефлекса) и определения скорости роста эпитаксиального слоя требуемого состава путем вторичной обработки полученной информации. При работе в этом режиме вначале снимается обзорная картина со всего флуоресцентного экрана и отображается на мониторе ЭВМ (512x512 точек). Далее на мониторе выбирается интересующий участок (размером 128x128 точек), и он отображается на мониторе в увеличенном виде. После этого задается размер окна и выбирается его положение в произвольном месте увеличенного изображения. Далее выбирается время, в течение которого будет

сниматься информация из окна и по команде оператора программа считывания запускается. При этом регистрируемая информация (интенсивность сигнала) усредняется в пределах площади окна и высвечивается на экране монитора в виде зависимости интенсивности от времени измерений. Когда время исполнения заканчивается или программа останавливается оператором до окончания ранее заданного времени, пользователь может измерить с помощью специальных маркеров интервалы между произвольными моментами времени, произвести вычисление скорости роста, записать информацию на диск (включая в том числе и информацию о дифракционном изображении) или распечатать полученный результат. Если это необходимо, то пользователь может впоследствии анализировать полученную информацию с помощью программы обработки. Пример использования этой программы приведен на рис. 7. Данный пример относится к росту гетеропроводниковой сверхрешетки GaAs/(Al, Ga)As/AlAs (левая, центральная и правая части на осциллирующей

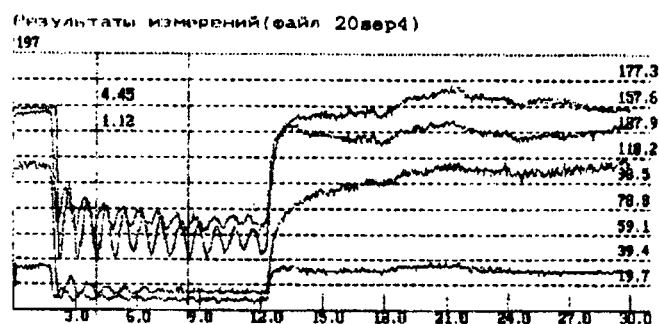


Рис. 7. Временная зависимость интенсивности дифракционного рефлекса для однооконного режима.

зависимости, соответственно), выращенной при температуре подложки 600°C, эффективном давлении мышьяка в зоне роста $4,2 \times 10^{-6}$ Па. Информация снималась в нулевом рефлексе в направлении [011] при энергии электронного пучка 12,5 КэВ и угле падения 1. Следует отметить, что каждый распечатанный результат может быть снабжен поясняющей подписью (до 150 символов).

б) Четырехоконный режим. Этот пакет может быть использован при измерении интенсивностей ДБЭО в нескольких дифракционных пучках одновременно с частотой, равной частоте обновления телевизионной информации (50 Гц). Основным отличием от однооконного режима является наличие возможности выбора до четырех окон произвольного размера в произвольном месте на дифракционном изображении; в остальном все возможности предыдущего пакета сохраняются. На рис. 8 показан пример использования

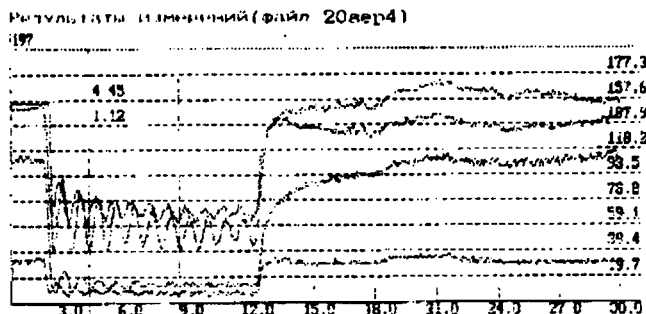


Рис.8. Временные зависимости интенсивностей в различных точках дифракционного изображения для четырехоконного режима.

данного пакета программ для эпитаксиального слоя GaAs, выращенного в условиях перехода поверхностной реконструкции (2x4) в (4x2) (температура подложки 550С, соотношение потоков As₂/Ga=2/1). Временные зависимости интенсивности ДБЭО снимались в направлении [011] на различных дифракционных рефлексах. Из рисунка видно наличие сдвига фаз осцилляций в различных дифракционных пучках, что демонстрирует возможности системы в исследовании особенностей механизма МПЭ роста.

в) Линейный режим. Этот пакет предназначен для анализа профилей дифракционных изображений с частотой, равной частоте обновления телевизионной информации. Основным отличием от предыдущих режимов является возможность измерения интенсивностей ДБЭО в квазилинейном варианте между двумя произвольно выбранными точками на интересующем участке дифракционного изображения. Линия состоит из набора окон (до 16) с произвольным, но фиксированным размером. Все возможные операции при снятии изображения (контроль за интенсивностью ДБЭО в любом окне, запись на диск, распечатка результатов, возможность оперативного измерения скорости роста) остаются такими же, как и в предыдущих операциях. Информация, получаемая в этом режиме, является наиболее полной, по сравнению с описанными ранее, и позволяет исследовать сложные физические явления, связанные с МПЭ ростом.

Программа вторичной обработки позволяет пользователю графически отобразить информацию (в виде зависимостей интенсивности ДБЭО от времени) в каждом из окон различным цветом в не сглаженном или сглаженном методом сплайн — аппроксимации режиме. Далее, возможно рассчитать скорость роста или определить некие характерные времена (например, время схода окисного слоя, скорость изменения поверхностной реконструкции, время перехода от двумерного к трехмерному механизму роста пленки

и др.). Пример использования данного пакета приведен на рис.9а,б для эпитаксиального роста GaAs(100). На рис.9а в нижней части приведены осциллирующие кривые, снятые в четырех точках дифракционного рефлекса (окна 4-7), которые отмечены звездочками на профиле рефлекса, показанном в верхней центральной части этого рисунка. В верхней левой части рис.9а показан контур рефлекса и расположение вдоль линии 16 окон (размером 2x2 точки), в которых измерялись интенсивности дифракционного изображения. Стрелкой указано направление сканирования в процессе измерения профиля. На этом же рисунке вверху справа указаны (в секундах от начала времени

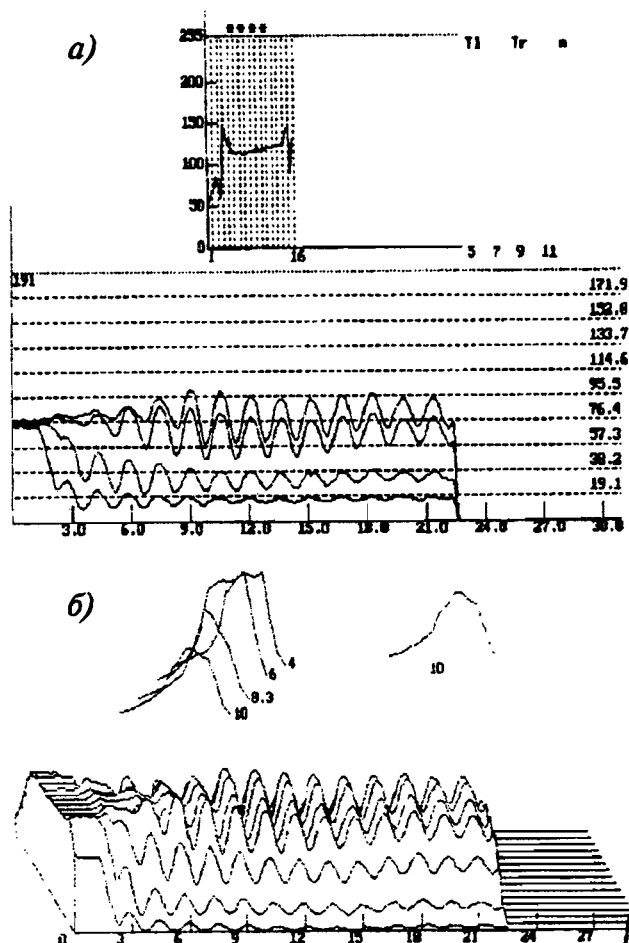


Рис.9. Примеры использования программы вторичной обработки для линейного режима.

а). Временные зависимости интенсивностей в 4, 5, 6 и 7 окнах (внизу), контур рефлекса и направление линейного сканирования (наверху слева) и профиль распределения интенсивности сигнала в рефлексе в нулевой момент времени (наверху в центре).

б). Квази-трехмерное изображение временной зависимости интенсивности профиля (внизу) и формы профилей в определенные моменты времени (наверху).

измерения) положения левого и правого маркера (Γ и Γ_r , соответственно), количество осцилляций между маркерами (n) и скорость роста V , вычисленная на основании этих данных. На рис.9б представлены результаты, получаемые с помощью подпрограммы вторичной обработки, показывающие в квазитрехмерном виде измерение профиля дифракционного рефлекса, снятого по 16 точкам. На этом же рисунке сверху представлены профили рефлекса в различные моменты времени (в секундах), отмеченные цифрами у каждого из профилей.

Представленные результаты для линейного режима показывают высокую информативность метода ДБЭО для исследования процессов МПЭ роста. В частности, использование этого режима позволило авторам обнаружить эффект периодического расщепления профилей дифракционных рефлексов при эпитаксиальном росте GaAs(100).

1.6. Вывод молекулярных источников на рабочий режим

Вывод на рабочий режим молекулярных источников и обезгаживание рабочих материалов производилось после достижения в камере роста остаточного давления менее 1×10^{-8} Па. Регулирование температуры МИ (кроме алюминия) производилось в программном режиме с помощью штатных регуляторов температуры "Протерм-100". Время выхода на известную из ранее произведенных экспериментов требуемую рабочую температуру МИ устанавливалось 60 мин. Для обезгаживания рабочих материалов после достижения заданной температуры производился ее подъем за 15 мин. до значения на 10% превышающее рабочее. Источники выдерживались при повышенной температуре 2 часа (источник мышьяка 30 мин.), после чего за 15 мин. производилось снижение температуры до рабочей. Все перечисленные операции производились при закрытых заслонках.

Одновременно с обезгаживанием материалов производилось обезгаживание нагревателя подложки путем его нагрева со специальным технологическим подложкодержателем до максимально достижимой температуры ($\approx 750^\circ\text{C}$) и выдержкой в течение 2 часов.

Расплав и кристаллизация алюминия представляют собой определенную сложность в связи с увеличением объема алюминия при затвердевании и нагреве в расплавленном состоянии, что может привести к разрыву тигля с веществом. Подъем температуры источника алюминия производился путем ступенчатого увеличения подводимой на источник мощности с записью показания термопары источника на самопишущий прибор типа ЛКС4-003. При достижении

температуры плавления происходит характерное изменение на графике зависимости температуры от времени, и увеличение подводимой на источник мощности прекращалось до полного окончания процесса плавления. Об окончании процесса плавления свидетельствует увеличение температуры при неизменной подводимой мощности. Далее температура увеличивалась на $30-40^\circ\text{C}$, после чего вывод на рабочий режим источника и обезгаживание алюминия производились в программном режиме по приведенной выше методике. График изменения температуры в процессе плавления приведен на рис.10. Аналогичным образом в обратной последовательности проводилась кристаллизация алюминия. Давление в камере роста в процессе обезгаживания не превышало 1×10^{-6} Па.

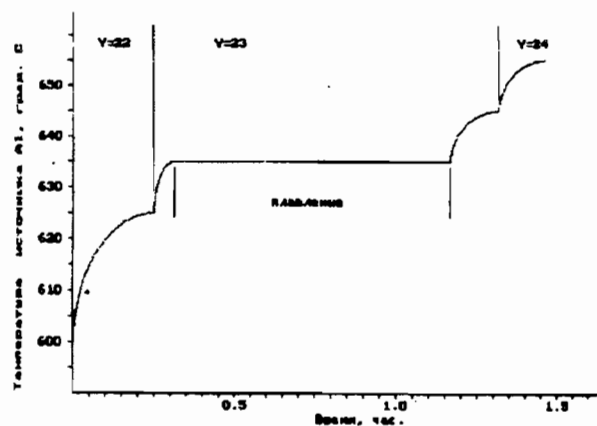


Рис.10. Зависимость температуры источника алюминия от времени в процессе расплава материала.

2. Технология эпитаксиального роста

2.1. Калибровка температуры поверхности образца

Измерение температуры поверхности образца производится с целью получения воспроизводимых условий роста и возможности их оптимизации по этому параметру.

Обычно температура поверхности образца на установках молекулярно-пучковой эпитаксии измеряется с помощью пирометра. Эти данные приводятся в описании условий роста в большинстве зарубежных и отечественных публикаций. Тем не менее, в комплект установки ЭП1203 пирометр не входит. Однако определение температуры подложки возможно с помощью наблюдения методом ДБЭО за сменой реконструкции поверхности, что является

характеристикой, однозначно определяющей температуру поверхности образца. В работе [2], в частности, приводятся температурные значения переходов реконструкции поверхности при определенных условиях роста полупроводниковых соединений A_3B_5 .

Установка ЭП1203 снабжена термопарным датчиком температуры нагревателя образца, показания которого могут быть посредством калибровки связаны с температурными условиями на поверхности образца.

Калибровка осуществлялась путем медленного ступенчатого нагрева образца и фиксирования показаний термопарного датчика в точках перехода реконструкции поверхности. Результаты сравнивались со значениями точек перехода, приведенными в работе [2]. В качестве основных калибровочных точек были взяты: переход из (2x2) в (2x4) в отсутствие потока мышьяка (при закрытой заслонке), тот же переход в потоке мышьяка и появление реконструкции (4x2) при двух аналогичных условиях. Значения температур перехода из (2x4) и (3x1), воспроизводимо присутствовавшего в наших экспериментах, получено в результате интерполяции на калибровочной кривой, построенной по четырем вышеуказанным точкам. Это объясняется тем, что реконструкция (3x1) упоминается далеко не во всех работах и отсутствуют воспроизводимые данные по ее точному положению на температурной кривой [3]. Результаты калибровки температуры образца приведены на рис. 11.

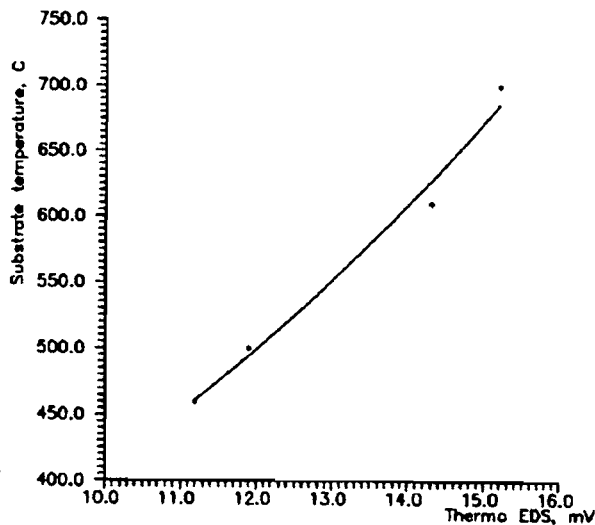


Рис. 11. Зависимость показаний термопары от реальной температуры образца.

Следует, однако, отметить, что для получения воспроизводимых характеристик выращиваемых методом МПЭ структур важно не само значение температуры, полученной в результате калибровки, а

состояние реконструкции поверхности, непосредственно связанное с физикой роста. Поэтому, калибровочные кривые для разных типов подложек в принципе могут отличаться.

2.2. Калибровки молекулярных источников

2.2.1. Калибровки источников галлия и алюминия

Калибровка источника галлия производится для определения зависимости скорости роста эпитаксиальных слоев GaAs от температуры молекулярного источника галлия, поскольку скорость роста определяется количеством поступающего галлия на выращиваемую поверхность при достаточном для поддержания стехиометрического состава потока мышьяка.

Калибровка производилась следующим образом. После вывода на рабочий режим молекулярных источников в камеру роста устанавливалась предварительно химически подготовленная подложка и включалась аппаратура для наблюдения и обработки картин ДБЭО. Температура подложки (T_s) повышалась до 450–500°C, открывалась заслонка мышьяка и далее до появления реконструкции (2x4) и исчезновения диффузного фона на картине ДБЭО, что свидетельствовало об удалении окисного слоя. Как правило, удаление окисного слоя происходило при $T_s = 580 + 620^\circ\text{C}$. После этого открывалась заслонка галлия, температура подложки устанавливалась ~550–580°C и с целью выравнивания поверхности выращивался буферный слой в течение 15–20 мин при скорости роста 0,5–1,0 мкм/ч.

Известно, что при открытии потока галлия возникают осцилляции зеркального рефлекса ДБЭО, которые объясняются послойным механизмом роста атомарно-гладкой поверхности [4]. Типичная кривая осцилляций представлена на рис. 12. Затухание осцилляций свидетельствует о достижении плотности поверхностных моноатомных ступеней стационарного

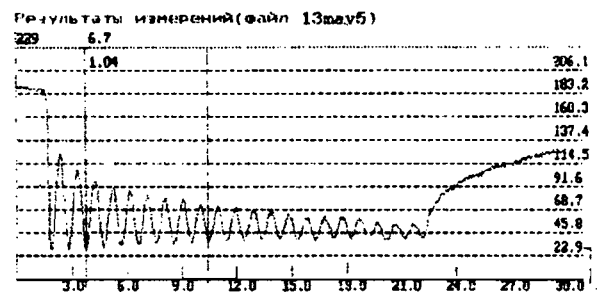


Рис. 12. Типичная зависимость интенсивности ДБЭО от времени при росте GaAs.

состояния. Скорость роста (V) вычисляется по формуле:

$$V = \Delta t/n,$$

где: Δt — измеряемое время; n — количество осцилляций.

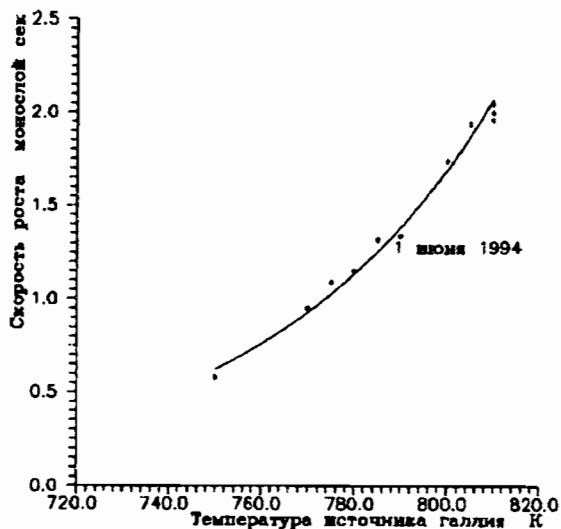


Рис.13. Зависимость потока галлия от температуры МИ.

На представленной кривой скорость роста составляет 1 монослой/сек. Далее снималась зависимость периода осцилляций от температуры источника галлия при температуре подложки 550°C и достаточном для получения стабильной реконструкции (2x4) потоке мышьяка. Зависимость скорости роста GaAs от температуры источника галлия представлена на рис.13. По мере расходования галлия кривая смещается вправо.

Аналогичным образом подготавливался образец с буферным слоем GaAs для калибровки источника алюминия, однако при росте AlAs из-за большей энергии связи атомов в AlAs [5] наступление стационарного состояния на поверхности происходит значительно быстрее, чем при росте GaAs. Вследствие этого зафиксировать более трех четких осцилляций не удавалось, поэтому непосредственное измерение скорости роста AlAs могло привести к значительной погрешности. С целью уменьшения погрешности производились измерения скоростей роста AlGaAs и GaAs при постоянном потоке галлия. Скорость роста AlAs вычислялась по формуле:

$$V_{AlAs} = V_{AlGaAs} - V_{GaAs}.$$

Кривая осцилляций при росте GaAs, AlGaAs и AlAs приведена на рис.7. Далее снималась зависимость периода осцилляций при росте AlGaAs от температуры источника алюминия при постоянных значениях

потока галлия, температуры подложки и достаточного для получения стабильной реконструкции (2x4) потока мышьяка. Зависимость вычисленной скорости роста AlAs от температуры источника алюминия приведена на рис.14.

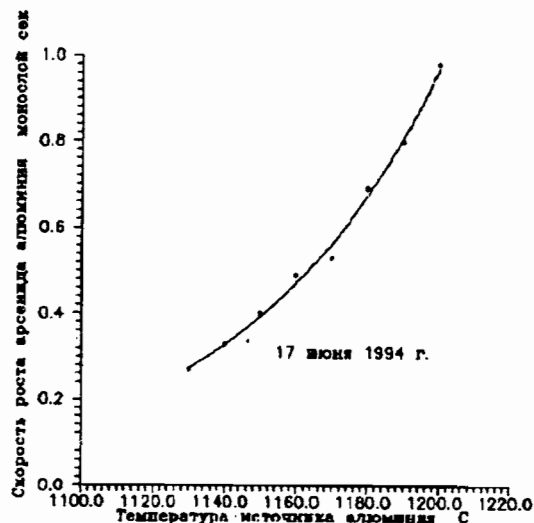


Рис.14. Зависимость потока алюминия от температуры МИ.

2.2.2. Калибровка источника мышьяка

Процедура по подготовке подложки с буферным слоем GaAs для калибровки источника мышьяка аналогична описанной для калибровки источника галлия. Для калибровки источника мышьяка использовался тот факт, что на горизонтальном участке фазовой диаграммы соотношение потоков J мышьяка и галлия равно 1:2 [3]. Таким образом, при постоянной скорости роста при уменьшении потока мышьяка четко фиксируется изменение соотношения потоков по смене реконструкции (2x4) на (4x2). При различных потоках галлия (скоростях роста GaAs) снималась зависимость момента смены реконструкции в зависимости от температуры источника мышьяка. Температура образца поддерживалась равной 550°C. В процессе изменения температуры источника мышьяка производилось снятие показаний настроенного на атомную массу 75 (As^+ и As_2^{++}) масс-спектрометра. График зависимости амплитуды пика атомной массы 75 от температуры источника мышьяка при постоянной скорости роста представлен на рис.15. Было установлено, что показания КМС могут быть использованы для установки требуемого соотношения потоков элементов V и III групп изменением интенсивности сигнала КМС в требуемое количество раз по отношению к сигналу на границе перехода

$(2 \times 4) \leftrightarrow (4 \times 2)$, где соотношение потоков $J_V/J_{III} = 1/2$. В процессе роста постоянно осуществлялся контроль за потоком мышьяка по амплитуде пика и по мере расходования мышьяка поток поддерживался на заданном уровне путем увеличения температуры источника.

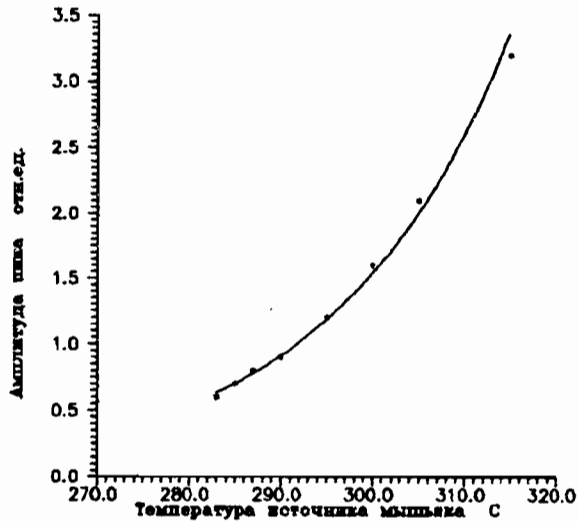


Рис. 15. Зависимость амплитуды пика атомной массы 75 от температуры источника мышьяка.

Поскольку расход мышьяка значительно превышает расход других материалов (полностью заряженный источник расходуется за 40-50 час.) в камеру устанавливалось два источника мышьяка. При переходе с одного источника на другой при том же потоке As разница температур достигала 25°C , что может быть объяснено различными расстояниями между термопарой и тиглем в молекулярном источнике. В дальнейшей работе поток мышьяка выставлялся по показаниям масс-спектрометра.

2.2.3. Калибровка источников легирующих примесей

Для калибровки источника кремния был выращен в реконструкции (2×4) образец на подложке GaAs n-типа. Образец состоял из слоев легированного кремнием GaAs и буферных слоев чистого GaAs между легированными. Толщина слоев составляла 1800Å . Легированные слои выращивались при различных температурах источника кремния. Скорость роста составляла по GaAs $1,1$ монослоев/сек при температуре образца 550°C . Профиль распределения по глубине атомов кремния был исследован методом вторично-ионной масс-спектрометрии, зависимость концентрации атомов кремния от температуры источника кремния приведена на рис. 16.

Аналогичный образец на подложке n-типа был выращен в реконструкции (2×4) для калибровки источника бериллия. Толщина легированных слоев составляла 1500Å , буферных — 1000Å . Скорость роста составляла по GaAs $0,97$ монослоев/сек при температуре подложки 550°C .

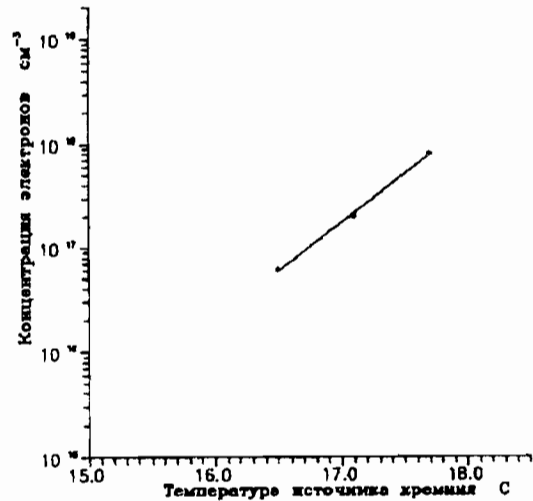


Рис. 16. Зависимость концентрации атомов кремния в GaAs от температуры МИ.

3. Некоторые экспериментальные результаты

Традиционно, сопоставление качества получаемых слоев и структур производят на основе результатов измерения подвижности и концентрации носителей заряда методом Ван-дер-Пау [6], спектров фотолюминесценции (ФЛ) и возбуждения ФД [7]. Получаемые результаты приводятся обычно в виде зависимостей измеряемых параметров от температуры подложки (T_s), либо от соотношения потоков элементов, поступающих на поверхность подложки при МПЭ-росте (так, в случае выращивания соединений АЗВ5 соотношения потоков элементов V и III групп — J_V/J_{III}) и скорости роста. Известно, что параметры структур, используемых в приборах с квантово-размерными эффектами, зависят от типа сверхструктуры на поверхности, которая существовала во время роста. Однако в литературе отсутствуют результаты, непосредственно подтверждающие зависимость свойств эпитаксиальных слоев от типа поверхностной реконструкции. Была проделана работа по исследованию оптических и электрофизических свойств автоэпитаксиального GaAs, полученного при двух различных поверхностных сверхструктурах: (2×4) и (3×1) [8].

Выращивание эпитаксиальных слоев проводилось на полуизолирующих подложках GaAs (100), разориен-

тированных по направлению к (011) на 3°. Измерения подвижности и концентрации носителей заряда проводились на нелегированных слоях GaAs толщиной 7 мкм, выращенных в условиях существования сверхструктур (2x4) и (3x1). Скорость роста в обоих случаях составляла 1,1 мкм/час. Структуры для измерения спектров ФЛ состояли из буферного слоя GaAs (1,5 мкм), слоя $Al_xGa_{1-x}As$ (300 Å, $x=0,3$), исключающего возможность диффузии и дрейфа неравновесных носителей в полуизолирующую подложку с высокой концентрацией глубоких примесей (Cr), собственно слоя нелегированного GaAs (в реконструкции (2x4) или (3x1), 1,5 мкм), слоя $Al_xGa_{2-x}As$ (300 Å, $x=0,3$), служащего для исключения влияния поверхностной рекомбинации, и для GaAs — (200 Å). Скорости роста в этих случаях для GaAs и AlGaAs равнялись 0,8 мкм/час и 1,2 мкм/час соответственно. Температуры образцов во время каждого из экспериментов не изменялись и составляли 610°C для (2x4) и 630°C для (3x1), что соответствовало точкам на фазовой диаграмме вблизи границы перехода (2x4) ↔ (3x1). Соотношение потоков $J_v/J_{III} = 1,5$ сохранялось неизменным при выращивании всех эпитаксиальных слоев.

Результаты измерений методом Ван-дер-Пау показали, что нелегированный GaAs имел проводимость p-типа независимо от типа сверхструктуры. Результаты измерений при использовании сплавных омических контактов приведены в Таблице 1.

Таблица 1

	μ_{300K} , см ² /Вс	P^*_{300K} , см ⁻²	μ_{77K} , см ² /Вс	P^*_{77K} , см ⁻²
GaAs (2x4)	240	$1,9 \times 10^{12}$	5000	$1,2 \times 10^{12}$
GaAs (3x1)	300	$9,1 \times 10^{11}$	5200	$7,9 \times 10^{11}$

* В таблице приведены поверхностные концентрации носителей, так как распределение примесей и носителей может быть неоднородным.

Спектры фотолюминесценции, измеренные при 77К и 300-К приведены на рис.17. Для возбуждения фотолюминесценции был использован He-Ne лазер. Плотность возбуждения составила 0,1 Вт/см². Полная ширина на половине высоты линий составила в обоих случаях ≤3,8 мэВ. Соотношение пиков интенсивностей для GaAs(3x1)/GaAs(2x4)≅4. При плотностях возбуждения ≥10 Вт/см² излучательная рекомбинация была близка к 100%. Концентрация мелких доноров и акцепторов в обоих случаях при 77К была оценена на уровне ≅10¹⁴ см⁻³.

Из приведенных результатов следует, что свойства GaAs различны при выращивании слоев в разных реконструкциях. При росте GaAs (3x1) отмечено

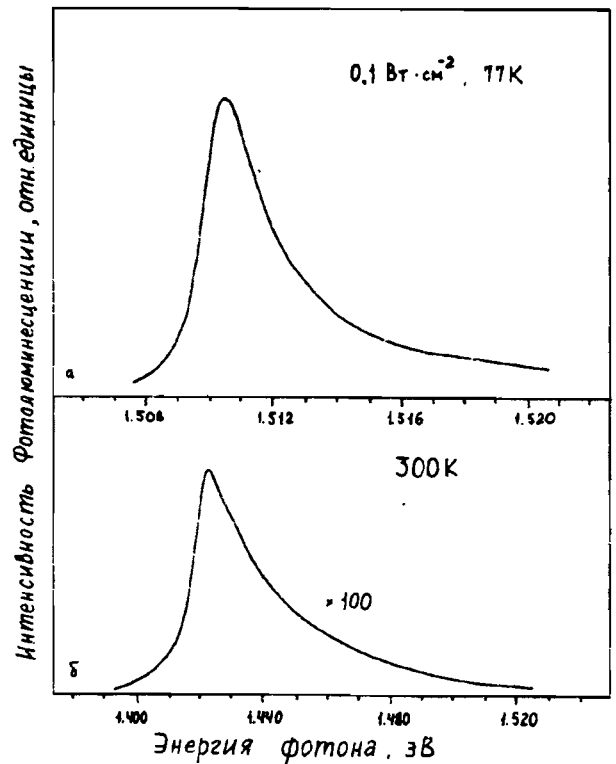


Рис.17. Спектры фотолюминесценции при 77К (а) и 300К (б) эпитаксиального слоя GaAs выращенного с сохранением реконструкции (3x1).

улучшение как электрофизических, так и оптических параметров слоев. Это обстоятельство может быть использовано при выращивании гетероструктур, где в качестве составляющих элементов применяются слои GaAs и $Al_xGa_{1-x}As$. Действительно, температура роста при поверхностной реконструкции (3x1) в зависимости от скорости роста и соотношения потоков J_v/J_{III} для GaAs лежит в пределах 600+700°C. Поэтому для получения GaAs с высокими параметрами в структуре GaAs/AlGaAs отпадает необходимость в повышении температуры подложки при переходе к росту более температуро-стабильного $Al_xGa_{1-x}As$, свойства которого оказываются существенно лучше при $T_s > 680^\circ C$ [9].

Таким образом, полученные нами предварительные результаты свидетельствуют о влиянии типа поверхностной реконструкции во время роста на оптические и электрофизические свойства автоэпитаксиального арсенида галлия.

Выращивание GaAs/AlGaAs гетероструктур на вицинальных поверхностях представляет значительный интерес, поскольку позволяет как улучшить их оптические свойства [10], так и создавать структуры с размерностью ниже, чем 2 [11, 12]. Открытие явления спонтанного формирования упорядоченных

массивов микрофасеток на поверхности и реализация "коррутированных" сверхрешеток (КСР) [13] на поверхностях с высоким индексом Миллера при МПЭ, а также возможность получения упорядоченных массивов фасеток и КСР на vicинальных поверхностях GaAs (100) [14, 15] при газофазной эпитаксии из металлорганических соединений и МПЭ открывают новые возможности как в исследовании фундаментальных свойств поверхности, так и в физике и технологии полупроводников. В работе [16] исследовалось влияние температуры подложки на оптические свойства гетероструктур GaAs/AlGaAs, выращенных на vicинальных поверхностях GaAs (100), разориентированных по направлению к [011] на 3° . Все исследованные структуры выращивались на буферном слое GaAs толщиной 0,5 мкм при скоростях роста GaAs — 0,73 мкм/час и $Al_xGa_{1-x}As$ — 0,92 мкм/час ($x=0,3$).

На рис.18 приведен спектр фотолюминесценции (ФЛ) для структуры с набором квантовых ям, состоящей из 50 пар чередующихся слоев GaAs и $Al_{0,3}Ga_{0,7}As$ толщиной 113 Å каждый. Гетероструктура

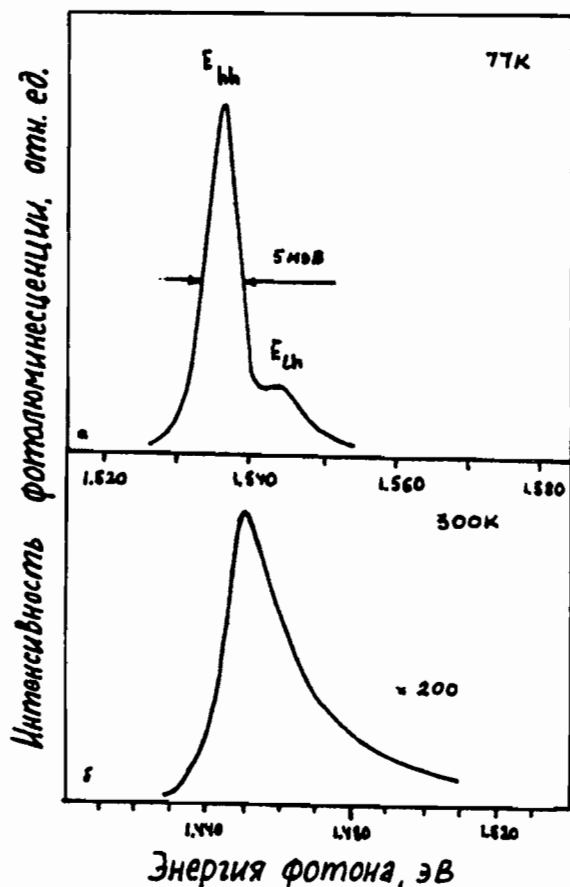


Рис.18. Спектры фотолюминесценции при 77К (а) и 300К (б) структуры с квантовыми ямами GaAs/AlGaAs.

была выращена при температуре подложки $T_s=600^\circ C$. Высокая эффективность излучательной рекомбинации при 77К и малая ширина линии ФЛ (4–5 мэВ), а также выраженное разделение линий экситонов, образованных с участием легких и тяжелых дырок свидетельствует о высоком структурном совершенстве и низкой концентрации мелких и глубоких примесей.

Как было отмечено в [10], при росте на vicинальных поверхностях удается получить совершенные гетероструктуры GaAs/AlGaAs даже в так называемом "запрещенном" диапазоне режимов роста [17]. Для исследования свойств структур, полученных в технологических режимах, приводящих к появлению на поверхности AlGaAs сегрегационного слоя галлия, ($T_s \approx 650^\circ C$, умеренные потоки мышьяка) нами выращивалась структура, состоящая из одиночной квантовой ямы GaAs. При этом поток атомов на поверхность и время выращивания квантоворазмерного слоя по сравнению с предыдущей структурой не изменялись. Квантовая яма была ограничена короткопериодичной сверхрешеткой GaAs/AlGaAs (20 пар слоев с каждой стороны ямы толщиной 30 Å каждый) для уменьшения относительной роли эффектов, связанных с накоплением атомов Ga и примесей на поверхности [18].

Спектр ФЛ этой структуры, снятый при 77С, приведен на рис.19а. Сдвиг уровня размерного квантования в сторону больших энергий обусловлен уменьшением эффективной толщины слоя GaAs до 88 Å, что связано с испарением атомов галлия при высоких температурах подложки. Несмотря на то, что эффективность излучательной рекомбинации при 77К в указанной структуре высока, большая ширина линии экситонной люминесценции (9+12 мэВ) и резкое (более чем на 3 порядка) уменьшение интенсивности ФЛ при повышении температуры наблюдения до комнатной свидетельствуют как о существенном возрастании роли морфологической неоднородности гетерограниц, так и об увеличении концентрации центров безизлучательной рекомбинации.

Повышение температуры подложки до $680^\circ C$ приводит к испарению "главающего" слоя Ga [17], и свойства гетероструктур и слоев существенно улучшаются. Это особенно очевидно для слоев AlGaAs. На рис.19б представлен спектр ФЛ слоя $Al_{0,3}Ga_{0,7}As$, легированного Si до концентрации $1 \times 10^{16} \text{ см}^{-3}$, выращенного при $T_s=680^\circ C$. Характерной особенностью спектра является малая полуширина на половине высоты со стороны длинноволнового края линии ФЛ (~3 мэВ), что свидетельствует об исключительно высоком кристаллографическом совершенстве и однородности состава твердого раствора. Это также подтверждается результатами измерения электрофи-

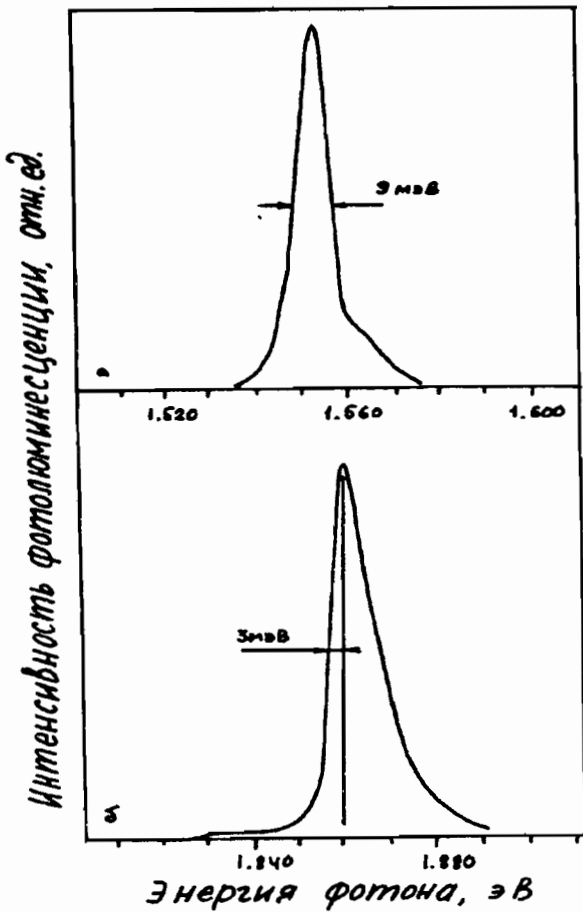


Рис.19. Спектры фотолуминесценции при 77 К
 а — структуры с одиночной квантовой ямой, выращенной в "запрещенном" диапазоне условий роста.
 б — эпитаксиального слоя $Al_{0,3}Ga_{0,7}As$, легированного кремнием, выращенного при $T_s = 680C$.

зических характеристик методом Ван-дер-Пау ($\mu_{300K} = 2200 \text{ В}/(\text{см}^2\text{с})$, что является наивысшим значением в литературе). Следует отметить, что аналогичный по форме спектр был получен и для GaAs, легированного кремнием до той же концентрации.

Таким образом, согласно нашим данным, при выращивании квантово-размерных гетероструктур на вицинальной поверхности GaAs (100) при низких и умеренных температурах подложки общие закономерности механизмов роста являются теми же, что и в случае сингулярных поверхностей. Выращивание структур в так называемом "запрещенном" диапазоне условий роста ($T_s = 630-670^\circ C$) приводит к деградации люминесцентных свойств, что отчасти противоречит результатам работы [10]. При высоких температурах подложки ($680^\circ C$) качество структур резко улучшается. Особенно сильно это заметно для слоев AlGaAs, выращенных на вицинальных поверхностях и обладающих исключительно высокими люминесцентными свойствами.

4. Заключение

В работе описаны некоторые методические вопросы работы на установке молекулярно-пучковой эпитаксии ЭП1203. Приводятся методики подготовки молекулярных источников, подложек, подложкодержателей, получения сверхвысокого вакуума, описана система регистрации и обработки картин дифракции быстрых электронов на отражение, методики калибровок температуры образца и величин потоков элементов III и V групп и легирующих элементов. Представлены некоторые экспериментальные результаты, полученные на установке ЭП1203 в ИАНП РАН.

Литература

1. Foxon C.T., Joyce B.A.//Current Top.Mat.Sci. 1981. v.7, p.1-68.
2. Yano M., Yokose H., Iwai Y., Inoue M.// J.Cryst.Growth, 1991, v.111, p.609-613.
3. Newstead S.M., Kubiak R.A.A., Parker E.H.C.// J.Cryst.Growth., 1987, b.31, p.49-54.
4. Neave J.H., Joyce B.A., Dobson O.J., Norton N.// Appl.Phys.A., 1983, v.31, p.1-8.
5. Ihm J., Joannopoulos J.D.//J.Vac.Sci.Technol., 1982, v.21, p.340-343.
6. Van der Pauw.//Pholops Tech.Rev., 1958/59, N 8, p.220-228.
7. Reynolds P.C., Bajaj K.K., Litton C.W., Ju P.W., Singh J., Masselonk W.T., Fisher R., Markoc H.// Appl.Phys.Lett., 1985, b.46, N 1, p.51-53.
8. Гурьянов Г.М., Леденцов Н.Н., Петров В.Н., Самсоненко Ю.Б., Цырлин Г.Э., Филаретов А.Г.// Письма в ЖТФ, т.19, вып.18, с.64-47.
9. Moison J.M., Houzay F., Barthe F., Gerard J.M., Jusserand B., Massies J., Turco-Sundroff F.S.// J.Ceyst.Growth., 1991, b.111, p.141-150.
10. Cher H.Z., Ghaffaro A., Markoc H., Yarov A.// Appl.Phys.Lrtt., 1987, b.51, p.2094-2096.
11. Tsuchiya M., Gaines J.M., Yan R.H., Simes R.J., Holtz P.O., Coldren L.A., Petroff P.M.//Phys.Rev.Lett., 1989, v.62, p.466-469.
12. Brandt O., Tapfer L., Ploog K., Bierwolf R., Hohenstein M., Phillip F., Lage H., Heberle A.// Phys.Rev.B., 1991, v.44, p.8043-8053.
13. Nozrel R., Ledentsov N.N., Daweritz L., Hohenstein M., Ploog K.//Phys.Rev.Lett., 1991, v.67, p.3812-3815.
14. Kasu M., Kobayashi N.//Appl.Phys.Lett., 1993, v.62, p.1262-1264.
15. Голубок А.О., Тупицев С.Я., Цырлин Г.Э.//ФТП, 1994, т.28, с.515-518.
16. Губанов В.Б., Гурьянов Г.М., Леденцов Н.Н., Петров В.Н., Самсоненко Ю.Б., Цырлин Г.Э.//Письма

в ЖТФ, т.19, вып.21, с.73-77.

17. *Ivanov S.V., Kop'ev P.S., Ledentsov N.N.*//
J.cryst.Growth, 1991, v.111, p.151-161.

18. *Ivanov S.V., Kop'ev P.S., Meltser B.Ja., Ledentsov
N.N., Ustinov V.M., Vasiliev A.M.*//Phys.Stat.Sol.(a), 1990,
v.118, p.169-178.

SOME METHODOLOGICAL PROBLEMS OF EXPERIMENTS ON ЭП1203

**V.B.Gubanov, G.M.Gurianov, V.N.Demidov, V.G.Dubrovsky, N.P.Korneeva, V.N.Petrov,
N.K.Polyakov, Ju.B.Samsonenko, G.E.Tsyrlin**
Institute for Analytical Instrumentation RAS

This work deals with certain problems concerning operation of the ЭП1203 unit developed in IAnI RAS. Some practical authors' suggestions are presented, which can facilitate the work of experimenters using the units of this type and designers of new generation MBE units. Most of the recommendations may be useful when using other units of the ЭП type.