

# **Влияние ионной имплантации на состояние поверхности пленок GaAs**

## СОДЕРЖАНИЕ

<b>ВВЕДЕНИЕ</b> .....	5
<b>ГЛАВА I. КРАТКИЙ ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР</b> .....	7
1.1. Кристаллическая и электронная структура эпитаксиальных систем GaAs-Ga <sub>1-x</sub> Me <sub>x</sub> As, Si-MeSi .....	7
1.2. Электронная и кристаллическая структура силицидов металлов, полученных ионной имплантацией .....	12
1.3. Задачи исследования .....	20
<b>ГЛАВА II. АППАРАТУРА И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ</b> .....	22
2.1. Методика исследования кристаллической структуры и топографии поверхности .....	22
2.2. Растровая электронная микроскопия (РЭМ) .....	25
<b>ГЛАВА III. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ</b> .....	28
3.1. Изучение изменения кристаллической структуры поверхности GaAs при ионной имплантации .....	28
3.2. Влияние отжига на состав и структуру поверхности ионно-имплантированного GaAs .....	33
<b>ЗАКЛЮЧЕНИЕ</b> .....	36
<b>БЕЗОПАСНОСТЬ ЖИЗНЕДЕЯТЕЛЬНОСТИ</b> .....	37
<b>ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ</b> .....	45
<b>ЛИТЕРАТУРА</b> .....	52

## ВВЕДЕНИЕ

Перспектива создания новых приборов твердотельной электроники во многом определяется синтезом многослойных тонкопленочных эпитаксиальных гетероструктур с заданными физическими свойствами. Особое место при этом занимают эпитаксиальный рост пленок на монокристаллических подложках различной природы и получение структур типа металл – диэлектрик – полупроводник.

Подобные многослойные гетероструктурные пленки с резко отличающимися электронными свойствами могут играть важную роль при разработке приборов микро- и нанoeлектроники (высокочастотных полевых транзисторов, резонаторов СВЧ, инжекционных лазеров, оптоэлектронных и интегрально – оптических систем и др.). Для создания ультратонких гетероструктурных пленок в последние годы все чаще используется метод низкоэнергетической ионной имплантации в сочетании с отжигом.

При ионной имплантации подбирая тип и энергию ионов можно контролируемо изменять толщину и параметры решетки гетероэпитаксиальных пленок. В этом отношении в последние годы детально изучено формирование силицидных пленок на поверхности Si и гетероэпитаксиальных пленок с близкими параметрами решетки  $\text{CoSi}_2 - \text{Si}$ ,  $\text{NiSi}_2 - \text{Si}$ . Получены также пленки  $\text{BaSi}_2/\text{Si}$ ,  $\text{NaSi}_2/\text{Si}$  постоянной решетки которых заметно отличались от таковых для Si. Однако при этом установлено, что в процессе ионной имплантации и отжига может образоваться переходной слой с монотонно изменяющейся параметром решетки.

Аналогичные исследования проводились и в случае GaAs. При этом определен элементный и химический состав и электронные свойства трехкомпонентных систем типа Ga – Ba – As/GaAs. Однако изучение топографии поверхности и кристаллической структуры этих материалов достаточно подробно не исследованы. Подобные исследования являются

актуальными так как их результаты очень важны для создания новых приборов микро- и оптоэлектроники.

**Объектами исследования** являются монокристаллические пленки GaAs.

**Целью данной работы** является определение изменения топографии и кристаллической структуры поверхности GaAs при бомбардировке ионами  $Ar^+$  и  $Va^+$  и последующего отжига на основе анализа картин РЭМ и ДБЭ.

# ГЛАВА I. КРАТКИЙ ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

## 1.1. Кристаллическая и электронная структура эпитаксиальных систем GaAs-Ga<sub>1-x</sub>Me<sub>x</sub>As, Si-MeSi

Теоретические и экспериментальные исследования проведенные в конце 60-х годов показали что, полупроводники типа A<sub>3</sub>B<sub>5</sub>, в особенности GaAs, имеют большие перспективы для создания новых совершенных приборов микроэлектроники. В связи с этим возрос интерес к получению соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> и эпитаксиальных многокомпонентных систем на их основе (например GaAs-Ga<sub>1-x</sub>Me<sub>x</sub>As) и к исследованиям их физико-химических свойств. Для создания указанных систем наиболее часто используется метод молекулярно-лучевой эпитаксии (МЛЭ) и твердофазная эпитаксия (ТФЭ) [1, 2]. В процессе роста пленок состояние их поверхности контролируется с использованием методов ВИМС, ОЭС, РФЭС и дифракции быстрых электронов (ДБЭ) [1]. Скорость роста эпитаксиальных слоев соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> в основном определяется скоростью поступления на подложку атомов элементов третьей группы: результаты работ [1] показали что, изменяя скорость поступления элементов третьей группы можно контролируемо изменять скорость роста от = 1 Å/с до 35 Å/с. Из соединений типа A<sub>3</sub>B<sub>5</sub>, впервые были выращены и исследованы такие материалы как: GaAs, GaP, InP и Ga<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>As [1, 3].

Для выращивания пленок при помощи МЛЭ с минимальными дефектами, важна технология очистки подложек [1]. Метод МЛЭ при выращивании соединений A<sub>3</sub>B<sub>5</sub> имеет 3 основных этапа: а) адсорбция необходимых молекул и атомов, б) миграция на поверхности и диссоциация адсорбированных молекул, в) присоединение атомов к подложке, приводящее к росту пленки. В работах [3, 4] показано, что при образовании GaAs с ориентацией <100> и <111> слои Ga и As чередуются.

Для увеличения качества эпитаксиальных слоев GaAs-Ga<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>As в работах [5, 6], температура роста поднималась до 640 °С (вместо 600 °С). Это

приводило к увеличению интенсивности фотолюминесценции до 1,5 – 2 раза не только соединений  $A_3B_5$ , но и двойных гетероструктур GaAs –  $Ga_{1-x}Al_xAs$ . Каждое полупроводниковое соединение имеет свою предельную температуру роста [1]. К примеру при температуре роста выше  $640\text{ }^{\circ}\text{C}$  время жизни адсорбированного Ga уменьшается, что влияет на скорость роста.

Авторами работы [7] было выяснено, что нелегированный GaAs как правило имеет проводимость p - типа: при 300 К концентрация дырок равна  $n_p=7,8 \cdot 10^{13}\text{ см}^{-3}$ , а при 78 К  $\rightarrow n_p=2 \cdot 10^{13}\text{ см}^{-3}$  и  $\mu_p=100000\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ . При легировании слоев GaAs оловом концентрация носителей имела значение  $n_p=4 \cdot 10^{14}\text{ см}^{-3}$ . Этими же авторами, были получены нелегированные слои GaAs с концентрацией электронов  $n_e=2 \cdot 10^{14}\text{ см}^{-3}$  и подвижностью  $\mu_e=133000\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  при  $T = 55\text{ К}$ , в данном случае источниками адсорбируемых молекул служило соединение  $AsH_3$ . В современных промышленных установках МЛЭ выращиваются чистые нелегированные слои GaAs, которые являются полуизолирующими [1]. В работе [8], в GaAs был легирован Si до концентрации  $10^{14}\text{ см}^{-3}$ , это увеличило значение подвижности электронов при 55 К до  $140000\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$ .

Как для соединений  $A_3B_5$ , так и для систем  $Ga_{1-x}Al_xAs$  [9, 10] подвижность электронов и интенсивность фотолюминесценции увеличивается с возрастанием температуры эпитаксиального роста. В частности установлено, что слои  $Ga_{0,78}Al_{0,22}As$  с  $n_e=1,7 \cdot 10^{18}\text{ см}^{-3}$ , полученные при температуре  $630^{\circ}\text{C}$ , обладали подвижностью  $868\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  (при  $T=300\text{К}$ ) и  $1095\text{ см}^2/(\text{В} \cdot \text{с})$  (при  $T=78\text{ К}$ ). При легировании  $Ga_{0,78}Al_{0,22}As$  кремнием и при повышении температуры роста от  $665$  до  $720\text{ }^{\circ}\text{C}$  интенсивность фотолюминесценции увеличивается больше чем на порядок [8]. В работе [11] было определено, что с ростом молярной массы соединения AlAs от 0,17 до 0,375 энергия связи доноров растёт от 3 мэВ до 40 мэВ. Этим и объясняется уменьшение концентрации свободных электронов с ростом значения  $x$ .

В [1] показано, что рассогласование решеток GaAs -  $Ga_{1-x}Al_xAs$  равно  $\leq 0,15\%$ , для Ge-GaAs составляет  $0,07\%$ . Системы Ge-GaAs могут быть

выращены МЛЭ в интервале температур 350-550 °С. Однако во многих работах [1, 12] температура роста составляет  $T=400$  °С, что обеспечивает хорошее качество эпитаксии, так как между Ge и GaAs скорость диффузии очень низкая и ширина переходного слоя в при контактной области составляет  $\sim 15-20$  Å. Авторами работ [12] было определено, что нелегированный Ge выращенный на подложке GaAs имеет n-тип проводимости с концентрацией носителей  $3 \cdot 10^{18}$  см<sup>-3</sup>. Это объясняется диффузионным проникновением из GaAs атомов As в Ge. В зависимости от ориентации подложки в системе Ge-GaAs при помощи ДБЭ наблюдалась необычная морфология роста: поверхность (100) Ge имеет структуру (2x2), поверхность (110) Ge - (1x1), (2x3), (4x4), поверхность (111) Ge - (5x5). Картины ДБЭ полученные авторами работы [12] помогли определить, что рост Ge (100) и (111) на GaAs сопровождается образованием гладкой поверхности, а при росте GaAs на Ge образуется шероховатая поверхность, которую можно сгладить при дальнейшем выращивании слоя Ge с  $d=3-5$  Å. Также можно сделать вывод, что для Ge (110) в обоих случаях наблюдается гладкая поверхность. Уменьшение толщины слоев (100) Ge - GaAs способствует увеличению коэффициента деканализирования вдоль направления роста (100), а вдоль оси  $\langle 100 \rangle$  этот коэффициент существенно не меняется.

В работе [13] способом модельного псевдопотенциала проведен расчет коэффициентов прохождения электронов через двухбарьерные структуры GaAs/AlAs и GaAs/Ga<sub>0,7</sub>Al<sub>0,3</sub>As. При этом энергия падающих электронов была выше энергии связи ( $E_c$ ) GaAs на величину до 1 эВ. В результате расчетов сделан вывод, что трехдолинную модель гетероструктуры GaAs/AlAs, можно использовать для приближенного описания процессов туннелирования в многослойных полупроводниковых структурах.

Работа [14] посвящена изучению процессов ухудшающих рабочие характеристики гетероструктурных полевых транзисторов с модулированным легированием (GaAlAs/GaAs). При этих исследованиях

авторы использовали метод сильнополевой релаксационной спектроскопии глубоких уровней по проводимости ( $\sigma_E$ -PCGU). С помощью данного метода были определены параметры и расположение в пространстве глубоких уровней, которые ухудшают рабочие характеристики данных транзисторов.

Авторы работ [15] исследовали методом релаксационной спектроскопии глубоких уровней (PCGU) дефектообразование в газофазных эпитаксиальных слоях GaAs с концентрацией электронов  $10^{15} \text{ см}^{-3}$ , имплантированных ионами селена и подвергнутых отжигу под защитным слоем  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Было определено, что содержание кислорода больше чем 2 % в слое  $\text{Si}_3\text{N}_4$  может изменить тип проводимости при отжиге, но при этом слои GaAs должны быть легированы при малых дозах, то есть при дозах меньше  $5 \cdot 10^{12} \text{ см}^{-2}$  или вовсе должны быть нелегированными. После отжига также возникали упругие напряжения расположенные равномерно на расстоянии от поверхности не менее 2 мкм, с энергией активации  $E_c=0,49 \text{ эВ}$ . При ионной имплантации в спектрах PCGU возникают новые 3 пика электронных ловушек не характерных для нелегированного GaAs, а пики образующиеся при энергиях 0,18, 0,38 и 0,82 эВ характерны для исходного образца. Также при ионной имплантации GaAs селеном в ионно-легированном слое возникают радиационные дефекты с  $E_c=0,57 \text{ эВ}$  и  $E_c=0,72 \text{ эВ}$ . Как определено авторами эти дефекты не являются специфическими для примеси Se в GaAs. На основе анализа данных и сопоставляя их с литературой авторы работы [15] пришли к выводу, что общая концентрация радиационных дефектов возникающих при имплантации Se в GaAs меньше чем при имплантации Si в GaAs. (Максимальная концентрация дефектов для GaAs имплантированного Se составляет  $\sim 3 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$ ).

Влияние импульсного лазерного облучения (ИЛО) на профиль проводимости и подвижности эпитаксиальных слоев GaAs <Ge> n-i- и n<sup>+</sup>-n-i-структур в нормальных условиях и в условиях повышенного давления (до 200атм) в атмосфере Ar и O<sub>2</sub> исследовалась в [16]. Показано, что при лазерном облучении GaAs на поверхности появляется слабопроводящий

слой. В.А.Богдановым и др. [17] впервые получено прямое доказательство возникновению связанных возбуждений в сильно легированном GaAs n-типа.

Авторами работы [18] проведены исследования структурных изменений поверхности кремния под действием миллисекундных импульсов лазера с  $\lambda=1,06$  мкм. В зависимости от плотности энергии импульса  $\Phi_{\text{л}}$  происходили следующие этапы структурных изменений поверхности:

1. При  $\Phi_{\text{л}} \leq 8,5$  Дж/см<sup>2</sup> структурных изменений поверхности не обнаружено.
2. Увеличение  $\Phi_{\text{л}}$  в интервале 8,5-25,5 Дж/см<sup>2</sup> приводит к образованию двумерной периодической структуры ячеек, являющейся результатом генерации и упорядочения дефектов (дислокаций) под действием лазерного излучения.
3. В интервале  $\Phi_{\text{л}} = 25,5-34,5$  Дж/см<sup>2</sup> происходит плавление поверхности кремния.
4. Увеличение  $\Phi_{\text{л}}$  в интервале 34,5-50 Дж/см<sup>2</sup> приводит к образованию и развитию периодических упорядоченных структур (решеток).
5. При  $\Phi_{\text{л}} > 50$  Дж/см<sup>2</sup> в течение лазерного импульса реализуется последовательность переходов: образование периодической структуры ячеек → плавление поверхности → образование периодических структур (решеток) → стирание периодической структуры.

Для получения информации об электронной структуре поверхности различных материалов, в том числе полупроводниковых гетероструктурных пленок, широко используются методы зондирования поверхности фотонами и электронными пучками. В последние годы широкое применение получило фононное комбинационное рассеяние с приповерхностных слоев одно- и многослойных структур типа: GaAs-Ga<sub>1-x</sub>Al<sub>x</sub>As, Ge-GaAs, InAs, InP и Si, а также в легированных сверхрешетках GaAs [1].

В работе [19] приведен обзор работ по изучению поверхностных и объемных свойств полупроводников, выполненных с использованием в качестве инструмента исследования методики эпитаксии из молекулярного пучка (ЭМП) в сочетании с такими методами, как дифракция электронов низкой и высокой энергии, оже – спектроскопии электронов и др. Основная

часть работ посвящена NaAs. Рассмотрена структура поверхности полупроводников, процессы адсорбции и десорбции основных компонент эпитаксиальной структуры и примесей, поверхностное окисление и поверхностное состояние. Показано, что современное понимание механизма ЭМП позволяет получать новые экспериментальные данные о структуре поверхности и физических процессах при работе из молекулярного пучка.

## **1.2. Электронная и кристаллическая структура силицидов металлов, полученных ионной имплантацией**

Одним из перспективных методов создания ультратонких ( $\leq 100$  нм) гетероэпитаксиальных пленок является метод низкоэнергетической высокодозной ионной имплантации в сочетании с отжигом. Такие пленки в работах [20, 21] созданы имплантацией ионов щелочных и щелочно-земельных элементов в монокристаллы Si. Состояния, структура и свойства этих пленок исследованы современными методами фото- и вторичной электронной спектроскопии и микроскопии. Установлено, что после отжига при оптимальной температуре ( $T_{\text{опт}}=900$  °C) Si легированного ионами Ba образуются тонкие гетероэпитаксиальные пленки типа BaSi, BaSi<sub>2</sub>. Образование в приповерхностной области новых соединений приводит к изменению электронной структуры (рис. 1.1). Авторами работы выяснены основные причины изменения тонкой структуры кривых энергетического распределения фотоэлектронов Si, как при ионной имплантации так и после отжига. Известно [22], что электронная структура Si образуется вследствие гибридизации атомных S- и P- орбиталей, то есть образованием ковалентной связи  $\sigma$  и  $\pi$ -типов (кривая 4). Как видно из кривой 1, при ионной имплантации ионов Ba в Si квантовый выход фотоэлектронов увеличивается в 2 раза и появляются новые особенности при энергиях: -6,4; -5,2; -3,8; -2; -0,6; -0,2 и +0,8 эВ. Автор работы [20] утверждают, что пик при  $E_{\text{св}}=-6,4$  эВ относится к кремнию, пики при  $E_{\text{св}}=-5,2$  эВ,  $E_{\text{св}}=-0,2$  эВ и  $E_{\text{св}}=+0,8$  эВ

относятся к несвязанным атомам бария, а все остальные пики относятся к силициду бария. Прогрев ионно-имплантированного Si до температуры  $T=900$  К приводит к образованию на поверхности кремния эпитаксиальных пленок моносилцидов бария (кривая 2), а при  $T=1100$  К моносилцид бария преобразуется в дисилцид бария (кривая 3). Исследования проведенные с использованием методов ДБЭ и РЭМ дали возможность сделать вывод, что при отжиге ионно-легированного Si образуются однородные, сплошные эпитаксиальные пленки силицидов бария с толщиной до 50-100 Å.

Принципы рассеяния света в твердых телах теоретически рассмотрены в работе [1]. Имеются несколько моделей основанных на: феноменологическом аспекте и микроскопическом приближении. Из этих моделей наиболее распространенным является модель микроскопического приближения, описываемая фейнмановской диаграммой. Данная диаграмма схематически показана на рис. 1.2, а, где  $\omega_i$ ,  $k_i$  - частота колебаний и волновой вектор падающего фотона,  $\Omega$ ,  $q$  - частота и волновой вектор возбужденного фонона,  $\omega_s$ ,  $k_s$  - частота колебаний и волновой вектор рассеянного фотона. При падении на поверхность фотона  $\omega_i$  возникает электронно-дырочная пара. Возбужденный электрон или дырка вызывает испускание фонона  $\Omega$ . Это происходит за счет электрон-фононного взаимодействия  $H_{эфф}$ , а рассеянный фотон  $\omega_s$  можно получить при рекомбинации электронно-дырочной пары (рис. 1.2, б). Резонансное комбинационное рассеяние происходит при реальности основного и возбужденного состояния, в таких случаях восприимчивость равна:

$$\chi \sim \langle f | p \cdot E_s | b \rangle \frac{\langle b | H_{эфф} | a \rangle \langle a | p \cdot E_i | 0 \rangle}{(\omega_i - E_a)(\omega_i - \Omega - E_b)}$$

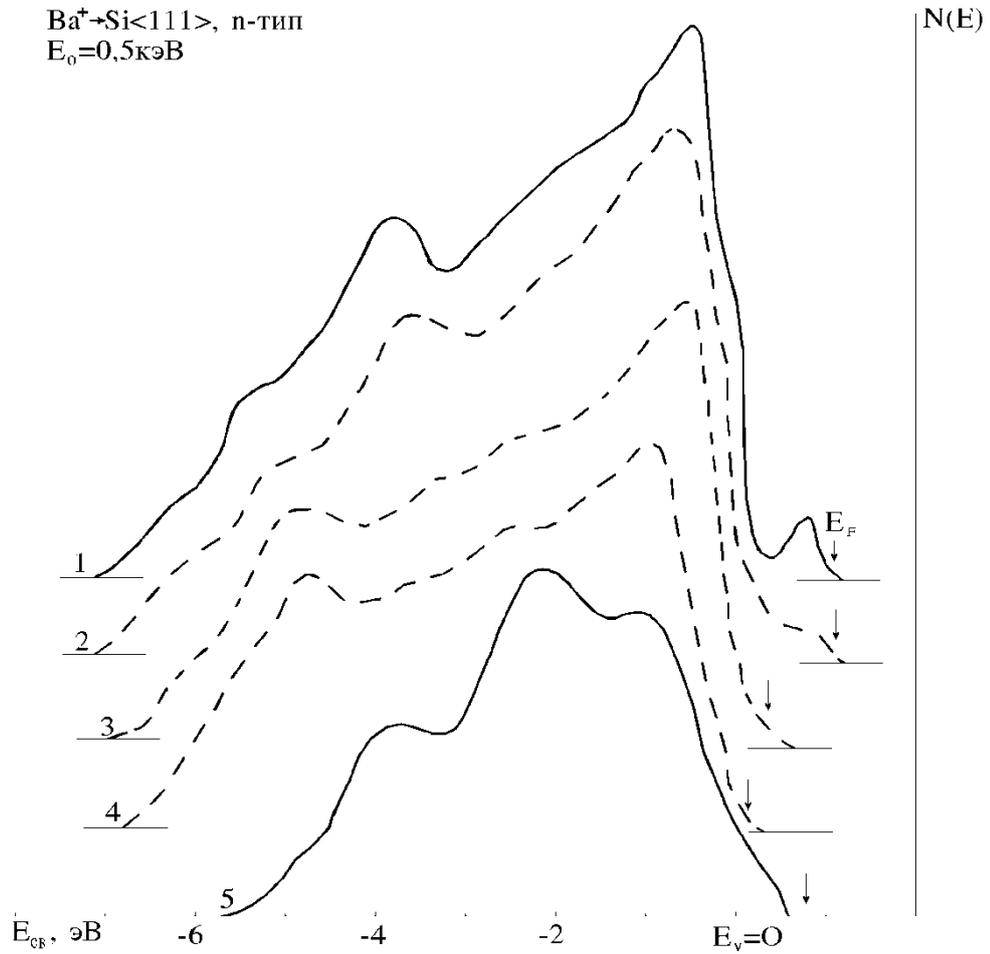


Рис. 1.1. ФЭС, снятые после прогрева Si, легированного ионами  $Ba^+$  с  $E_0 = 0,5 \text{кэВ}$  при  $T$ , К: 1 – 300; 2 – 600; 3 – 900; 4 – 1100; 5 – 1400.

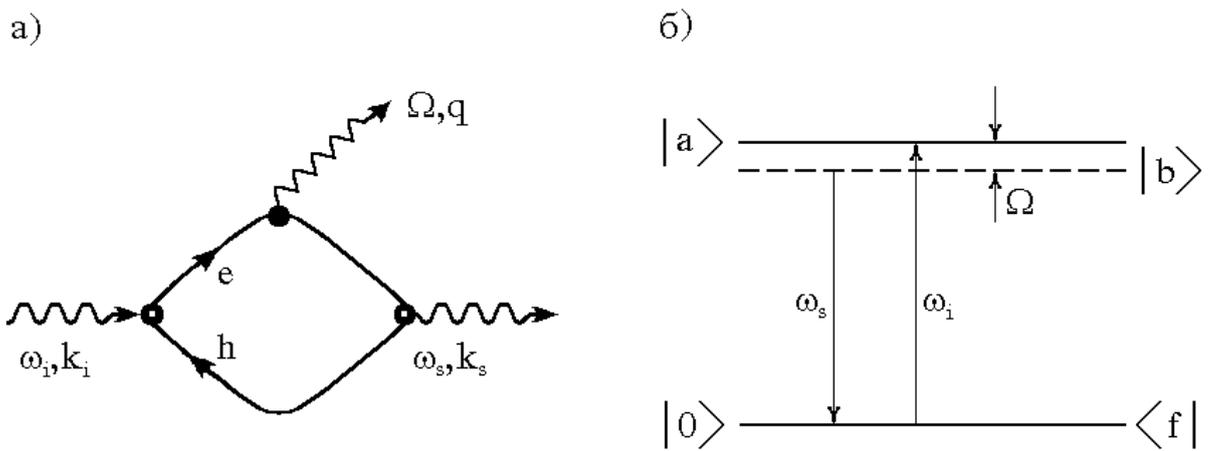


Рис. 1.2. Фейнмановская диаграмма (а) и схема энергетических уровней (б) для комбинационного фононного рассеяния.

где,  $p$  - оператор импульса,  $E_{i,s}$ -векторы электрического поля падающих и рассеянных фотонов,  $E_{a,b}$ - энергии возбужденных состояний.  $H_{\text{эфф}}$ - гамильтониан электрон-фононного взаимодействия, который для деформационного взаимодействия описывает периодическую модуляцию электронных состояний за счет создаваемого фононами искажения решетки.

Выше изложенные результаты экспериментальных и теоретических работ используются в создании солнечных элементов, БИС, УБИС, электронно-запоминающих устройств, приборов СВЧ, лазеров различной частоты, в том числе гетеролазеров. Гетеролазеры разработанные на основе  $Ga_{1-x}Al_xAs-Ga_{1-y}Al_yAs$  для систем оптической связи работают в диапазоне длин волн от 0,88 до 0,7 мкм [1]. Путем испытаний доказано, что гетеролазеры с твердым раствором  $Ga_{0,92}Al_{0,08}As$  в активной области могут прослужить  $10^6$  часов. В последнее время были получены гетеролазеры с набором квантовых ям (НКЯ) на основе слоев  $GaAs$  ( $\leq 200 \text{ \AA}$ ) и твердых растворов  $Ga_{1-x}Al_xAs$ . При этом в данных растворах необходимо было предотвращать образование кластеров и  $x \geq 0,3$ . Плотность порогового тока гетеролазеров НКЯ равна  $J_{th} \sim 800 \text{ A/cm}^2$ , а для модифицированных гетеролазеров НКЯ  $J_{th}=250 \text{ A/cm}^2$ . Такие малые значения порогового тока полученные в барьерных слоях системы  $Ga_{1-x}Al_xAs/GaAs$  при  $x = 0,19$  ( $Ga_{1-x}Al_xAs$  - твердый раствор,  $GaAs$  - квантовые ямы). Также необходимо отметить, что средний срок службы для гетеролазеров с НКЯ составляет 5000ч. При  $70^\circ \text{C}$ , а угловая полуширина луча примерно равна  $15^\circ$ .

Как известно [1], использование инжекционных лазеров в оптической связи требует чтобы, пороговый ток  $J_{th}$  и внешняя дифференциальная квантовая эффективность  $\eta_D$  мало зависели от температуры. Данным требованиям отвечают лазеры на двойной гетероструктуре с двойным барьером (ДГС ДБ).

За короткий период времени стремительный прогресс лазерной технологии был обусловлен как широкими возможностями процесса обработки материалов потоками излучения лазеров, так и выпуском самих

генераторов с различными длинами волн излучений, с большим диапазоном выходных мощностей [23].

Изучению атомного строения силицидов посвящено сравнительно большое число работ [24, 25]. Силициды могут обладать переменным содержанием компонентов, что наиболее характерно для силицидов металлов, способных замещаться кремнием (V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Sn).

В настоящее время получены достоверные сведения о кристаллической структуре поверхности почти всех известных силицидов металлов. Эти сведения обобщены в [25] и они, в основном, относятся к массивным материалам. В таблице 1.1. приведены характеристики для кристаллических силицидов Mn, Pd, Ni и Ba.

Из этой таблицы видно, что в зависимости от типа атомов и от процентного содержания металла силициды могут обладать разнообразной структурой. В связи с большим разнообразием структур среди силицидов затруднен разумный выбор небольшого числа классификационных признаков для них. По мнению Г.В. Самсонова и др. [25], большинство силицидов целесообразно классифицировать по структурам на две группы: силициды с металлическими структурами, образованными при замещении атомами кремния металлических атомов без существенной перестройки решетки металла и силициды со сложными структурами, образованными при замещении атомов, связанном с коренной перестройкой исходной решетки. Свойства и кристаллическая структура для массивных образцов силицидов металлов в настоящее время изучены достаточно подробно.

Что касается тонких пленок ( $d \leq 50 - 100$  нм) силицидов, то сведений о кристаллической структуре в литературе пока еще мало. Наиболее содержательная информация о типе и параметрах решетки имеется только для тонких пленок  $\text{CoSi}_2$  и  $\text{BaSi}_2$  [29, 39 – 45].

Пленки  $\text{BaSi}_2$  с толщиной  $\sim 50 - 100$  Å получены методом ионной имплантации в сочетании с отжигом [21, 26]. Ионы Ba в Si (111) имплантировались с энергиями  $E_0 = 0,5 - 5$  кэВ при дозе облучения  $D > 10^{16}$  ион $\cdot$ см $^{-2}$ .

Таблица 1.1.

## Кристаллохимические характеристики силицидов

Металл	Силициды	Содерж. Si % (по массе)	Сингония решетки	Период решетки, нм		
				a	b	c
Ba	BaSi <sub>2</sub>	29,3	Ромбич.	0,892	0,680	1,158
	BaSi	16,98	Ромбич.	0,5028	1,1929	0,4131
	Ba <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	12,55	Тетраг.	0,8436	-	1,6535
Mn	Mn <sub>4</sub> Si <sub>7</sub> (MnSi <sub>1.750</sub> )	47,20	Тетраг.	0,5525	-	1,7463
	Mn <sub>27</sub> Si <sub>45</sub> (MnSi <sub>1.741</sub> )	47,09	-	0,5530	-	11,794
	Mn <sub>15</sub> Si <sub>26</sub> (MnSi <sub>1.733</sub> )	46,97	-	0,5531	-	6,5311
	Mn <sub>26</sub> Si <sub>45</sub> (MnSi <sub>1.730</sub> )	46,93	-	0,5515	-	11,336
	Mn <sub>11</sub> Si <sub>19</sub> (MnSi <sub>1.727</sub> )	46,89	-	0,5518	-	4,8136
	MnSi	33,84	Кубич.	0,4557	-	-
	Mn <sub>5</sub> Si <sub>3</sub>	23,48	Гексаг.	0,6912	-	0,4812
	Mn <sub>5</sub> Si <sub>2</sub>	16,97	Тетраг.	0,8910	-	0,8716
	Mn <sub>3</sub> Si	14,56	Кубич.	0,2857	-	-
	Mn <sub>3</sub> Si	14,56	-	0,5722	-	-
	Mn <sub>81,5</sub> Si <sub>18,5</sub>	11,60	Ромбич.	1,6992	2,8634	0,4656
	Mn <sub>6</sub> Si	7,85	Гексаг.	0,470	-	2,561
	Mn <sub>7,3</sub> Si (Mn <sub>88</sub> Si <sub>12</sub> )	6,51	-	1,0874	-	1,9177
Ni	Ni <sub>1,04</sub> Si <sub>1,93</sub>	48,19	Кубич.	0,54066	-	-
	NiSi	32,37	Ромбич.	0,518	0,334	0,562
	Ni <sub>3</sub> Si <sub>2</sub>	24,18	-	1,2229	1,0805	0,6924
	Ni <sub>2</sub> Si (б)	19,30	-	0,499	0,372	0,703
	Ni <sub>2</sub> Si (Q)	19,30	Гексаг.	0,3805	-	0,4890
	Ni <sub>5</sub> Si <sub>2</sub>	16,06	Тригон.	0,6670	-	1,2332
	Ni <sub>3</sub> Si	13,75	Кубич.	0,3504	-	-
Pd	PdSi	20,88	Ромбич.	0,5599	0,3381	0,6133
	Pd <sub>2</sub> Si	11,66	Гексаг.	0,6528	-	0,3437
	Pd <sub>3</sub> Si	8,09	Ромбич.	0,5735	0,7555	0,5260

После ионной имплантации в приповерхностной области Si образовалась "аморфная" пленка состоящая из атомов Ba, Si и некоторого процентного количества соединения типа BaSi и BaSi<sub>2</sub>. Прогрев этой системы приводит к кристаллизации приповерхностного слоя и увеличению концентрации химических связей между атомами Ba и Si. При T = 1100 K образуется эпитаксиальная пленка BaSi<sub>9</sub> с постоянной решеткой a = 6,54 Å (a<sub>si</sub>=5,43 Å).

Пленки CoSi<sub>2</sub> были созданы на поверхности Si (111) и Si (100) методами МЛЭ и ТФЭ [27]. В обоих случаях эпитаксиальные пленки формировались при T = 600 - 650 °C. В случае МЛЭ роста совершенство пленки зависело также от скорости роста. Достаточно однородные пленки с хорошей морфологией и стехиометрией получены при скорости роста V<sub>p</sub> = 0,5 - 2 Å /с (рис. 1.3). ДБЭ картины поверхности таких пленок состоят из ярких, тонких, гладких параллельных тяжей и Кикучи - линий. Все пленки имеют эпитаксиальную ориентацию: CoSi<sub>2</sub> (100) - Si (100); CoSi<sub>2</sub> (010) - Si (010).

В случае ТФЭ роста формирование эпитаксиальных пленок CoSi<sub>2</sub>/Si имеет следующие особенности [27]:

а) в пленках толщиной Q ≤ 100 Å, полученных при T = 580 - 590 °C отсутствуют такие процессы как зародышеобразование, реконструкция поверхности и сверхструктурные перестройки типа (2\*П). Все эти пленки имеют однородную зеркальную поверхность. Однако имеется некоторое фасетирование, которое исчезает при T = 610 - 620 °C и может происходить дальнейшая реконструкция поверхности;

б) сравнительно толстые совершенные пленки (Q > 200 - 210 Å) образуются только при T > 600 °C. В таких пленках отсутствуют фасетирование и структурные перестройки. Однако рост тонких пленок сопровождается зародышеобразованием на границе раздела с Si.

Поэтому, пленки толщиной Q > 210 Å имеют визуально неоднородную поверхность с матовым налетом.

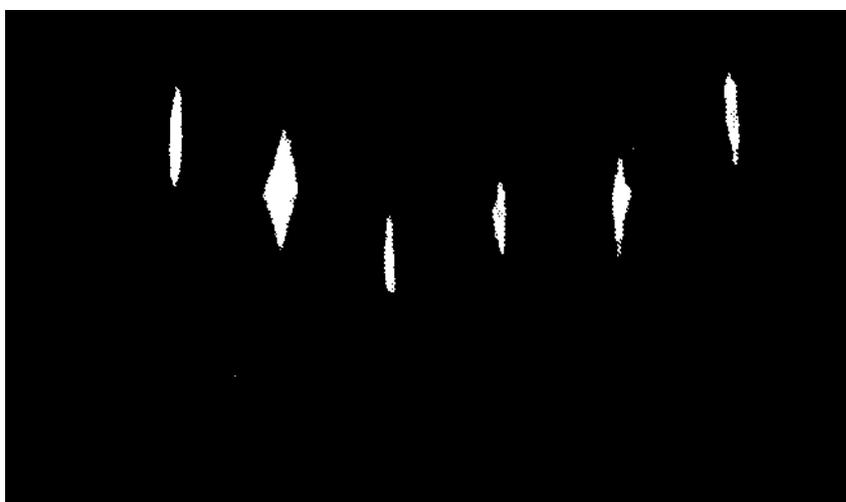


Рис. 1.3. Электронограмма поверхности совершенной пленки  $\text{CoSi}_2/\text{Si}(100)$ .

В работе [28] показано, что в определенных условиях пленки  $Mp_2Si_3$ , полученные методом термодиффузии  $Mp$  в  $Si$ , могут кристаллизироваться в тетрагональную решетку.

В настоящее время хорошо изучено влияние примесных атомов металлов на электронные характеристики материалов. Эти атомы в запрещенной зоне  $Si$  создают либо донорные, либо акцепторные уровни и поэтому резко изменяют свойства исходного материала. Однако электронная структура (параметры зон, плотности распределения электронных состояний в зонах) тонких пленок более или менее подробно изучены только для отдельных силицидов:  $BaSi_2$ ,  $NaSi$  и  $CoSi_2$  [20, 29]. Сведения об электронной структуре образцов получены на основе совместного анализа ультрафиолетовых фотоэлектронных и оже - электронных спектров, а также спектров упругоотраженных электронов.

Для получения подобной информации в [20], были проведены следующие исследования: 1) распределение КЭР фотоэлектронов полностью характеризует распределение плотности состояний валентных электронов; 2) значение энергий максимумов кривой -  $dR/dE(E_p)$  в области малых  $E_p$  соответствует энергетическому расстоянию между максимумами плотности заполненных и свободных состояний электронов; 3) по форме пиков основных уровней, используя обратную свертку, можно построить модельную форму плотности свободных состояний электронов.

### 1.3. Задачи исследования

1. Получение высокого вакуума и подготовка образцов к исследованиям (очистка образцов GaAs высокотемпературным прогревом).
2. Снятие зависимости  $R(E_p)$  в области  $E_p = 5 - 500$  эВ для чистого GaAs и определение пиков обусловленных межфазными переходами и дифракционными явлениями.

3. Изучение влияния бомбардировки ионами  $\text{Ar}^+$  и  $\text{Ba}^+$  на кривые зависимости  $R(E_p)$  пленок GaAs. Проведение сравнительного анализа полученных результатов с данными растровой электронной микроскопии и дифракции быстрых электронов.
4. Изучение влияния постимплантационного отжига на кристаллическую структуру поверхности ионно-имплантированного GaAs.

## ГЛАВА II. АППАРАТУРА И МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

### 2.1. Методика исследования кристаллической структуры и топографии поверхности

Изменения кристаллической структуры и параметров решетки GaAs после ионной имплантации и последующего отжига изучены на установке ЭМР – 2. Принцип работы этих установок практически не отличается друг от друга. В первом случае энергия первичных электронов не превышала 10 – 15 кэВ, а во втором 70 – 75 кэВ.

Схема метода ДБЭ приведена на рис. 2.1. Установка ДБЭ состоит из: электронной пушки – 1, блоков питания управления электронной пушкой – 2, образца – 3, люминесцентного экрана – 4, испаряемых материалов – 7. Электроны (5) созданные в электронной пушке падают на образец под углом ( $0 - 10^0$ ) и рассеиваются атомами поверхностной решетки образца. Так как длина волны де Бройля у электронов в методе ДБЭ сравнима с величиной постоянных решетки твердых тел, то выполняются условия Лауэ для дифракции электронов на решетке [30]:

$$\lambda (\text{Å}) = \frac{12,4}{E(\text{кэВ})}$$

Дифрагированные электроны (6) образуют на люминесцентном экране дифракционные картины. Известно что, по образовавшейся дифракционной картине можно определить кристаллическое состояние поверхности. Если на ДБЭ картинах появляется диффузионный фон (аморфное гало) то можно сказать что поверхность в аморфном состоянии, если появляются концентрические кольца – поверхность в поликристаллическом состоянии, если появляются точки или рефлексы – поверхность переходит в монокристаллическое состояние.

Геометрия метода ДБЭ схематически показана на рис. 2.2. Как видно из этого рисунка при скользящем падении первичного пучка имеет место дифракция на двухмерной решетке описываемой уравнениями Лауэ ( $a_x \cdot \sin \theta_n = n\lambda$ ;  $a_y \cdot \sin \theta_m = m\lambda$ , где:  $a_x, a_y$  – периоды двухмерной решетки в 2-х измерениях;  $\theta_n, \theta_m$  – углы рассеяния электронов;  $n, m$  – целые числа.) и характеризующаяся двумя углами  $\theta, \beta$ .

Периодичность дифракционных максимумов задается вектором. Этот вектор совпадает по направлению с вектором трансляции цепочки атомов и имеет величину обратно пропорциональную расстоянию между атомами. Расстояние между дифракционными рефлексами связано с расстоянием между эквивалентными рядами атомов выражением:

$$d\Delta x = L\lambda$$

где:  $L$  – расстояние образец – экран.

$\lambda$  – длина волны электрона.

$\Delta x$  – расстояние между рефлексами на экране.

$d$  – расстояние между эквивалентными рядами атомов на поверхности, параллельными направлению падающего электронного луча.

Угол падения электронов на поверхность образца определяется выражением:

$$\theta_i = \text{tg} \theta_i = \Delta/2L$$

где:  $\Delta$  – расстояние между прямым и зеркальным  $I_0$  рефлексами.

Работая при фиксированных энергиях электронов и геометрии эксперимента, можно прокалибровать величины  $L\lambda$  с помощью образца, постоянная решетки которого хорошо известна. Таким путем легко может быть достигнута точность в определении постоянной решетки порядка  $10^{-3}$ .

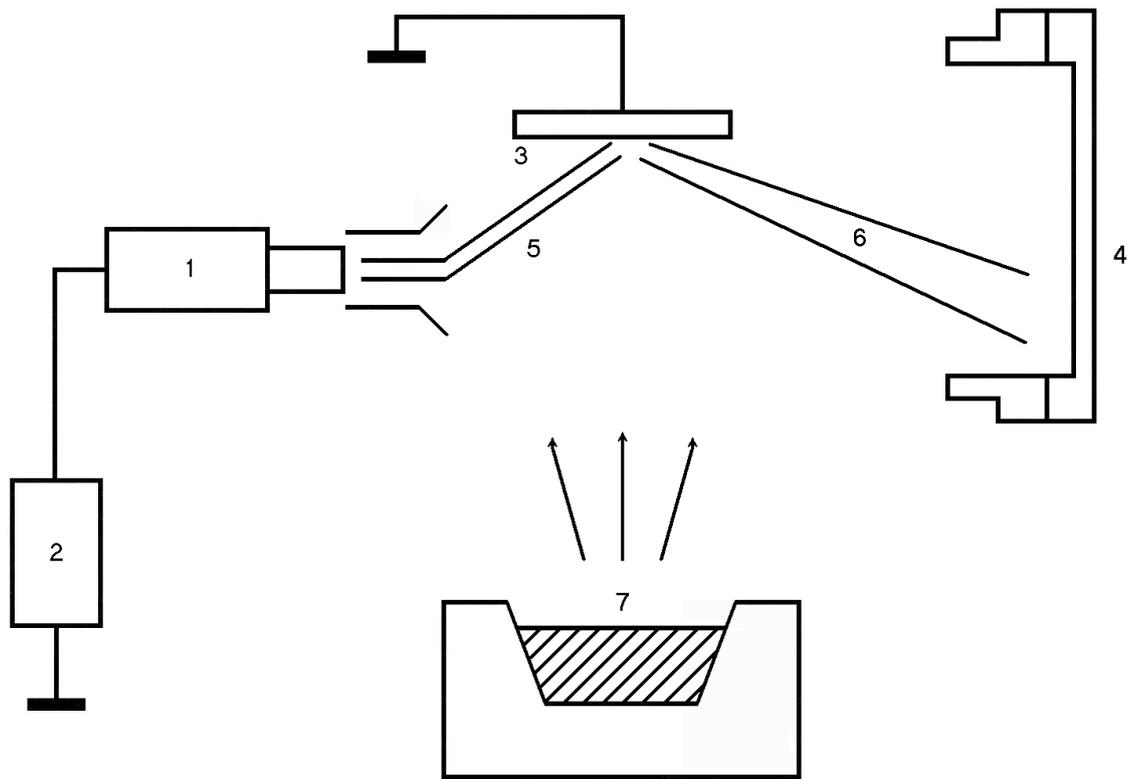


Рис. 2.1. Дифрактометр быстрых электронов: 1 – электронная пушка, 2 – блоки питания управления электронной пушкой, 3 – образец, 4 – люминесцентный экран, 5 – первичный электронный пучок, 6 – дифрагированные электроны, 7 – испаряемый материал.

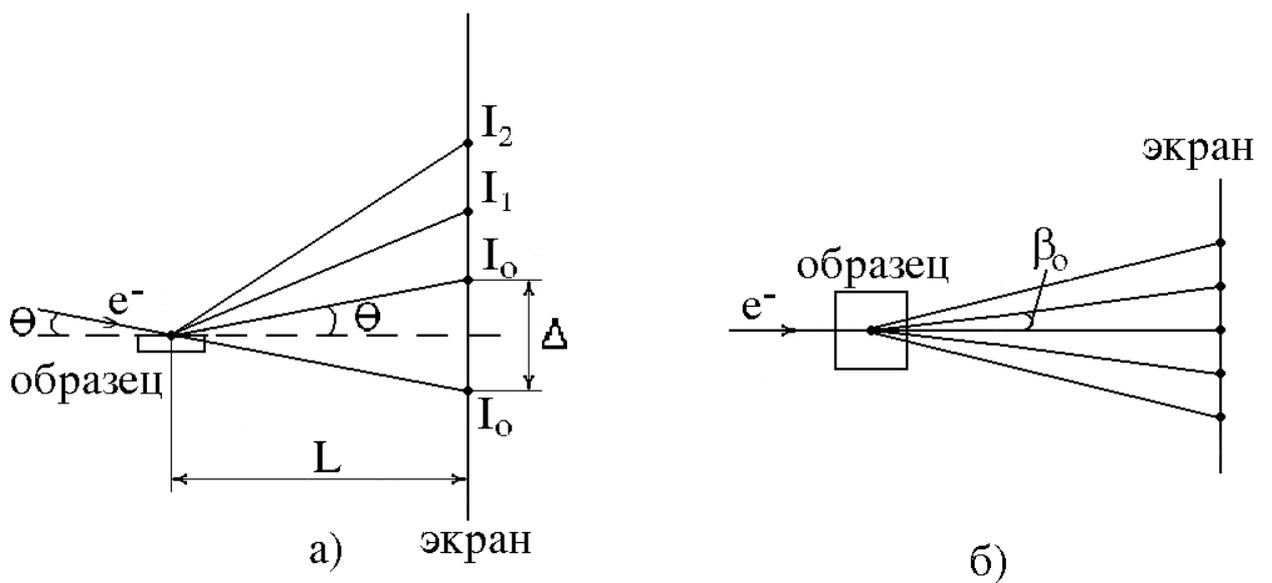


Рис. 2.2. Геометрия метода ДБЭ.

Схематично метод ДБЭ [31] проиллюстрирован на рис. 2.3 – 2.4. Электроны, испускаемые электронной пушкой (1) падают (2), на поверхность образца (3) под скользким углом ( $0-10^\circ$ ) и рассеиваются атомами поверхностной решетки. Так как длина волны де Бройля у электронов в методе ДБЭ сравнима с величиной постоянных решетки твердых тел, выполняются условия Лауэ для дифракции на решетке. Дифрагированные электроны (4) падают на люминесцентный экран (5), на котором формируется дифракционная картина (6) в виде комбинаций линий и точек (рефлексов). Дифракционная картина несет информацию о кристаллической структуре и морфологии поверхности исследуемого образца. Она может наблюдаться визуально, либо фотографироваться. Благодаря малому углу падения электронов в методе ДБЭ, данный метод позволяет наблюдать эволюцию поверхностной структуры непосредственно в процессе эпитаксиального роста.

Энергия электронов дифрактометра может варьироваться в пределах 1 – 15 кэВ. Отклоняющие пластины позволяют изменять угол падения пучка и осуществлять перемещение (сканирование) электронного пучка по поверхности образца.

## **2.2. Растровая электронная микроскопия (РЭМ)**

Одним из основных методов исследования топографии поверхности является растровая электронная микроскопия. Принцип работы растрового электронного микроскопа основан на изменении вторичной электронной эмиссии, которое обусловлено разницей в топографии поверхности при развертке электронного пучка в растр по поверхности образца. Получение изображений с относительно высоким разрешением обеспечивается ограниченностью области выхода вторичных электронов. Впечатление трехмерности изображения происходит за счет большой глубины фокуса растрового электронного микроскопа.

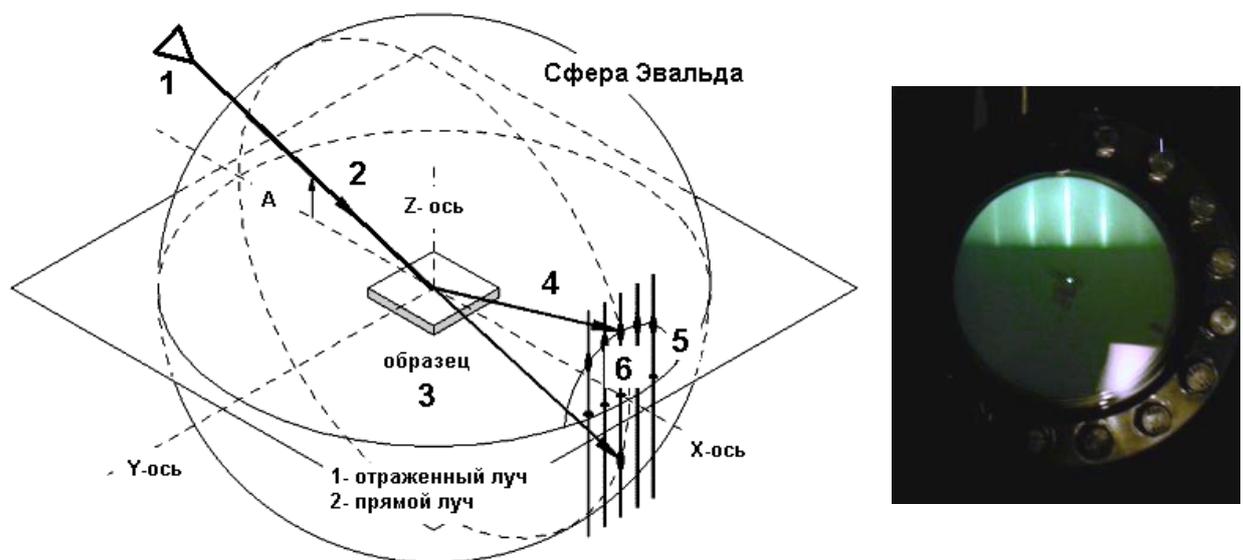


Рис. 2.3. Схема метода ДБЭ(а) и пример получаемой ДБЭ дифрактограммы(б).

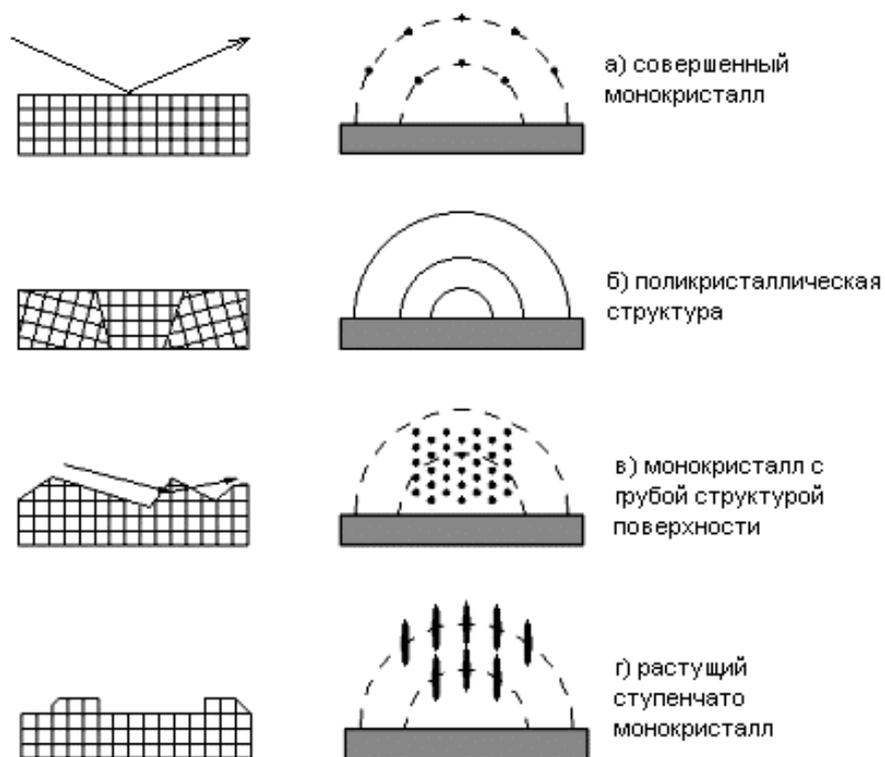


Рис. 2.4. Пример интерпретации результатов исследований поверхностной структуры методом ДБЭ.

Основной причиной использования растрового электронного микроскопа в этой работе является высокое разрешение при исследовании массивных объектов, достигающих в серийных приборах типа “Сameca”  $100\text{\AA}$ . Большинство растровых электронных микрофотографий получено при увеличениях, не превышающих 16000 X раз.

## ГЛАВА III. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

### 3.1. Изучение изменения кристаллической структуры поверхности GaAs при ионной имплантации

Влияние ионной имплантации на кристаллическую структуру поверхности нами исследовано методами ДБЭ и измерением энергетических зависимостей коэффициента упругого отражения  $R$  электронов. Сначала была исследована динамика изменения структуры зависимости  $R(E_p)$  при напылении атомов бария на поверхность GaAs (110). При этом формируется аморфная пленка. Последнее должно привести к сглаживанию пиков, обусловленных дифракционными явлениями.

На рис. 3.1 приведено изменение зависимости  $R(E_p)$  для GaAs, покрытого атомами бария с разной толщиной, путем термического напыления. Там же приведены изменения амплитуды пиков  $A_1(E_p=150 \text{ эВ})$  и  $A_2(E_p=810 \text{ эВ})$  при увеличении толщины пленки  $\theta$  от 0 до 5 монослоев (рис. 3.1, б). Пленки напылялись при комнатной температуре, поэтому они были аморфными. Видно, что на кривой чистого GaAs имеются явно выраженные максимумы и минимумы. В области энергий  $E_p=100 - 900 \text{ эВ}$  эти особенности в основном обусловлены дифракционными явлениями, то есть когерентным рассеянием первичных электронов от упорядоченно расположенных атомов на поверхности и вблизи неё [32]. Напыление атомов Ba толщиной  $\theta=0,5$  монослоев приводит к заметному уменьшению интенсивности дифракционных пиков. С дальнейшим ростом толщины пленки начинается полное исчезновение пиков. При этом пики с различной энергией сглаживаются при различных толщинах пленки. Например пик с  $E_p = 150 \text{ эВ}$  сглаживается при  $\theta = 1,5 - 2$  монослоя, а пик с  $E_p = 810 \text{ эВ}$  при  $\theta = 4 - 5$  монослоев. Исходя из этого можно полагать что глубина выхода УОЭ с ростом  $E_p$  от 100 – 150 эВ до 900 эВ увеличивается от  $\sim 2$  монослоев до  $\sim 5$

монослоев. Можно полагать, что глубина выхода УОЭ для пленок GaAs аналогичным образом зависит от энергии первичных электронов.

В отличие от напыления при ионной имплантации происходят процессы внедрения, перемешивания, образования новых соединений, которые сопровождаются разупорядочением приповерхностной области пленки. Это приводит к резкому изменению значения  $R$  и структуры кривой  $R(E_p)$  в целом, в частности к сглаживанию дифракционных максимумов.

На рис. 3.2 приведены зависимости  $R(E_p)$  для GaAs (111), подвергнутого бомбардировке ионами  $Ar^+$  с  $E_0 = 1$  кэВ разными дозами облучения. На этом же рисунке приведены изменения амплитуды основного дифракционного пика от дозы облучения для GaAs легированного ионами  $Ar^+$  с энергией  $E_0=1$  кэВ. Видно, что до дозы  $10^{14}$   $см^{-2}$  не наблюдается существенного изменения амплитуды основного пика, по – видимому при таких дозах пока еще не происходит заметное разупорядочение кристаллической структуры и разложение пленки GaAs на составляющие. Резкое уменьшение амплитуды указанного пика наблюдается в интервале  $D \approx (1-6) \cdot 10^{14}$   $см^{-2}$ . Результаты ОЭС показали, что при этом стехиометрический состав GaAs практически не меняется. Исходя из этого можно сделать вывод, что в этой области доз начинается интенсивное разупорядочение поверхностного слоя, без заметного разложения GaAs на составляющие (по – видимому если и происходит такое разложение GaAs, в то же время атомы Ga и As вновь образуют соединение). С дальнейшим увеличением дозы уменьшение амплитуды пика сопровождается разложением GaAs, уменьшением атомов мышьяка и обогащением приповерхностного слоя атомами Ga. Наиболее существенные изменения амплитуды пика наблюдается до дозы  $\sim 10^{15}$   $см^{-2}$ . Можно полагать, что при этой дозе происходит полное разупорядочение приповерхностной области GaAs. Необходимо отметить, что процессы разложения GaAs, испарения атомов мышьяка и обогащение поверхности атомами Ga продолжается вплоть до дозы  $(1-2) \cdot 10^{16}$   $см^{-2}$ . Исходя из этого можно полагать что, значение дозы насыщения в случае  $Ar^+$  находится в пределах  $2 \cdot 10^{16}$   $см^{-2}$ .

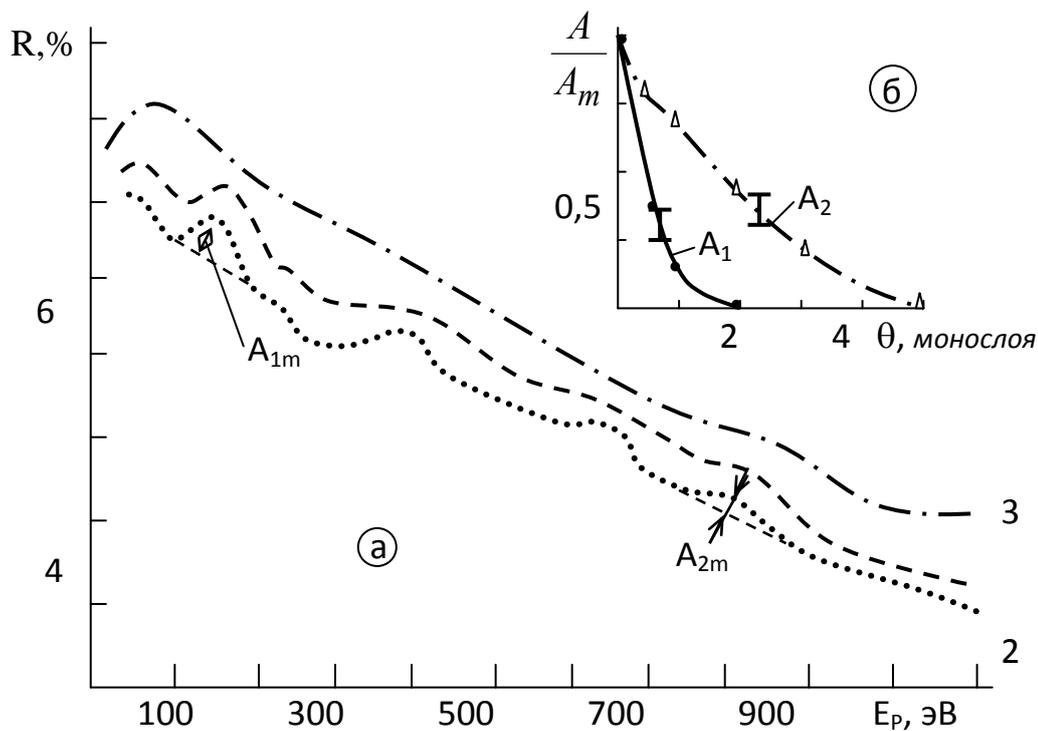


Рис. 3.1. а) Зависимости  $R(E_p)$  для GaAs (110), покрытого атомами Ва с толщиной  $\theta$ , монослоев: 1 – 0; 2 – 0,5; 3 – 4. б) Изменение амплитуды пиков  $A_1$  и  $A_2$ .  $A_{1m}$  и  $A_{2m}$  – амплитуды пиков «чистого» GaAs.

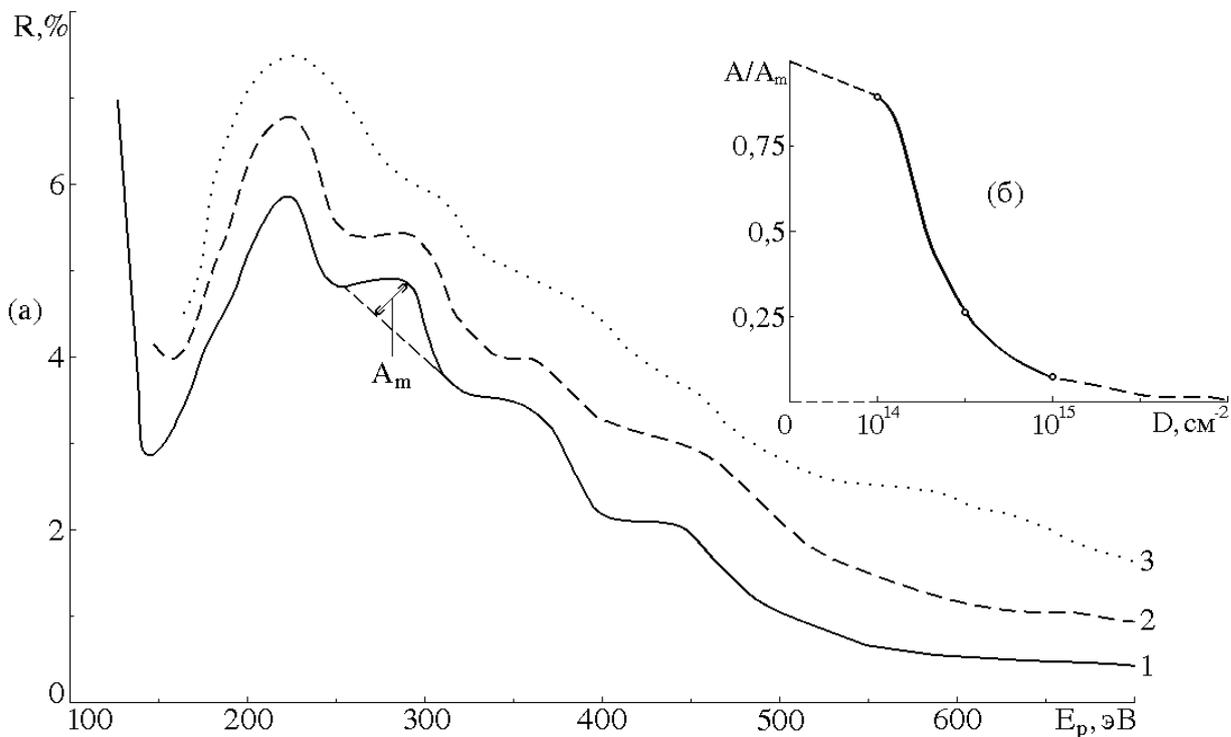


Рис. 3.2. а) Зависимость  $R$  от  $E_p$  для GaAs, имплантированного ионами  $\text{Ag}^+$  с  $E_0=1$  кэВ при дозах  $D, \text{см}^{-2}$ : 1 – 0; 2 -  $2 \cdot 10^{14}$ ; 3 -  $5 \cdot 10^{15}$ . б) Зависимость амплитуды пика УОЭ ( $E_p=275$  эВ) от дозы облучения.

На рис. 3.3 приведено изменение амплитуды пиков  $A_1(E_p=150 \text{ эВ})$  и  $A_2(E_p=810 \text{ эВ})$  от дозы облучения для GaAs, имплантированного ионами  $Ba^+$  с  $E_0=1 \text{ кэВ}$ . Видно, что с увеличением дозы ионов амплитуды обеих максимумов уменьшаются практически с одинаковой скоростью. При этом наиболее резкое уменьшение происходит до дозы  $D = 10^{15} \text{ см}^{-2}$ . Однако полное исчезновение (сглаживание) пиков наблюдается при  $D = 5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$ , что соответствует аморфизации поверхности [33]. В случае имплантации ионами Na, Sr, Mg аморфизация происходит начиная с дозы  $8 \cdot 10^{15}$ ,  $6 \cdot 10^{15}$ ,  $8 \cdot 10^{15}$  соответственно. По видимому в процессе ионной имплантации разупорядочение поверхности и приповерхностных слоев происходит одновременно и приблизительно одинаково, что объясняется синхронным уменьшением интенсивности как низкоэнергетических так и высокоэнергетических пиков.

На рис. 3.4 приведены картины ДБЭ поверхности GaAs, полученные после бомбардировки ионами  $Ba^+$  с  $E_0 = 1 \text{ кэВ}$  при разных дозах облучения. Видно, что на электронограмме поверхности "чистого" GaAs наблюдаются рефлексы характерные для совершенных монокристаллов (рис. 3.4, а). Имплантация ионов бария приводит к изменению структуры поверхности. Уже при дозе  $10^{15} \text{ см}^{-2}$  на электронограмме полностью исчезают рефлексы монокристаллической структуры и появляются концентрические кольца с большим фоном, характерные для полиаморфных образцов (рис. 3.4, б). Увеличение дозы ионов  $Ba^+$  до  $5 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-2}$  приводит к полной аморфизации приповерхностных слоев GaAs. Это подтверждается установлением на электронограмме вместо серии колец одного диффузного кольца- аморфное "гало" (рис. 3.4, в). Нами ранее [34] показано, что изменение состава и свойств поверхности GaAs продолжается до дозы ионов  $\sim 6 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ . При этом в приповерхностном слое образуется аморфная пленка нестехиометрического состава Ga – Ba – As, Ga – Ba с большим избытком несвязанных атомов бария.

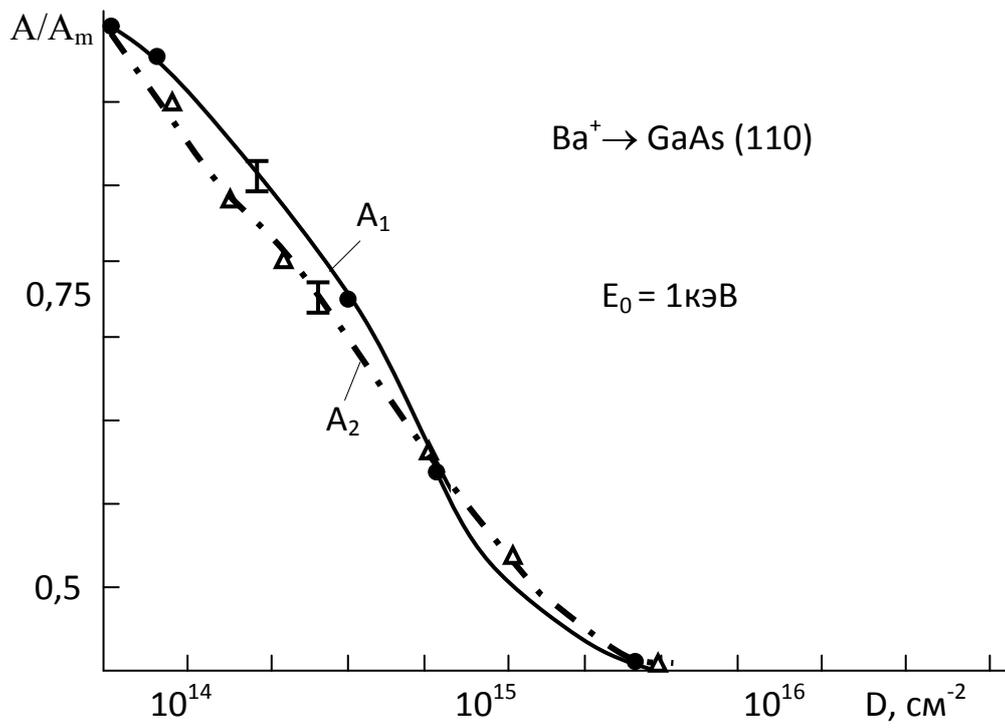


Рис. 3.3. Зависимости амплитуд  $A_1$  и  $A_2$  от дозы облучения для GaAs, имплантированного ионами  $Ba^+$  с  $E_0=1\text{кэВ}$ .

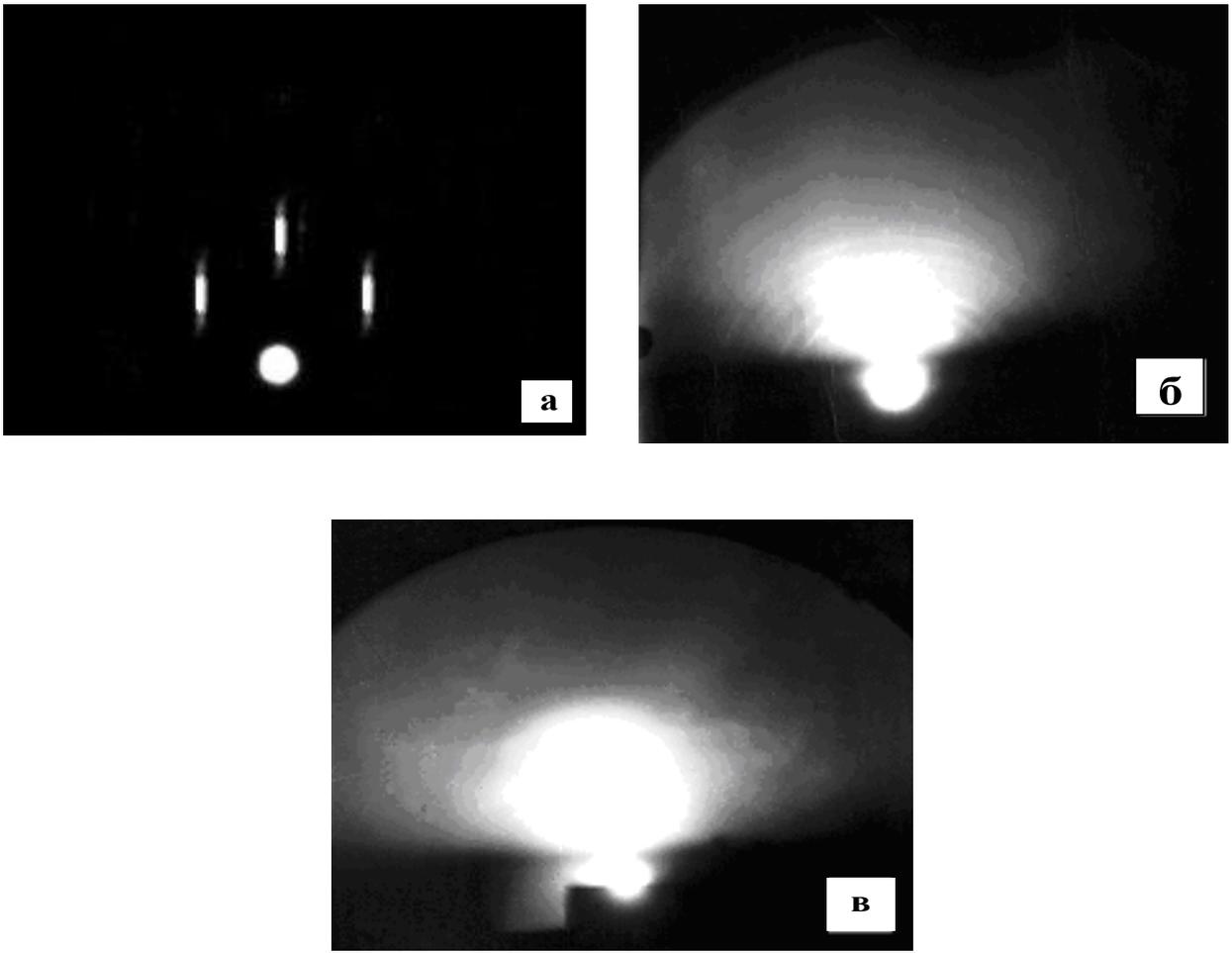


Рис. 3.4. Картины ДФЭ поверхности пленок GaAs, имплантированного ионами  $Ba^+$  с  $E_0=1 \text{ кэВ}$  при дозах  $D, \text{ см}^{-2}$ : а – 0; б –  $10^{15}$ ; в –  $5 \cdot 10^{15}$ .

### 3.2. Влияние отжига на состав и структуру поверхности ионно-имплантированного GaAs

Для получения монокристаллического трехкомпонентного соединения с хорошей стехиометрией необходимо было проводить постимплантационный отжиг. В качестве примера приводим процесс образования сплошной пленки типа Ва – Ga – As [35]. В случае лазерного отжига основные изменения состава приповерхностного слоя ионно – имплантированного GaAs происходили, начиная с плотности энергии лазерного излучения  $W = 0,8 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$ . При этом наблюдалось некоторое увеличение концентрации мышьяка в приповерхностной области (~25 – 30%) и уменьшение концентрации Ва и Ga. Одновременно происходило, как и в случае прогрева ионно-легированного GaAs, образование трехкомпонентного соединения типа  $\text{Ga}_{1-x}\text{Ba}_x\text{As}$  [33] и рекристаллизация приповерхностного слоя.

Увеличение плотности энергии лазерного облучения до  $1,1 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$  приводит к росту поверхностной концентрации As до ~50 ат.%, уменьшению концентрации Ва до 20 – 25 ат.% и увеличению концентрации Ga до 30–35 ат.% (рис. 3.5). При этом приповерхностная область полностью рекристаллизуется и образуется однородная эпитаксиальная пленка с примерным составом  $\text{Ga}_{0,6}\text{Ba}_{0,4}\text{As}$ . С дальнейшим ростом  $W$  начинается интенсивная десорбция атомов из ионно-легированного слоя. Уже при  $W = 1,4 \text{ Дж}\cdot\text{см}^{-2}$  концентрация Ва и As на поверхности составляла ~ 11 и 18 ат.%, соответственно. При этом происходит “металлизация” приповерхностной области образца, так как она сильно обогащалась галлием.

Анализ результатов ДБЭ показал, что хотя при отжиге с  $W=1,1\text{Дж}\cdot\text{см}^{-2}$  формируется монокристаллическая пленка, в ней содержится большое количество дендритных структур и наблюдается фасетирование (рис. 3.6, а). Для получения регулярной монокристаллической структуры необходимо было проводить лазерный отжиг в сочетании с кратковременным высокотемпературным ( $T\approx 1000\text{K}$ ) прогревом.

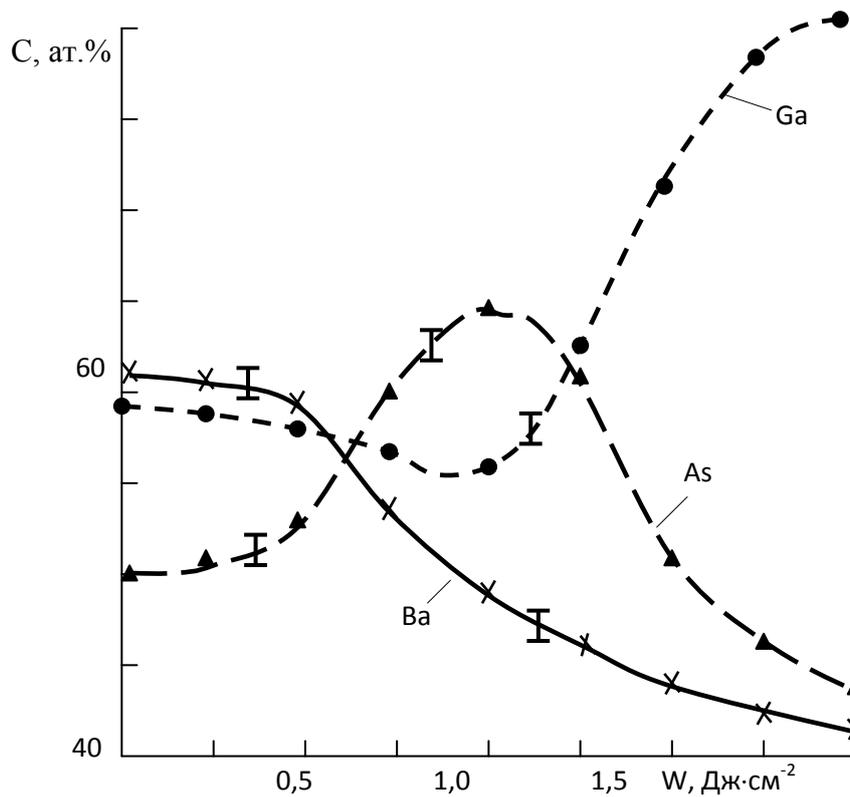


Рис. 3.5. Влияние лазерного отжига на концентрацию атомов легирующего иона и матрицы для GaAs, имплантированного ионами  $Ba^+$  с  $E_0=1$  кэВ и  $D=6 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>.

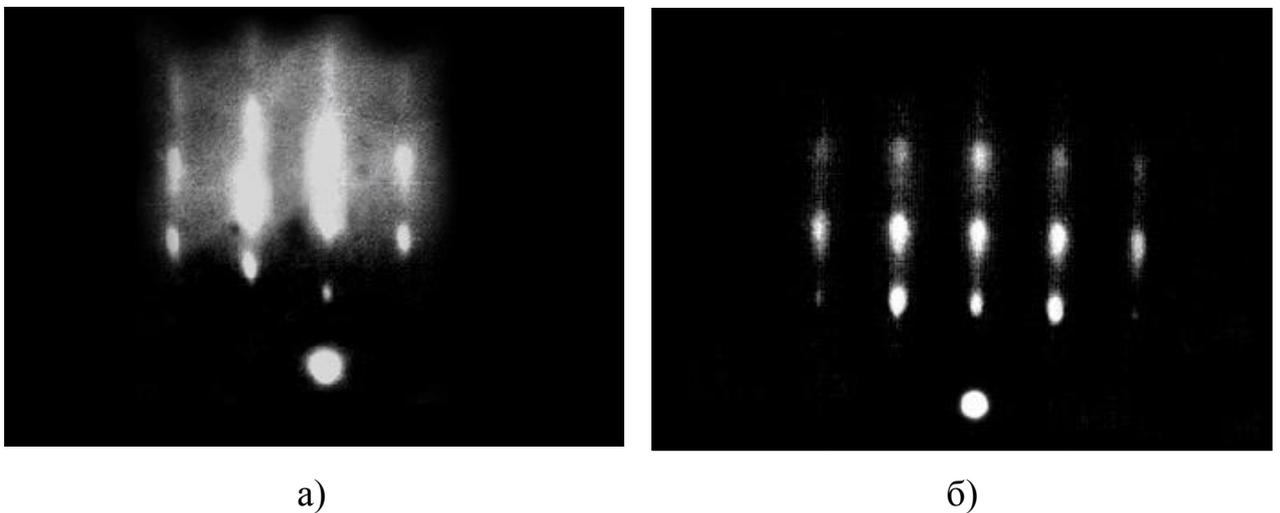


Рис. 3.6. Электронограммы поверхности GaAs, имплантированного ионами  $Ba^+$  с  $E_0=1$  кэВ и  $D=6 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup>: а – постимплантационный лазерный отжиг с  $W=1,1$  Дж·см<sup>-2</sup>, б – постимплантационный лазерный отжиг в сочетании с прогревом.

После такой обработки образовалась трехкомпонентная монокристаллическая структура обладающая полупроводниковыми свойствами (рис. 3.6, б).

В таблице 3.1 приведены значения постоянной решетки многокомпонентных пленок, полученных ионной имплантацией в сочетании с отжигом (лазер. +  $T'$ ). Из таблицы видно, что постимплантационный лазерный отжиг в сочетании с кратковременным температурным прогревом позволяет получить на поверхности GaAs совершенные трехкомпонентные эпитаксиальные пленки типа  $Ga_{0,6}Ba_{0,4}As$ .

Таблица 3.1

Значения постоянных решеток  $Ga_{1-x}Me_xAs$

В настоящей работе			В литературе		
Оптимальные режимы отжига		Состав пленки	a, Å	a, Å	Литература
T, K	$W + T'$				
-	-	GaAs	5,65	5,63	[1]
900	$1,1 \text{ Дж} \cdot \text{см}^{-2} + 1000 \text{ K}$	$Ga_{0,6}Ba_{0,4}As$	5,8	-	-

Параметры решетки этой пленки на 2 – 3 % отличаются друг от друга. Путем уменьшения концентрации Ba можно монотонно уменьшить разницу в параметрах решетки и создать переходной согласующийся слой.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе с использованием методов снятия кривых  $R(E_p)$  и картин ДБЭ и РЭМ изучено влияние имплантации низкоэнергетических ионов  $Ag^+$  и  $Va^+$  на топографию и кристаллическую структуру поверхности монокристаллических пленок GaAs. На основе полученных результатов можно сделать следующие выводы:

1. Оптимальная температура очистки поверхности пленки GaAs/Ge (111) является 850 – 900 К. При этом поверхностная концентрация инородных примесей (С и О) не превышает 0,5 – 1 ат.%.
2. Бомбардировка ионами  $Ag^+$  приводит к разупорядочению поверхности и разложению GaAs на составляющие. При высоких дозах происходит обогащение поверхности атомами Ga и испарением атомов мышьяка.
3. Низкоэнергетическая имплантация ионов  $Va^+$  ( $E_0 = 5$  кэВ) при  $D = 10^{15}$  см<sup>-2</sup> приводит к образованию на поверхности GaAs отдельных кластерных фаз с размерами 200 – 250 нм. После отжига эти кластерные фазы превращаются в нанокристаллы.
4. Увеличение дозы ионов приводит, к увеличению размеров кластерных фаз и при  $D \geq 10^{16}$  см<sup>-2</sup> границы этих фаз перекрываются. После отжига формируется сплошная эпитаксиальная пленка типа Ga – Va – As.

# БЕЗОПАСНОСТЬ ЖИЗНЕДЕЯТЕЛЬНОСТИ

## *Производственная санитария*

При выполнении выпускной работы был использован дифрактометр быстрых электронов (ДБЭ). Действие дифрактометра основано на формировании дифракционной картины в результате отражения от поверхности исследуемого вещества. Электронный луч, сформированный электронной пушкой и магнитной линзой, попадает на образец и затем, упруго рассеиваясь от него, попадает на люминесцентный экран [36, 37].

Далее, исходя из анализа результатов ДБЭ, для получения регулярной монокристаллической структуры необходимо было проводить лазерный отжиг в сочетании с кратковременным высокотемпературным прогревом.

В связи с вышеуказанным, в данном разделе рассмотрим опасные и вредные производственные факторы при работе с лазерным облучением, а также вопросы обеспечения безопасности при эксплуатации лазерных установок.

В системах лазерной маркировки применяются мощные лазеры на двуокиси углерода или неодим - иттриевые лазеры. Как правило, эти лазеры встраиваются в оборудование и у них имеются шкафы с внутренней блокировкой, которые ограждают траекторию пучка и точку, в которой луч контактирует с мишенью. Благодаря этому во время нормальной работы исключается вероятность опасности от лазерного луча, но когда блокировка безопасности нарушена, возникает риск. Наиболее типичная операция при удалении ограждения луча и нарушении блокировки - фокусировка лазерного луча.

При обслуживании идеальным является вариант, когда из помещения, в котором находится лазер, эвакуируют весь персонал, за исключением техников по обслуживанию, а двери в помещение закрывают и вывешивают таблички, предупреждающие о лазерной опасности. Однако мощные лазеры, применяемые в полупроводниковом производстве, часто размещают в

больших, открытых производственных помещениях, что делает невозможным эвакуацию персонала, не занятого обслуживанием лазерной системы. В этих случаях устанавливается зона временного контроля. Обычно зоны временного контроля ограждаются лазерными завесами или защитными сварочными экранами, способными выдерживать прямой контакт с лазерным лучом. Доступ в зону временного контроля осуществляется через сложный вход, на котором вывешивают предупредительную табличку, если внутренняя блокировка лазера не работает. Другие меры предосторожности во время фокусировки луча аналогичны мерам при работе мощного лазера с открытым лучом (техническое обучение, защита глаз, письменные инструкции и т.д.).

Мощные лазеры также являются одним из самых значительных источников электрической опасности в полупроводниковой промышленности. Даже после отключения питания сохраняется вероятность электрического удара, и мощность должна быть рассеяна до работы внутри камеры.

Помимо факторов лучевой и электрической опасности, при работе с системами лазерной маркировки существует вероятность химического загрязнения от подавителя огня - трехокиси сурьмы и бериллия (керамические корпуса, содержащие это соединение, помечаются). При маркировке мощными лазерами могут образовываться испарения, а остатки материалов оседать на поверхности оборудования и фильтров, на которых осаждаются копоть.

### ***Обеспечение безопасной эксплуатации лазерных установок***

Опасные и вредные производственные факторы, возникающие при эксплуатации лазерных установок, в зависимости от класса лазеров, а также классификация лазеров по степени опасности генерируемого излучения определяются требованиями ГОСТ 12.1.040-83 "Система стандартов безопасности труда. Лазерная безопасность. Общие положения".

Участок лазерной обработки металлов располагается в изолированном помещении. Стены помещения, где размещены лазерные установки, выполняются из материала, непроницаемого для лазерного излучения. Внутренние поверхности помещения окрашиваются в матовый цвет, имеющий минимальный коэффициент отражения и обеспечивающий максимальное рассеивание света по длине волны лазерного излучения.

Работники, работающие с лазерными установками, должны быть обучены правилам безопасного ведения работ и правилам личной гигиены, методам оказания первой помощи при поражении лазерным излучением, электрическим током, а также при воздействии других опасных и вредных производственных факторов.

На участке лазерной обработки металлов должны быть:

- инструмент с изолированными рукоятками;
- диэлектрические перчатки и коврики;
- разрядные штанги;
- экраны непрозрачные, не дающие отражения лазерного излучения;
- средства защиты глаз;
- средства защиты органов слуха;
- инструкция по охране труда;
- инструкция по эксплуатации установки;
- план размещения установок с указанием лазерной опасной зоны.

Размеры лазерной опасной зоны определяются расчетным или экспериментальным путем. В зонах с повышенной интенсивностью лазерного излучения вывешивают предупредительные знаки с надписью "Осторожно! Лазерное излучение" (по ДСТУ ISO 6309:2007).

Лицам, не касающиеся эксплуатации и обслуживания лазерных установок, вход в помещение лазерной обработки металлов не разрешается. Об этом должны оповещать соответствующие надписи.

Контроль лазерного излучения осуществляется дозиметрическим методом по ГОСТ 12.1.031-81 «Система стандартов безопасности труда. Лазеры»

Процессы лазерной обработки металлов, не требующие присутствия обслуживающего персонала около оборудования, осуществляются в специальном изолированном помещении. Управление процессом в этом случае осуществляется с отдельно расположенного пульта.

Удаление вредных и опасных веществ из воздушной среды (или снижение их до уровня ПДК) осуществляется общеобменной вентиляцией. Для удаления большого количества опасных и вредных веществ, кроме общеобменной вентиляции, возможно применение местных отсосов. Например, при проведении процессов, требующих присутствия персонала около лазерной установки или вблизи зоны воздействия лазерного излучения на детали, удаление вредных и опасных веществ из зоны их образования производится с помощью местных отсосов.

Если при проведении следующих технологических процессов невозможно поддерживать концентрацию вредных веществ в воздухе рабочей зоны на уровне ПДК, необходимо:

- применять средства индивидуальной защиты органов дыхания (респираторы и другие устройства);
- обеспечить защиту кожных покровов от попадания аэрозольных частиц, которые могут иметь большую скорость и высокую температуру, что может привести к ожогу открытых частей тела;
- использовать средства защиты глаз от аэрозолей и лазерного излучения.

При сочетании системы наблюдения с оптической системой лазерной установки применяют автоматические затворы или светофильтры, защищающие глаза оператора в момент генерации излучения. Не разрешается при генерации излучения осуществлять визуальный контроль попадания луча в деталь без применения соответствующих средств защиты, а также направлять луч лазера в глаза человека и на другие части тела.

В случае возникновения при работе лазерных установок электромагнитного поля высоких и сверхвысоких частот, которые могут сопровождаться мягким рентгеновским излучением, следует руководствоваться ДСП 6.177-2005-09-02. Предельные уровни

электромагнитных излучений, требования безопасности и методы контроля установлены ГОСТ 12.1.006-84 и ДСН 3.3.6.096-2002. При использовании лазерных установок высокой мощности в случае возникновения нейтронного и гамма-излучения руководствуются ДГН 6.6.1.-6.5.001-98 и ДСП 6.177-2005-09-02.

При случайном повреждении глаз лазерным излучением пострадавший должен быть срочно обследован офтальмологом и находиться под его наблюдением. Характер помощи при повреждении глаз определяется видом повреждения, зависит от длины волны излучения.

При использовании лазерных установок открытого типа для предотвращения облучения работников применяют следующие меры защиты: ограждения, маркировку лазерной опасной зоны, экранирование открытого луча лазера, вынесение пульта управления из опасной зоны.

Во многих конструкциях импульсных лазерных установок для охлаждения рубинового стержня применяется жидкий азот, для охлаждения лампы-вспышки - сжатый воздух. При эксплуатации установок должны соблюдаться требования Правил безопасности при производстве и потреблении продуктов разделения воздуха.

### ***Требования к размещению экспериментальных установок и лабораторного оборудования, ввод его в эксплуатацию***

Все экспериментальные установки и лабораторное оборудование размещаются на производственных площадях по планировкам, согласованным с главным энергетиком, инженером по ТБ и утвержденным заместителем директора по научной части. В планировках должны быть указаны в масштабе: габариты установок и лабораторного оборудования, рабочие проходы, места размещения переносных измерительных приборов, рабочие места для работников, осуществляющих управление, техническое обслуживание и наладка переносных установок и оборудования.

При размещении установок и лабораторного оборудования на производственных площадях лаборатории руководствуются «Строительными нормами и правилами проектирования», «Санитарными нормами», «Противопожарными нормами».

Для работников, осуществляющих управление установками и оборудованием, техническое обслуживание и наладку, предусмотрены рабочие места следующих размеров:

1) С лицевой стороны, где производится работа на установке и управление оборудованием - не менее 1 м при отсутствии общего прохода и открывающихся дверей (снимающихся ограждений); не менее 1,5 м при наличии общего прохода; не менее 2 м при наличии общего прохода и открывающихся дверей (снимающихся ограждений). Расстояние отсчитывают от максимально выступающей точки установки, оборудования и до следующего ряда оборудования или стены.

2) С задней и боковой части оборудования, установки, где осуществляется техническое обслуживание и наладка, при отсутствии общего прохода - не менее 0,6 м, при наличии общего прохода - не менее 1 м.

Энергетические подводы к установке и оборудованию проводятся на высоте не ниже 2 м или в полу с учетом требований правил по технике безопасности.

Установки и нестандартное оборудование, вводимые в эксплуатацию, укомплектовываются следующей документацией: функциональными блок-схемами и схемами электропитания с техническим описанием и инструкцией по эксплуатации, инструкцией по технике безопасности при работе на установке (оборудовании), протоколами проверки защитного заземления, протоколами проверки сопротивления изоляции установки.

Ввод в эксплуатацию установок и нестандартного оборудования осуществляется специальной комиссией. При удовлетворительных результатах осмотра и проверки состояния оборудования, а также защитных устройств, защитных средств и экранировки комиссия составляет акт на ввод установки (оборудования) в эксплуатацию.

## *Пожарная безопасность*

Высокая температура в зоне воздействия лазерного излучения на детали создает условия для возможного возникновения пожара, поэтому следует соблюдать требования ДБН В.1.1-7-2002.

Первичные средства пожаротушения применяют для ликвидации небольших пожаров и загорания. К таким средствам относятся: передвижные и ручные огнетушители, переносные огнегасительные установки, внутренние пожарные краны, ящики с песком, асбестовые покрывала, противопожарные щиты с набором инвентаря и др. Различают ручные огнетушители (до 10 л) и передвижные (свыше 25 л). В зависимости от вида огнегасительного средства, находящегося в огнетушителях, они делятся на: жидкостные, углекислотные, химические пенные, воздушно-пенные, хладоновые, порошковые и комбинированные (ГОСТ 12.1.044-84 «Пожарная безопасность»).

Тушение пожара осуществляется:

а) сильным охлаждением горящих материалов с помощью веществ, которые имеют большую теплоемкость;

б) изолированием горящих материалов от атмосферного воздуха (от кислорода воздуха);

в) изоляцией горящих материалов от лучистого тепла и непосредственного влияния огня с помощью водяных завес, углекислого снега и тому подобное.

Для тушения пожара можно применять воду, водяной пар, пену, углекислый и инертные газы, спецпорошок, песок и покрывала. С целью обеспечения большей эффективности при гашении пожара применяются, как было сказано выше, различные средства пожаротушения: простые средства - ведра и гидropульты для воды, ящики с песком и лопаты, различные покрывала (из асбеста, войлока и тому подобное); химические способы - огнетушители; технические способы - специальные пожарные машины.

Пожарные щиты (стенды) устанавливаются на территории объекта из расчета один щит (стенд) на площадь до 5000 м<sup>2</sup>.

Такие щиты должны быть укомплектованы:

- ящиком с песком - 1 шт.
- покрывалом из негорючего теплоизоляционного материала или войлока размером 2 м х 2 м - 1 шт.
- лопатами - 2 шт.
- ломами - 2 шт.
- топорами - 2 шт.
- огнетушителями - 3 шт.

Выбор типа огнетушителя зависит от огнегасящей способности, предельной площади, класса пожара горючих веществ и материалов.

Имеются средства пожарной сигнализации и связи, а также система автоматического пожаротушения

## ЭКОНОМИЧЕСКАЯ ЧАСТЬ

- I. Техничко-экономические обоснование проекта
  - II. Определить объемы инвестиции
    - Стоимость основных фондов
    - Объем инвестиции на покупку материально –производственных запасов
    - Объем инвестиции на покупку малоценного инвентаря и контрольно-измерительных приборов
    - Расчет заработной платы производственных рабочих
  - III. Определить экономическую эффективность, годовой доход
  - IV. Определить срок окупаемости инвестиции
    1. Техничко-экономические обоснование проекта
      - Цель, сущность и задача проекта и его актуальность
      - Экономическая эффективность проекта
    2. Определить объем инвестиции
- Нижеследующим таблице дано приведенных затраты на ВКР

Таблица 1.

## Объем инвестиции на покупку материально-производственных запасов

№	Наименование материалов	Количество	Цена материала	НДС	Стоимость материала с учетом НДС
1	Образцы GaAs	2	100000	40000	140000
2	Лодочки титана бари	2	50000	20000	70000
3	Электронная пушка	1	250000	50000	300000
4	Ионная пушка	1	250000	50000	300000
	Итого				810000

Таблица 2.

## Объем инвестиции на покупку малоценного инвентаря и контрольно-измерительных приборов

№	Наименование	Количество	Цена за единицы	НДС	Общая стоимость с учетом НДС
1	Экспериментальная установка	1	2000000	400000	2400000
2	Чувствительные измерительные приборы	2	1000000	400000	1400000
	Итого				3800000

Таблица 3.

## Стоимость основных фондов

№	Наименование основных фондов	Количество	Стоимость основных фондов
1	Лаборатория	-	120000
2	Оборудование	-	3800000
	Итого		3920000

Амортизационные отчисления составляет 20 % от стоимости ОФ

$$A_{отч} = 20\% * ОФ$$

$$A_{отч} = 0,2 * 3920000/12$$

$$A_{отч} = 653333 \text{ сум}$$

Затраты на текущий ремонт и технические обслуживание 12% от стоимости ОФ

$$Pm = 12\% * ОФ$$

$$Pm = 0,12 * 3920000/12$$

$$Pm = 39200 \text{ сум}$$

Таблица 4.

## Расчет заработной платы производственных рабочих

Наименование операции	Звание	Число дней	Средняя ежедневная заработная плата	Оплата за проделанную работы
Выбор темы на разработку	СНС	1	15000	15000
Изучение и анализ литератур по теме	МНС	2	7050	14100
Разработка	МНС	2	7050	14100

интерфейса программы				
Занесения плана лекции	МНС	3	7050	21150
Отладка программы	МНС	1	7050	7050
Тестирования комплекс программы	МНС	2	7050	14100
Выявления ошибок	МНС	2	7050	14100
Исправления ошибок	МНС	2	7050	14100
Экономическая часть	МНС	2	7050	14100
	СНС	1	15000	15000
Охрана труда	МНС	2	7050	14100
	СНС	1	15000	15000
Разработка пояснительной записки	МНС	1	7050	7050
Рецензирование	СНС	1	15000	15000
Оформление и защита дипломного проекта	МНС	1	7050	7050
Итого		24		201000

Основная заработанная плата определяется как сумма оплаты труда всех рабочих и премии в размере 40%

$$3 \text{ осн} = \text{COT} * 0,4 + \text{COT}$$

$$3 \text{ осн} = 201000 * 1,4$$

$$3 \text{ осн} = 281400$$

Дополнительной заработной платы производственных рабочих берется 10% от основного з/п.

$$3д = Kд * 3 \text{ осн}$$

$$3д = 0,1 * 281400$$

$$3д = 28140$$

Фонд оплаты труда определяется как сумма основной и дополнительной заработной платы.

$$\text{ФОТ} = 3 \text{ осн} + 3д$$

$$\text{ФОТ} = 281400 + 28140$$

$$\text{ФОТ} = 309540 \text{ сум}$$

Затраты на социальной страхование рассчитывается 25% от ФОТ.

$$\text{Офсс} = 25\% * \text{ФОТ}$$

$$\text{Офсс} = 0,25 * 309540$$

$$\text{Офсс} = 77385$$

Транспортные расходы рассчитывается 20% от *Зосн*.

$$P_{тр} = 0,2 * 281400$$

$$P_{тр} = 56280 \text{ сум}$$

Расход пара на производственные нужды.

Длина - 4      Ширина - 4

$$V = 16 * 663,05$$

$$V = 10608,8 \text{ сум}$$

$V = \text{длина} * \text{ширина}$ .

Расходы на электроэнергии определяется по формуле:

$$W = N * T * S$$

$$W = 1 * 144 * 112,20$$

$$W = 16156,8$$

$N$  – установленная мощность

$T$  - время работы

$S$  – стоимость электроэнергии за кВт

Объем инвестиции определяется по формуле:

$$K = МПЗ + ФОТ + Аоф + \sum P$$

$$K = 810000 + 309540 + 65333 + 172865 = 1357738 \text{ сум}$$

Таблица 5.

Смета затрат на проведение разработки

№	Наименование статей затрат	Сумма
1	Стоимость выполненных работ	657572,3
2	Затраты на производство	505824,9
3	Производственная себестоимость	474870,9
4	Расходы периода	30954
5	Материальные затраты	836765,6
6	Сырьё	810000
7	Электроэнергия + отопления	26765,6
8	ФОТ	309540
9	Социальное страхование	77385
10	Амортизация	65333
11	Прочие затраты	22612,9
12	Основная заработная плата	201000

## Расчет экономической эффективности выполненных работ

№	Наименование показателей	Ед. измерения	Сумма	Примечание
1	Стоимость выполненных работ	Сум	657572,3	Таблица
2	Затраты на производства	Сум	505824,9	Таблица
3	Инвестиции	Сум	1357738	Формула
4	Экономическая эффективность	Сум	15174,74	Формула
5	Срок окупаемости	Месяц	9	Формула
6	Рентабельность	%	11%	Формула

Экономическую эффективность определим по формуле:

$$\mathcal{E} = (C1 - C2) * Q$$

$$\mathcal{E} = 15174,74 \text{ сум}$$

$$C1 \text{ и } C2 - \text{себестоимость до и после} \quad C1 = C2 * 1,3$$

$Q$  – объем производство

Рентабельность определим по формуле

$$R = \mathcal{E} * 100\% / K$$

$$R = 15174,74 / 1357738 * 100\%$$

$$R = 11\%$$

Определяем срок окупаемости:

$$T_{ок} = K / \mathcal{E}$$

$$T = 1357738 / 15174,74$$

$$T = 9$$

$\mathcal{E}$  = экономическая эффективность капитала

$K$  = капитал

## ЛИТЕРАТУРА

1. Молекулярно-лучевая эпитаксия и гетероструктуры. Под редакцией Л.Ченга и К. Плога. Перевод с английского под редакцией Ж. И. Алферова и Ю.В. Шмарцева. Изд. “Мир”. 1989. 582 стр.
2. <http://spm.unn.runnet.ru/Sem/StudSem/Zdorov.htm>
3. Pinczuk A., Shah J., Gossard A.C., Wiegmann W. Light scattering by photoexcited two-dimensional electron plasma in GaAs – (AlGa)As heterostructures. //Phys. Rev. Lett., 1981, v.46, №20, P. 1311- 1344.
4. Shimoda M., Tsukamoto S., Koguchi N. Photoelectron and Auger electron diffraction studies of a sulfur – terminated GaAs (001) – (2 x 6) surface. //Surface science, 1998, v.395, №1, P.75 – 81.
5. Casey H.C., Cho A.Y., Lang D.V., Nicolion E.H. Measurement of MIS capacitors with oxygen – doped  $Al_xGa_{1-x}As$  insulating layers on GaAs. //J.Vac. Sci. and Technol, 1978, v.15, №4, P. 1408 – 1411.
6. [http://ru.ntmdt.ru/Appl\\_Notes/Dev\\_nanostr/12r.pdf](http://ru.ntmdt.ru/Appl_Notes/Dev_nanostr/12r.pdf)
7. Calawa A. R. On the use of  $AsH_3$  in the molecular beam epitaxial growth of GaAs. //Appl. Phys. Lett., 1981, v. 38, №9, P. 701 - 703.
8. Быковский В.А., Бычков А.Г., Зуев В.А., Сорвина В.П., Тетельбаум Д.И. Исследование ионно-облученных слоев арсенида галлия методами фотолюминесценции и эффекта Холла.//Поверхность,1985, №10, С.48–55.
9. [www.ioffe.rssi.ru/journals/ftp/2002/01/p59-64.pdf](http://www.ioffe.rssi.ru/journals/ftp/2002/01/p59-64.pdf)
10. Ахмедов Г.А., Веденеев А.С., Ждан А.Г., Халилов М.С. Особенности гальваномагнитных эффектов в реальных селективно – легированных гетероэпитаксиальных структурах GaAs –  $Ga_{1-x}Al_xAs$ . //Поверхность, 1993, №1, С.48–55.
11. Ishibashi T., Tarucha S., Okamoto H. - Japan. J. Appl. Phys., 1982, v. 21, P.L476.
12. Chang C.-A., Segmüller A., Chang L. L., Esaki L. Ge – GaAs superlattices by molecular beam epitaxy. //Appl. Phys. Lett. 1981, v.38, №11, P. 912 - 914.

13. Гриняев С.Н., Чернышов В.Н. Рассеяние электронов в многобарьерных структурах GaAs/Al<sub>x</sub>Ga<sub>1-x</sub>As. //Физика и техника полупроводников, Санкт-Петербург, т.26, №12, 1992, С. 2057-2067.
14. Мальцев С.В., Принц В.Я. Сильнополевое заполнение глубоких уровней в гетероструктурных полевых транзисторах с модулированным легированием (AlGaAs/GaAs). //Физика и техника полупроводников, Санкт-Петербург, т.26, №12, 1992, С. 2133-2136.
15. <http://www2.fep.tsure.ru/books/conferenc/pem2004/part1/044.pdf>
16. Гусаков Г.М., Кодратова Т.Н., Капский К.С., Ларюшин А.И. Влияние импульсного лазерного облучения на профиль подвижности и проводимости эпитаксиальных слоев GaAs. //Физика и техника полупроводников, Ленинград, т.23, №10, 1989, С. 1864-1868.
17. Богданова В.А., Люзе Л.Л., Семиколенова Н.А. Плазмон - фононное возбуждение в арсениде галлия n-типа. //Физика и техника полупроводников, Ленинград, т.23, №10, 1989, С. 1900-1902.
18. Банишев А.Ф., Новиков М.М. Структурные изменения поверхности кремния под действием лазерного излучения. //Физика и химия обработки материалов, М. № 1, 1992, С. 50-55.
19. Bachrack R.Z. Semiconductor surface and crystal physics studied by MBE. //Progr. Cryst. Growth and Charast. 1979. v.2. № 1-2, P. 114 – 144.
20. Умирзаков Б.Е. Электронно-спектроскопические исследования и анализ состояния поверхности многокомпонентных систем, созданных ионной имплантацией.: Дисс. док. физ. - мат. наук. 1993. 293 стр.
21. Мадисон А.Е. Симметрия квазикристаллов // Физика твердого тела, 2013, том 55, вып. 4. P. 784 – 796.
22. Харрисон У.А., Электронная структура и свойства твердых тел. М.: Мир. 1983.
23. Вендик О.Г., Горин Ю.Н., Попов В.Ф. Корпускулярно – фотонная технология. М.: Высшая школа. 1984. 240 С.
24. [http://www.issep.rssi.ru/pdf/0105\\_110.pdf](http://www.issep.rssi.ru/pdf/0105_110.pdf)

25. Самсонов Г.В., Дворина Л.А., Рудь Б.М. Силициды. М.: Металлургия. 1979. 271 с.
26. Умирзаков Б.Е., Ташмухамедова Д.А., Курбанов Х.Х. Оценка изменения параметров кристаллической решетки и энергетических зон при изменении размеров нанокристаллов и нанопленок силицидов, полученных ионной имплантацией // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – Москва, 2011. – № 7, – С. 91-95.
27. Lin I.L., Fathauer R.W., Grunthner P.J. Room-temperature co deposition growth technique for pinhole reduction in epitaxial  $\text{CoSi}_2$  (111) on Si (111). //Anterroches C. Appl. Phys. Lett. 1988. 52. №10. P. 804 – 806.
28. Покутний С.И. Экситонные состояния в квазиульмерных полупроводниковых наносистемах // Физика и техника полупроводников, 2012, том 46, вып. 2. P. 174 – 179.
29. Алтухов А.А., Житковский В.Д., Жирнов В.В., Иванов В.В. Твердотельный детектор ионизирующих излучений, изготовленный по технологии МЛЭ. /Техника средств связи, сер. ТПО. 1990. Вып. 3. с. 25 – 28.
30. Электронная микроскопия тонких кристаллов.//Под ред. Хирш П. и др. М.: Мир, 1968, 400 С.
31. Bauer E. Techniques of metal research. V. 2. N. Y.: Interscience, 1969. P. 2.
32. Ершова Т.П., Кораблев В.В., Морозов Ю.А. //ФТТ. 1982. т. 24. №4. с. 1258.
33. Умирзаков Б.Е., Ташмухамедова Д.А. Влияние отжига на состав и структуру GaAs, имплантированного ионами Ва с низкой энергией. //Узбекский физический журнал. 1999. v.1, №5, с. 384 – 389.
34. Умирзаков Б.Е., Ташмухамедова Д.А. Влияние отжига на состав и структуру GaAs, имплантированного ионами Ва с низкой энергией. //Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. №5, 2000. с. 14 – 17.

35. Ташмухамедова Д.А., Умирзаков Б.Е., Ташатов А.К. Создание многокомпонентных эпитаксиальных пленок на поверхности GaAs методом ионной имплантации и отжига //Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. №4, 2002. с. 80 – 84.
36. Носов В.Б. Безопасность труда /Под ред. В.В. Амбарцумяна. – М.: Машиностроение, 2004. – 144 с.
37. Безопасность жизнедеятельности: Учеб. /Под ред. С. В. Белова. – М.: Высшая школа, 2009. – 448 с.