**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE FÍSICA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS**

“Crescimento de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ e $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ sobre InP por MBE”.

GALO EMILIO SISNIEGAS CHARCAPE

Dissertação apresentada ao Instituto de Física de São Carlos, Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciências “Física Aplicada”.

Orientador: Prof. Dr. Pierre Basmaji

OK

SÃO CARLOS SÃO PAULO
1997

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
SERVIÇO DE BIBLIOTECA E
DOCUMENTAÇÃO

Sisniegas Charcape, Galo Emilio

Crescimento de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ e $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ sobre InP por MBE / Galo E. Sisniegas Charcape - São Carlos 1997.

85 p.

Tese (Mestrado) - Instituto de Física de São Carlos, 1997.

Orientador: Prof. Dr. Pierre Basmaji.

1. MBE, 2. HEMT, 3. InP.

I. Título

UNIVERSIDADE
DE SÃO PAULO

Instituto de Física de São Carlos

Av. Dr. Carlos botelho, 1465
CEP 13560-250 - São Carlos - SP
Brasil

Fone (016) 274-3444

Fax (016) 272-2218

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE **GALO**
EMILIO SINIEGAS CHARCAPE APRESENTADA AO INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO
CARLOS, DA UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 24 DE JUNHO DE 1997.

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Pierre Basmaji/IFSC-USP

Prof. Dr. Luiz Nunes de Oliveira/IFSC-USP

Prof. Dr. Alain André Quivy/IF-USP

À meus pais Galo e Esther

À minha irmã Helena

À meu irmão Daniel.

À meu sobrinho Aaron

AGRADECIMENTOS

- Ao Profesor Dr. Pierre Basmaji. meu orientador, pelo apoio e amizade.
- Ao Instituto de Física e Ciencia dos Materiais de São Carlos pela oportunidade para realizar meu mestrado.
- Aos membros da banca examinadora, Prof.Dr. Luiz Nunes de Oliveira, Prof.Dr. Alain André Quivy e Profa.Dra. Mónica Cotta.
- Aos colegas deste campus universitario e aos membros do grupo de MBE. De forma especial a Miguel Seminario, Ali F.Taha, Claudia Bonardi, Gerson K.da Cruz, Pedro González, Dimitri Lubyshev, Newton La Scala Jr., Francisco Guimarães., Carlos Alberto de Souza, Haroldo Arakaki, Emmanuel Petitprez, G.Gusev, Euclides Marega, Virgilio C.dos Anjos.
- Ao pessoal da biblioteca pela boa vontade durante meu periodo de mestrado.
- A CAPES pela bolsa de estudos que permitiu a realização da tese.

IFSC-USP SERVIÇO DE BIBLIOTECA E
DOCUMENTAÇÃO

ABSTRACT

In this work Molecular Beam Epitaxy (**MBE**) was used to growth bidimensional gas structures based on **In_{0.53}Ga_{0.47}As**/ **In_{0.52}Al_{0.48}As** on Indium Phosphate substrate (InP). Structural, electrical and optical properties were analyzed by characterisation techniques such as Hall effect, photoluminescence (PL), Shubnikov-de Haas (SdH) and Scanning Electron Microscope (SEM).

Growth parameter calibration such as growth rate and alloy composition of **In_{0.53}Ga_{0.47}As** and **In_{0.52}Al_{0.48}As** was determined through observation of **Reflexion High-Energy Electron Diffraction (RHEED)** oscillation. Density of n type dopant (in our case silicon Si) was obtained by Hall effect measurements using **Van der Pauw** geometry. Photoluminescence results show donor to band transition with **Full Width at Half Maxima (FWHM)** of approximately **23 meV**, for the **In_{0.52}Al_{0.48}As** alloy. Bidimensional gas formation was indirectly observed in these samples through SdH oscillations.

RESUMO

Neste trabalho, a epitaxia por feixes moleculares (*Molecular Beam Epitaxy* : **MBE**) foi utilizada para crescer estruturas de gases bidimensionais a base de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ / $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ sobre substrato de **fosfeto de índio (InP)** e analisar suas propriedades estruturais, elétricas e óticas através de técnicas de caracterização, tais como efeito Hall, fotoluminescência (**FL**), Shubnikov-de Haas (**SdH**) e microscopia eletrônica de varredura (**MEV**).

A calibração dos parâmetros de crescimento tais como a taxa de crescimento e a composição das ligas $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ e $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ foi feita através da observação das oscilações da **da difração de elétrons de alta energia observado em reflexão** (*Reflection High-Energy Electron Diffraction* : **RHEED**). A densidade de dopante tipo n (em nosso caso, o silício) foi determinada posteriormente através de medidas de efeito Hall usando a técnica de **Van der Pauw**. Os resultados da fotoluminescência mostram uma transição doador-banda com **largura a meia altura** (*Full Width at Half Maximum* : **FWHM**) de aproximadamente **23 meV**, para a liga de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$. A formação de gás bidimensional nestas mesmas amostras tem sido observado indiretamente pela ocorrência de oscilações SdH.

INDEX TEMÁTICO

INTRODUÇÃO GERAL.....	1
CAPÍTULO I	
ASPECTOS ESTRUTURAIS	3
1.- SUBSTRATO DE InP.....	3
1.1.- RECONSTRUÇÃO SUPERFICIAL DAS CAMADAS EPITAXIAIS	4
2.- HETEROESTRUTURAS TIPO HEMT.....	7
2.1.- INTRODUÇÃO	7
2.2.- CASAMENTO E LEI DE VEGARD	11
2.3.- TIPOS DE HEMT	14
CAPÍTULO II	
TÉCNICAS DE CRESCIMENTO EPITAXIAL	16
1.- INTRODUÇÃO.....	16
1.1.- CRESCIMENTO EPITAXIAL POR FEIXES MOLECULARES...	16
2.- SISTEMA MBE	17
2.1.- CÂMARAS E JANELAS DE OBSERVAÇÃO	17
2.2.- PORTA-AMOSTRA.....	17
2.3.- SISTEMA DE VÁCUO.....	18
2.4.- FORNOS	20
3.- MECANISMO DE CRESCIMENTO	21
3.1.- VANTAGENS E DESVANTAGENS DO CRESCIMENTO MBE .	22
4.- RECURSOS PARA ANÁLISES <i>IN SITU</i>	23
4.1.- DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS DE ALTA ENERGIA OBSERVADO EM REFLEXÃO (RHEED).....	23
4.2.- O RHEED E O CRESCIMENTO EPITAXIAL	23
4.2.1.- REDE DIRETA E RECÍPROCA	24
4.2.2.- CARACTERÍSTICAS DO RHEED	25

III

5.- CONDIÇÕES DE CRESCIMENTO E QUALIDADE ESTRUTURAL ..	26
5.1.- VÁCUO	27
5.2.- OSCILAÇÕES RHEED	27

CAPÍTULO III

PREPARAÇÃO DO SUBSTRATO E DO SISTEMA	29
1.- PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS PARA O CRESCIMENTO.	29
1.1.- TRATAMENTO QUÍMICO	29
1.1.1.- PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS DE InP	30
1.1.2.- PROCEDIMENTO REALIZADO	32
2.- CALIBRAÇÃO DAS CÉLULAS DE Al, Ga, In E Si	34
3.- ESTRUTURAS PRODUZIDAS	39

CAPÍTULO IV

CARACTERIZAÇÃO	42
1.- CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA	42
1.1.- RESULTADOS E DISCUSSÕES	42
2.- CARACTERIZAÇÃO ÓTICA	48
2.1.- INTRODUÇÃO	48
2.2.- METODOLOGIA DAS MEDIÇÕES DE FOTOLUMINESCÊNCIA	
(FL).	49
2.3.- RESULTADOS E DISCUSSÕES	49
2.4.- RESUMO DOS DADOS OBTIDOS PELA EXPERIÊNCIA DE FL.	56
3.- CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA	58
3.1.- MOBILIDADE HALL E CONCENTRAÇÃO DE PORTADORES. .	58
3.2.- METODOLOGIA DAS MEDIÇÕES HALL	61
3.2.1.- MÉTODO DE VAN DER PAUW	62
3.3.- RESULTADOS E DISCUSSÕES	63
3.4.- PROPRIEDADES DE TRANSPORTE : EFEITO HALL QUÂNTICO	
E AS OSCILAÇÕES DE SHUBNIKOV-DE HAAS (SdH)	66

3.4.1.- CÁLCULO DA DENSIDADE PLANAR E A MOBILIDADE NO POÇO	67
3.4.2.- CÁLCULO DOS NÍVEIS DO POÇO E A DENSIDADE PLANAR LIMITE	68
3.4.3.- METODOLOGIA DAS MEDIÇÕES POR EFEITO SdH	70
3.4.4.- RESULTADOS E DISCUSSÕES	70
CONCLUSÕES	76
REFERÊNCIAS	78

INTRODUÇÃO GERAL

O desenvolvimento de técnicas de crescimento de filmes finos como epitaxia por feixes moleculares (**MBE**) apresenta uma notável otimização no controle da construção e na versatilidade nas propriedades das estruturas cristalinas, explorando suas aplicações como em dispositivos eletrônicos e opto-eletrônicos.

O objetivo deste trabalho é crescer heteroestruturas do tipo **In_xGa_{1-x}As** e **In_yAl_{1-y}As** sobre **substrato de Fosfeto de Índio (InP)**, onde os parâmetros de redes “a” são “casados” ($x=0.53$ e $y=0.52$, onde $\Delta a/a \approx 10^{-4}$), permitindo a obtenção de hetero-estruturas sem deslocamentos. O crescimento de tais estruturas sobre substratos de **GaAs** apresenta dificuldades devido à grande diferença dos parâmetros de redes entre GaAs e In_xGa_{1-x}As ($\Delta a/a \approx 3.8 \times 10^{-2}$, para $x=0.53$). Durante meu trabalho foi dada ênfase à **preparação química** de substratos InP e ao processo de crescimento, caracterização *in situ* por meio do **RHEED**, e, finalmente, as propriedades óticas e elétricas das mesmas estruturas.

A **preparação química** dos substratos permite que as deposições epitaxiais encontrem uma superfície suficientemente limpa. A fim de otimizar o tratamento pré-epitaxial com substratos de InP, provamos diversas soluções ácidas ou alcalinas, e escolhemos uma certa solução que, acreditamos, seja a mais adequada no momento.

No **capítulo I**, apresentamos os aspectos estruturais do InP, ligas crescidas sobre interfaces de InP e alguns detalhes a respeito de casamento de rede e de heteroestruturas tipo transistores de alta mobilidade eletrônica (**High Electron-Mobility Transistor : HEMT**)

No **capítulo II**, trataremos sobre o mecanismo de crescimento MBE, e descreveremos o equipamento utilizado no sistema MBE e também no sistema RHEED

IFAC 1990 - SEMINÁRIO DE INICIAÇÃO

No **capítulo III e IV**, apresentaremos o esquema de preparação das amostras, sua caracterização, resultados e discussões sobre cada ponto. E, por último, temos nossas **conclusões e perspectivas**.

CAPÍTULO I
ASPECTOS ESTRUTURAIS

1.-SUBSTRATO DE InP

O fosfeto de indio (**InP**) é um semiconductor com estrutura cristalina do tipo do sulfeto de zinco (**ZnS**) (**fig.1.1.a**). No espaço recíproco, a primeira zona de Brillouin é classificada como a de uma **rede cúbica de face centrada** (**fig.1.1,b**).

Fig.1.1. (a) Estrutura de sulfeto de zinco do InP. (b) Primeira zona de Brillouin do InP.⁽¹⁾

A estrutura de banda é do tipo direto, com um gap, no vale Γ , de **1.35 eV** a 300 K como pode ser visto pela **fig.1.2**.

Fig.1.2. Estrutura de Banda do InP.⁽²⁾

A curvatura nas proximidades do mínimo da banda de condução pode aproximar-se por uma parábola (d^2E/dk^2 é constante) podendo-se considerar então, a massa efetiva de seus portadores isotrópica, o que significa que o tensor de massa efetiva é diagonal, do tipo :

$$m^* = \hbar^2/(d^2E/dk^2) \quad (I.1)$$

A **figura I.2** mostra também que na banda de valência existem duas sub-bandas degeneradas correspondentes aos buracos pesados e aos buracos leves, advindos das bandas de curvatura menor e maior respectivamente. No seguinte item trata-se sobre a configuração estrutural superficial observada na epi-camada do substrato.

1.1-RECONSTRUÇÃO SUPERFICIAL DAS CAMADAS EPITAXIAIS

A reconstrução na superfície do substrato é dependente das faixas de pressão do As e da temperatura do aquecimento. Assim pode ter-se segundo estes parâmetros uma determinada estrutura (2x2, c2x2, 2x1, 2x8, 4x8, etc.). As condições no meu trabalho foram tais que a reconstrução esperada com maior probabilidade é a formação da estrutura 2x4.

Assim se temos vetores $\vec{a}_s$ e $\vec{b}_s$ indicando a estrutura bidimensional da camada mais superficial do substrato sem reconstruir, e $\vec{a}_e$ e $\vec{b}_e$ a camada exposta reconstruída, podemos observar que $|\vec{a}_e| = 4|\vec{a}_s|$ se $|\vec{b}_e| = 2|\vec{b}_s|$. Neste caso podemos escrever, segundo a **notação de Wood**⁽³⁾, que a estrutura da camada exposta é do tipo **(2x4)(estabilizado em P)** (fig.I.3). Assim,

$$\vec{a}_s = \frac{[110]}{2} \underline{a}_s, \quad |\vec{a}_s| = \frac{\underline{a}_s}{\sqrt{2}} \quad (I.2a)$$

$$\vec{b}_s = \frac{[\bar{1}10]}{2} \underline{a}_s, \quad |\vec{b}_s| = \frac{\underline{a}_s}{\sqrt{2}} \quad (I.2b)$$

$$\vec{a}_c = [\bar{1}10] \quad 2a_o, \quad |\vec{a}_c| = 2\sqrt{2} a_o, \quad (1.2c)$$

$$\vec{b}_c = [\bar{1}\bar{1}10] \quad a_o, \quad |\vec{b}_c| = \sqrt{2} a_o, \quad (1.2d)$$

a_o , tem um valor de 5.87 Å para InP e 5.65 Å para GaAs.

Fig.I.3. Modelo do dímero assimétrico reconstruído (2x4) mostrando as direções e magnitudes vetoriais dos $\vec{a}_s$, $\vec{b}_s$, $\vec{a}_c$ e $\vec{b}_c$.⁽⁴⁾

A célula unitária desta rede contém **oito átomos**, todos de As (ver fig.I.3), mas com quatro de tais átomos colocados assimetricamente de seus respectivos parceiros.

1990.1109 SERVIÇO DE BIBLIOTECAS E

dimerização assimétrica (ver fig.I.4). onde os dímeros estão em posições ligeiramente diferentes em relação ao plano da superfície.

Fig.I.4. Modelo da disposição atômica da superfície reconstruída. Uma superfície sem reconstruir com ligações cortadas, com dimerização simétrica e mostrando dimerização assimétrica.⁽⁵⁾

No caso da estrutura tridimensional do substrato do tipo da “**zinc blende**”, pode-se identificar uma **rede de Bravais cúbica com face centrada (FCC)** com célula unitária contendo dois átomos, um **In** e outro **P**. A visualização de tal estrutura no plano **(001)** é do **tipo quadrada**, ver **fig.I.5** .com a célula unitária contendo um só átomo, um átomo de **In** ou um de **P**. No caso as camadas só são compostas de um elemento, intercalando-se uma camada de In logo outra de P e assim sucessivamente. Assim na **rede de diamante** (átomos de carbono) só existe uma superfície **(001)**, mas na **rede do tipo “zinc blende”** a superfície **(001)** é **polar**, porque pode ser determinada exclusivamente por **ânions (como o P)** ou só por **cátions (como o In)**. No nosso caso, a superfície antes do crescimento deve atingir uma estrutura reconstruída **(2x4) estabilizada em fósforo**.

Fig.I.5. Estrutura superficial da superfície reconstruída 2x4 e de uma superfície sem reconstruir de ligações cortadas mostrando uma relação (1x1).⁽⁶⁾

As amostras crescidas em nosso sistema, e apresentadas neste trabalho, mostraram os maciços de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ com uma concentração residual de impurezas da ordem de $5.2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

2.-HETEROESTRUTURAS TIPO HEMT

2.1.- INTRODUÇÃO

As heteroestruturas conhecidas como **Transistores de alta mobilidade eletrônica (HEMT)**, são denominadas com diversos nomes segundo seu fabricante, como por exemplo **Transistores de campo elétrico com heterojunções de dopagem modulada (*Modulation-Doped Heterojunction FET*, MODFET)**, ou com **gás eletrônico bidimensional (*Two Electron Gas FET*, TEGFET)** e com **heteroestruturas seletivamente dopadas (*Selectively-Doped Heterostructure Transistor*, SDHT)** ou conhecidas anteriormente por MESFET de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ (**GaInAs MESFET**). O HEMT tem uma estrutura muito parecida com a estrutura MESFET, com uma qualidade superior nas funções que requerem aplicações lógicas, tais como os dispositivos fotoeletrônicos e amplificadores de microonda com baixo ruído. Sua estrutura foi proposta em 1969 por Esaki *et al* ⁽⁷⁾ pensando em melhorar o uso das estruturas com super-redes a base de **GaAs/AlGaAs**. Em 1978, independentemente, Dingle *et al* ⁽⁸⁾ tiveram a mesma idéia que Esaki *et al* e aplicaram-na em seus estudos, demonstrando experimentalmente e alcançando melhor mobilidade no sistema de super-estruturas baseadas em heterointerfaces de **GaAs/Al_xGa_{1-x}As**. Em um dos experimentos conseguia-se dopar com impurezas doadoras de silício, de tal forma que parte da região de AlGaAs, que ficava próxima da região de GaAs, foi não dopada, nascendo assim o conceito de **região de espaçamento (“space layer”)**, com o objetivo de manter a região da interface longe dos dopantes de Si, evitando a difusão das impurezas de Si no canal de condução eletrônico.⁽⁹⁾ Este espaçamento permite separar os átomos ionizados das impurezas doadoras da carga eletrônica acumulada no poço quântico quase triangular formado na heterointerface.

atingindo na melhoria da mobilidade dos portadores de carga 2DEG (gás eletrônico bidimensional).

Assim, por meio da técnica de MBE no crescimento de heterojunções GaAs/AlGaAs, obteve-se uma discontinuidade em forma de degraus nas bandas de condução e na de valência. Nessa heterointerface acontece então um forte confinamento de elétrons do lado do GaAs e um torcimento da banda (“**band bending**”), que é criado pelos fortes campos elétricos (da ordem de 10^5 V/cm) causados pela transferência dos portadores de carga. Este lugar de confinamento na interface é um poço de potencial bidimensional de forma quase-triangular (largura do poço ~ 100 Å).

Fig.I.6. Figura esquemática mostrando o torcimento da banda na heterointerface.

Um ano mais tarde, Störmer *et al* ⁽¹⁰⁾ reportaram a primeira observação do gás bidimensional de buracos (**2DHG, Two-Dimensional Hole Gas**) na interface de heterojunção GaAs/Al_xGa_{1-x}As ($x=0.5$, para gerar um degrau de aproximadamente 9 meV na banda de valência). A estrutura consiste de uma região de liga Al_xGa_{1-x}As, dopada com Be e **concentração aceitadora volumétrica** em torno de 10^{18} cm⁻³, sobre uma de n-GaAs, não intencionalmente dopada com 10^{15} cm⁻³, cada uma com uma espessura de 1.5 μm crescida no substrato isolante GaAs (Cr dopado) (100). Esta estrutura mostrou uma

mobilidade Hall de $1700 \text{ cm}^2/\text{V s}$, e densidade planar de $7 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$, $m^* = 0.35 m_0$.

Previsões em materiais III-V sobre a mobilidade elétrica de 50 000 e 100 000 $\text{cm}^2/\text{V s}$ para concentrações de cargas planares de 10^{11} e 10^{12} cm^{-2} , respectivamente para 78 K em super-estruturas **MD (Modulação de dopagem)** em heterojunções já haviam sido feitas por Mori e Ando ⁽¹¹⁾, mas foram aplicadas como estruturas MD de heterojunções de período simples pela primeira vez por Witkowski *et al* ⁽¹²⁾ (1980).

Esta estrutura MD consistia em uma **região tampão** de GaAs não dopada de $1.0 \mu\text{m}$, seguida por uma região de espaçamento de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, de espessura d , e logo a correspondente região uniformemente dopada ($n \sim 1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) de $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ com $0.15 \mu\text{m}$, conseguindo ter, no caso de $x=0.33$ e de espessura de $50 \text{ \AA}$, até mobilidades de $57\,000 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ (78 K) e $6\,500 \text{ cm}^2/\text{V s}$ (300 K), com concentração eletrônica de $4.7 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$ e $2.8 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$ respectivamente. Para o caso $x=0.25$ e de espessura de $100 \text{ \AA}$, a máxima mobilidade foi de $50\,000 \text{ cm}^2/\text{V s}$ (78 K), e a média da concentração eletrônica na espessura da liga de AlGaAs foi perto de $6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$.

No mesmo ano, Hiyamizu *et al* ⁽⁹⁾ obtiveram mobilidade elétrica do gás eletrônico de $62\,000 \text{ cm}^2/\text{V s}$ e concentração planar de $5.7 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ na temperatura de 66 K com uma estrutura de heterojunção **Seletivamente Dopada (SD)** de período simples no sistema GaAs/n- $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$, sem região de espaçamento.

A estrutura SD consistia de uma região tampão não dopada de GaAs (ligeiramente de tipo p) com grande resistividade de $\rho = 4 \times 10^3 \Omega\text{cm}$, e de espessura de $0.8\text{-}1.0 \mu\text{m}$, seguido de uma n- $\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}$ [dopado com Si em $(0.3\text{-}1.8) \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, $0.1 \mu\text{m}$ de espessura com $x=0.26\text{-}0.31$] e, como **região topo (“cap layer”)** uma estrutura dopada de GaAs (Si, $1 \times 10^{17} \text{ cm}^{-3}$) de $0.05\text{-}0.1 \mu\text{m}$ de espessura. Depois de Hiyamizu, Mimura *et al* ⁽¹³⁾ conseguiram a primeira demonstração de um **transistor de efeito de campo MD**

(MODFET), conseguindo um controle melhor da corrente colocando um **terminal porta (Gate)**.

Em 1981 Oliver *et al* ⁽¹⁴⁾ reportaram a caracterização elétrica feita de uma estrutura $\text{Ga}_x\text{In}_{1-x}\text{As}/\text{InP}$ crescida por LPE (“Liquid Phase Epitaxy”), e concluíram que esta nova estrutura exibia uma mobilidade 50% mais alta que a correspondente estrutura baseada em GaAs para a mesma concentração eletrônica. Kawamura *et al* ⁽¹⁵⁾ obtiveram resultados comparáveis e melhores com a mesma estrutura crescida por MBE.

Assim, os trabalhos baseados no sistema de estruturas $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ sobre substrato de InP, ⁽¹⁶⁾ foram substituindo os sistemas GaAs/AlGaAs, já que aqueles mostram uma melhor configuração estrutural (maior degrau na discontinuidade da banda interface casada) tendo maiores possibilidades de melhorar as características do poço 2DEG formado. Mostram também maior versatilidade, por exemplo, nas heteroestruturas com dopagem modulada de período simples, obtendo-se resultados superiores na mobilidade em pelo menos de 50%, independentemente das posições relativas das regiões de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ dopadas com Si (fornecedoras de portadores de carga) e a de canal ativo de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ (não dopada). Esta independência não é observada nos sistemas baseados em GaAs/AlGaAs, em que o melhoramento na mobilidade só é observado quando a camada topo de AlGaAs é disposta sobre a camada GaAs não dopada.⁽¹⁷⁾

Assim, as ligas semicondutoras de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ tornaram-se de grande interesse e aplicaram-se extensivamente no desenvolvimento de dispositivos óticos, como detetores fotocondutivos de MD ⁽¹⁸⁾ e eletrônicos, tais como os diodos de laser, e **multipoços quânticos (MQW : *Multi Quantum Wells*)**, os quais só são conseguidos com MBE,⁽¹⁹⁾ e os HEMTs. Em 1982, Kastalsky *et al* ⁽²⁰⁾ foram os primeiros a observar 2DEG na heterojunção n- $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}/\text{i-In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ casada com a rede do substrato de InP. Esta estrutura tem vantagens para aplicações como MODFET. Primeiramente, o deslocamento da banda de condução é de 586 meV,⁽²¹⁾ o qual convém para uma grande concentração 2DEG, e, em segundo lugar, a velocidade de saturação para elétrons é maior

em $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$, devido a maior separação dos mínimos (vales) Γ e L na banda de condução.⁽²²⁾

Em resumo, pode-se ver na **fig.I.7** um esquema simplificado de uma estrutura HEMT. Nela podemos observar esquematicamente as regiões características dos HEMTs, da esquerda para direita, a região topo de AlGaAs, a região de AlGaAs dopada com Si com uma concentração de portadores de $2 \times 10^{18} \text{ cm}^{-3}$, a região de espaçamento de AlGaAs de 100 Å e a região do canal ativo de GaAs com uma densidade 2DEG de $5 \times 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ na direita da **Fig.I.7(a)**,

Fig.I.7. Diagrama de energia esquemático do heterojunção HEMT de AlGaAs/GaAs : (a) na voltagem de gate zero e (b) na voltagem do gate não nula.^(23,24)

2.2.-CASAMENTO E LEI DE VEGARD

A lei de Vegard⁽²³⁾ é de grande ajuda para deduzir os parâmetros da rede de ligas ternárias a partir das binárias (**fig.I.8**)

Assim por exemplo, temos a equação,

$$a(\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}) = x a(\text{InAs}) + (1-x) a(\text{AlAs}) \quad (1.3)$$

Assim, podemos chegar a outras equações para calcular a diferença de parâmetro de rede relativa entre ligas binárias e ternárias. Temos então que a diferença de parâmetro de rede relativa pode ser definido pela seguinte equação

$$\delta = \frac{a_{\text{epi}} - a_{\text{subs}}}{a_{\text{subs}}} = \left(\frac{\Delta a}{a} \right)_{\text{epi/subs}} \quad (\text{I.4})$$

Fig.I.8. Soluções sólidas de materiais III-V, mostrando as mudanças no espaçamento da rede e seu gap de energia das ligas ternárias quando as proporções dos componentes binários são alteradas.⁽²³⁾

Se desejamos obter a diferença de parâmetro de rede relativa da liga ternária de InAlAs, em relação ao InP, aplicamos a eq. (I.4) ajudados pela eq.(I.3), obtemos a seguinte relação:

$$\begin{aligned} \left(\frac{\Delta a}{a} \right)_{\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}/\text{InP}} &= \frac{a(\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}) - a(\text{InP})}{a(\text{InP})} \\ &= \frac{a(\text{InAs}) - a(\text{AlAs})}{a(\text{InP})} x - \left(1 - \frac{a(\text{AlAs})}{a(\text{InP})} \right) \\ \text{ou} &= 0.067631 x - 0.035358 \end{aligned} \quad (\text{I.5a})$$

Seria a diferença de parâmetro de rede relativa da liga $\text{In}_x\text{Al}_{1-x}\text{As}$ em relação ao InP , para uma certa porcentagem x do In dentro do material InAlAs . Do mesmo jeito obtemos, similarmente,

$$\left(\frac{\Delta a}{a}\right)_{\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{InP}} = 0.068969 x - 0.036695 \quad (1.5b)$$

$$\left(\frac{\Delta a}{a}\right)_{\text{Al}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}} = 0.001388582 x \quad (1.5c)$$

$$\left(\frac{\Delta a}{a}\right)_{\text{In}_x\text{Ga}_{1-x}\text{As}/\text{GaAs}} = 0.071595985 x \quad (1.5d)$$

Assim duas diferentes camadas consideram-se em concordância de parâmetro de rede quando sua diferença de parâmetro de rede relativa (eq.1.4) está no intervalo definido por $2 \times 10^{-4} \geq |\Delta a/a|$.⁽²³⁾

Quando existe diferença de parâmetro de rede da estrutura em crescimento do parâmetro da rede do substrato, a camada epitaxial é deformada elasticamente (**deformação tetragonal**) para manter o casamento com o substrato sempre que não alcance um certo valor crítico de espessura, na que a estrutura começa relaxar já que não consegue acompanhar-se de uma deformação elástica e aparecem deformações plásticas, que resultam em defeitos superficiais ou defeitos de natureza estrutural propagando-se no sentido do crescimento, os quais prejudicam as propriedades eletrônicas e óticas do material. Assim é necessário que as regiões crescidas com determinada liga sejam de espessura menor ao tal valor crítico. Os tipos de **defeitos superficiais** variam segundo o sinal de $(\Delta a/a)$, o sinal negativa significa que o parâmetro de rede do substrato é maior que da liga em crescimento, o sinal positiva o contrario (**eq.1.4**), assim temos que se $(\Delta a/a)$ é mais negativo que -2×10^{-3} , a superfície apresenta aspecto rugoso ou trincas, e quando $(\Delta a/a)$ é maior que 2×10^{-3} , acontece o “**cross-hatch**” que é uma série de linhas cruzadas que vão nos sentidos **(001)** e **(010)** se o crescimento é na direção **(100)**.⁽²³⁾

2.3.-TIPOS DE HEMT

Podem-se construir dois tipos de heteroestruturas HEMT a base de **In_{0,53}Ga_{0,47}As**/**In_{0,52}Al_{0,48}As** com periodo simples, chamados de heterojunções MD **normal** e a **invertida** (fig.1.9).

(*) Esta **região dopada** pode ser de dois tipos: uniformemente dopada ou planarmente dopada com impurezas colocadas em uma camada muito fina (**dopagem planar**) entre a região topo e a de espaçamento. Experimentos comentados em diversos trabalhos.(17,25,26) concluem que as estruturas com dopagem planar têm melhores propriedades elétricas do que as de tipo uniformemente dopadas pela ausência de defeitos DX, que acontece no dopado uniforme na região de liga de **In_{0,52}Al_{0,48}As**.

	NORMAL		INVERTIDA		
(*)	In _{0,52} Al _{0,48} As	dopado : Si	In _{0,53} Ga _{0,47} As	não-dopado	canal ativo
(* *)	In _{0,52} Al _{0,48} As	não-dopado	In _{0,52} Al _{0,48} As	não-dopado	(* *)
canal ativo	In _{0,53} Ga _{0,47} As	não-dopado	In _{0,52} Al _{0,48} As	dopado : Si	(*)
(* * *)	In _{0,52} Al _{0,48} As	não-dopado	In _{0,52} Al _{0,48} As	não-dopado	(* * *)
	Substrato InP semi-isolante		Substrato InP semi-isolante		

Fig.1.09. As disposições mais comuns das regiões num HEMT.

(**)

Região de espaçamento não dopada de **In_{0,52}Al_{0,48}As** para reduzir a interação coulombiana entre as impurezas doadoras ionizadas da região dopada de **In_{0,52}Al_{0,48}As** e os átomos de condução da região de **In_{0,53}Ga_{0,47}As**, que originam um efeito de dispersão extrínseca na mobilidade eletrônica. Também esta fina camada intermediária ajuda a aumentar a altura da barreira de Schottky nas vizinhanças de **In_{0,53}Ga_{0,47}As**.

(***) Geralmente é utilizada uma camada grossa com liga de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ de natureza intrínseca como região tampão para impedir a difusão das impurezas ou defeitos cristalinos do substrato na estrutura em crescimento.

CAPÍTULO II

TÉCNICAS DE CRESCIMENTO EPITAXIAL

1.- INTRODUÇÃO

Existem diversas **técnicas de crescimento epitaxial** desenvolvidas para a fabricação de microestruturas, que vão sendo aperfeiçoadas na procura de melhores condições de crescimento. Assim vão-se melhorando a pureza cristalina, controle de dopantes e criando-se diversas e interessantes combinações de estruturas, que servem na construção de recursos eletrônicos e opto-eletrônicos.

A técnica de crescimento epitaxial é uma técnica que realiza crescimento sistemático de camadas cristalinas orientadas segundo o cristal do substrato. A primeira desenvolvida para este objetivo foi a epitaxia em fase líquida (**Liquid Phase Epitaxy, LPE**),⁽²³⁾ e as outras que surgiram posteriormente poderiam ser classificadas em dois tipos: epitaxia em fase vapor (**Vapor Phase Epitaxy, VPE**)⁽²³⁾ com uma faixa de pressão que vai de 20 Torr à pressão normal e epitaxia por feixes moleculares (**MBE**),⁽²³⁾ que foi usada para realizar as amostras do presente trabalho.

1.1.- CRESCIMENTO EPITAXIAL POR FEIXES MOLECULARES (MBE)

Pode-se definir MBE como uma técnica de crescimento epitaxial por interação cinética de feixes moleculares sobre um substrato cristalino fixo em uma certa temperatura, realizada em condições de ultra alto vácuo (**Ultra High Vacuum, UHV**), com pressão em nosso caso de até 10^{-8} Torr, e sendo seu processo de crescimento muito lento. Esta técnica permite trabalhar utilizando técnicas de diagnóstico in-situ, por exemplo, **RHEED (Reflection High-Energy Electron Diffraction)**, e controlar mais de perto as condições de crescimento e analisar suas consequências na estrutura crescida.

2.-SISTEMA MBE

A máquina MBE utilizada para produzir nossas amostras é um sistema **MECA 2000 (1985)**. O sistema MBE utilizado está implementado para controle semi-automático e capaz de alcançar condições de ultra-alto-vácuo (**ultra-high-vacuum, UHV**) de até 10^{-12} mbar de pressão.

2.1.-CÁMARA E JANELAS DE OBSERVAÇÃO

A **câmara de introdução** é o lugar onde se trocam os substratos para reduzir a contaminação atmosférica da **câmara do crescimento** durante a carga do substrato, consta de quatro suportes para amostras (um dos quais possui uma resistência de aquecimento, mas sem termopar) num **carrossel** perpendicular à **linha de transferência**.

As janelas de observação (“**viewports**”) nos sistemas UHV geralmente são de vidros a base de **borosilicatos** mas como poderiam contribuir na contaminação do sistema pela desgazeificação de B_2O_3 da superfície do vidro, é preferível utilizar vidros a base de **quartzo**.

2.2.-PORTA-AMOSTRA

É feito de molibdênio e tântalo. Os substratos são montados sobre um bloco interno, chamado **manipulador**. Usamos um **termopar do tipo K padrão (Cromel-Alumel)**, para medições até **1000 °C**, inserido dentro de uma perfuração no bloco porta-amostra, mas sem contato. O manipulador têm um filamento aquecedor de W-Ta, capaz de funcionar até **1200 °C**, mas a temperatura máxima usada em nossos trabalhos de MBE é de **800 °C**. A distância entre o centro do porta-amostra (na posição normal) a qualquer das aberturas das células deve ser no mínimo de **12 cm**, pois a uniformidade lateral do crescimento depende do valor de tal separação.

2.3.-SISTEMA DE VÁCUO

Consiste de várias bombas, uma **bomba de difusão** a base de óleo com capacidade de 400 l/s conectada à câmara de trabalho desenhada com uma **camisa de nitrogênio líquido (LN₂)** especial para dar condições de UHV, uma **bomba de sublimação de titânio (TSP)**, uma **bomba iônica**, uma **turbomolecular TPH 060**, uma **bomba de adsorção** e **criopainéis**. Cada bomba é utilizada segundo seus características em diferentes estagios do processo de descontaminação e vácuo do sistema.

A bomba da adsorção cria um vácuo de $\sim 10^{-2}$ mbar e a turbo $\sim 10^{-5}$ mbar, as quais servem para estabelecer condições primárias de vácuo na câmara de introdução. Primeiro entra em operação a bomba de adsorção, imediatamente para diminuir maximamente a pressão e conseguir otimizar o pré-vácuo começa a trabalhar a bomba turbo. Nossa bomba de vácuo a adsorção, consta de dois **câmaras de bombeamento** como a mostrada na **fig.II.1** contendo cada um sólido adsorvente, geralmente um dos dois tipos de **zeolita sintético** para aplicações de adsorção a **13X** ou a **5A⁽²⁷⁾**, rodeado cada por uma cobertura para conter o nitrogênio liquido para a refrigeração do sólido. A câmara de bombeamento fica anexa ao sistema de vácuo através de **válvulas**, também têm uma **abertura ao exterior** para permitir o escape dos gases adsorvidos no estágio de trabalho.

Fig.II.1. Esquema simplificado de um tipo comercial de bomba de adsorção. O objetivo das alas de Al é para incrementar a condutividade térmica e a velocidade de esfriamento do coador molecular. O suporte de Cu é para manter o coador no lugar. ⁽²⁸⁾

A bomba de adsorção funciona em um ciclo de duas etapas. Na primeira, a **etapa de regeneração**, com a válvula, que conecta ao resto do sistema, fechada, deixa-se que o sólido adsorvente fique à temperatura ambiente, em seguida resfria-se a câmara da bomba, ver **fig.II.1**, com nitrogênio líquido até que o sólido adsorvente alcance uma temperatura similar ao do LN_2 , $\sim -196^\circ\text{C}$. Na segunda etapa, **a de trabalho**, abre-se a válvula anexa ao sistema e inicia-se o processo de adsorção dos gases, até quando o sólido adsorvente chega a seu estado de saturação, o qual é assinalado pelo manômetro. Por enquanto a bomba turbomolecular trabalha na mesma câmara de introdução mantendo-a durante toda a jornada de trabalho a 10^{-5} mbar.

Logo as bombas iônica e a difusora, as que estão permanentemente ligadas, são usadas dentro da câmara de crescimento para obter as condições de vácuo finais. Cada vez que introduzimos alguma amostra temos que abrir a válvula que conecta com a câmara de introdução, a qual está só em regime de pré-vácuo, $\sim 10^{-5}$ mbar. Como a maioria dos sistemas MBE, possui a camisa de nitrogênio, que consiste de um painel ou cobertura criogênica para o fluxo de nitrogênio líquido, ativo durante toda a jornada de trabalho, é uma parte de vital importância. Esta camisa de LN_2 faz as vezes de armadilha para qualquer impureza em estado gasoso (especialmente alguns **hidrocarbonos, CO_2 e H_2O e excesso de elementos do grupo V**), já as moléculas dos elementos sublimados necessariamente batem nas paredes da camisa, que está a 77 K colando-se em elas e diminuindo sua probabilidade de contaminação do substrato e/ou as células de efusão. A **TSP** trabalha como auxiliar nas fases finais de vácuo, assegura uma pressão base de 10^{-11} mbar por sua alta velocidade de evacuação de H_2 , mas só é utilizada ciclicamente, já que só é capaz de bombear até um certo limite sem alcançar a saturação ou a eliminação total de muitas variedades de hidrocarbonos, os quais degradam eletronicamente os materiais III-V incluindo a responsabilidade de dar ao sistema MBE a desvantagem de crescer camadas epitaxiais com uma alta densidade de impurezas residuais.

2.4.-FORNOS

Também chamados de **células de efusão**, os principais são da forma cilíndrica e consistem de um elemento aquecedor e helicoidal de Ta rodeando um **cadinho pyrolítico BN (99.999% de pureza)**. Todos os fornos têm seu próprio obturador e são cercados por uma camisa de **nitrogênio líquido (LN₂)**. Cada um contém materiais vaporizáveis, como In e Ga. Cada termopar insere-se no centro do forno de maneira a fazer o melhor contato com a carga. A faixa de trabalho depende do elemento, assim temos as correspondentes nas células de efusão,

Al, 1000 - 1300 °C

As, 250 - 350 °C

Ga, 850 - 1150 °C

In, 550 - 850 °C

Si, 1100 - 1400 °C

o tempo de estabilização varia de **5 a 20 min.** e a estabilidade das células é de ± 0.5 °C.

Atualmente existem células de efusão do nitreto de boro tratados com alumínio (**Al-pBN**), os quais são cadinhos normais que foram usados só para evaporação do alumínio nos trabalhos do MBE por aproximadamente um ano. Parece que o Al e o pBN formam um componente estável (**AlN**) por meio de reações levadas vagarosamente. Este tipo de forno é conveniente e é especialmente desenhado para conter o material Ga. Desta forma minimiza-se a possível formação do **fenômeno de emissão de pequenas gotas ("Ga spitting")** e outros relacionados causados pela inter-relação da aparição dos defeitos ovais ao utilizar o elemento Ga.⁽²⁹⁾

3.- MECANISMO DE CRESCIMENTO

O modelo da cinética superficial que descreve o crescimento no MBE é ilustrado nos trabalhos de Foxon e Joyce⁽³⁰⁾.

Durante o crescimento de GaAs sobre substrato de GaAs (100), por exemplo, considerando **condições normais** de epitaxia para tal liga durante a incidência dos feixes de As e Ga, acontece o seguinte sobre o substrato :

- Se for utilizado um feixe molecular de **As₂ (dímero)**, ocorre uma quimioadsorção dissociativa de moléculas de **As₂** reagindo sobre átomos individuais de Ga. O coeficiente de colagem é proporcional ao fluxo de Ga nas faixas de pressão e temperatura utilizados no trabalho.
- Se for utilizado um feixe molecular de **As₄ (tetrámero)**, o processo é mais complexo e, normalmente, acontece um processo chamado de quebra criando-se dois **As₂ (dímero)** sobre o substrato, sendo que no máximo um é aproveitado para o crescimento e o restante é evaporado.
- Em **condições normais**, o feixe atômico de **Ga** (evaporado em ~**900-950 °C**) tem **coeficiente de colagem** igual a unidade, e o átomo de Ga liga-se fracamente à superfície na qual então os átomos de Ga levam um processo de migração aleatória. O movimento segue até atingir-se um encontro com outro Ga, dois de tais átomos ficam com alta probabilidade de ligar-se fortemente na vizinhanza de um átomo de As já colado na superfície, indo a formar da nova camada epitaxial.

As **condições normais** devem ser mantidas, de tal modo que todo o Ga adere na superfície e o As em excesso, deve ser re-evaporado ("**desorption**") mantendo, assim, uma adequada estequiometria (**1:1**). Para atingir tal objetivo, o normal então será uma temperatura de substrato suficientemente alta (~**600-640 °C**) e a razão de fluxos As/III

suficientemente baixa. Um valor característico que define um crescimento estequiométrico dos filmes é uma razão de fluxos de As/Ga não menor de 4:1 ⁽²³⁾.

3.1.- VANTAGENS E DESVANTAGENS DO MBE

Entre suas vantagens temos :

- baixa temperatura de crescimento, comparada a usada em outras técnicas,
- compatibilidade com diversas técnicas de diagnóstico in-situ, p.ex.RHEED,
- difusão mínima dos elementos participantes no crescimento,
- interfaces mais definidas, dependendo só das taxas de difusão dos materiais e da rapidez do controle dos obturadores.

Entretanto suas principais desvantagens são :

- o sistema é caro,
- os componentes à base de P apresentam grande pressão de vapor, o que faz mais complicado seu controle,
- carga limitada a 90 ou 150 cc, a qual leva a uma troca periódica relativamente freqüente e a fazer os respectivos processos de calibração e limpeza do sistema.

Fig.II.2 Diagrama esquemático do sistema MBE. ⁽²³⁾

4.-RECURSOS PARA ANÁLISES IN-SITU

4.1.-DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS DE ALTA ENERGIA OBSERVADO EM REFLEXÃO (RHEED)

A técnica de **RHEED** fornece informações sensíveis às mudanças nas camadas antes e durante o crescimento. Esta técnica consiste basicamente num feixe de elétrons colimado que incide na superfície do cristal com ângulo bem rasante (1°). A voltagem de aceleração do feixe de elétrons está no intervalo de (0 a 30) kV. Os feixes de elétrons difratados sobre uma tela fosforescente formam o padrão de difração correspondente da reconstrução da superfície.⁽³¹⁾

4.2.- O RHEED E O CRESCIMENTO EPITAXIAL

Os planos de reflexão de um cristal cumprem a **lei de Bragg**, que é definida por.

$$n \lambda = 2 d_{hkl} \text{sen } \Theta_i, \tag{II.1}$$

onde,

- Θ_i : ângulo de incidência do feixe eletrônico,
- n : número inteiro,
- λ : comprimento de onda dos raios-X.
- d_{hkl} : distância entre planos (hkl).

onde **h, k e l** são os **índices de Miller** que caracterizam o conjunto de planos (hkl),**fg.II.3.**

Fig.II.3. Raios incidentes e planos de difração são relacionados com a lei de Bragg.

4.2.1.- REDE DIRETA E RECÍPROCA

Os **raios incidentes e difratados** têm vetores de onda $\vec{k}_0$ e $\vec{k}$, onde $\vec{k} = 2\pi/\lambda$, cujas magnitudes, supondo-se **elástica a difração** (ver Joyce *et al* (32) e seus referências) consideramos iguais. Assim se $\vec{q} = \Delta \vec{k} = \vec{k} - \vec{k}_0$, e seja $\vec{r}$ um vetor que relaciona dois pontos de diferentes planos da mesma família de normal $[hkl]$, $\vec{r} = m\vec{a}_1 + n\vec{a}_2 + p\vec{a}_3$ (vetor da rede direta), cumprindo a seguinte relação $\vec{q} \bullet \vec{r} = 2\pi s$, onde $s = mh + nk + pl$ (s será um inteiro), ou também $e^{iq \cdot r} = 1$, onde $\vec{q}$ pode definir-se como $\vec{q} = 2\pi (h\vec{a}_1^* + k\vec{a}_2^* + l\vec{a}_3^*)$, sendo $\vec{a}_i^*$ os respectivos **vetores da rede recíproca** do cristal, então $\vec{q}$ é um vetor da rede recíproca, sendo as **condições de Laue**, $\vec{a}_1 \bullet \vec{q} = 2\pi h$, $\vec{a}_2 \bullet \vec{q} = 2\pi k$, $\vec{a}_3 \bullet \vec{q} = 2\pi l$, e

$$\hat{q} = \vec{q} / |\vec{q}| = \frac{h\vec{a}_1^* + k\vec{a}_2^* + l\vec{a}_3^*}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (II.2)$$

e assim,

$$d_{hkl} = \hat{q} \bullet \vec{r} = \frac{a_0 (mh + nk + pl)}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad (II.3a)$$

No caso da **rede cúbica** dos cristais de tipo da "zinc blende", a distância entre os planos (100) é,

$$d_{100} = a_0/2 \quad (II.3b)$$

onde na equação (II.3a) tem-se $h=1$, $k=l=0$, $m=1/2$, $n=0$, $p=0$

Assim, no caso bidimensional, se $\vec{r}$ é um vetor da rede superficial, significa dizer que não utiliza o vetor $\vec{a}_3$, então o coeficiente l pode ter valor arbitrário e o vetor recíproco $\vec{a}_3^*$ será normal à superfície. Desta forma, as condições de Laue só serão satisfeitas por linhas no eixo perpendicular à superfície cristalina (**fig.II.4**).

Fig.II.4. Representação esquemática mostrando a interseção da esfera de Ewald com os “rods” da rede recíproca nas análises RHEED da rede superficial bidimensional. (23)

4.2.2.- CARACTERÍSTICAS DO RHEED

Utiliza-se o instrumento RHEED como sensor do grau de ordem das deposições epitaxiais efetuadas com o método do MBE, ou do estado da superfície após o tratamento térmico. Basicamente é um feixe de elétrons colimado com energias de até **30 keV**. Isso junto com uma incidência razante do feixe, fazendo um ângulo de 1 a 2 graus com relação à superfície monitorada, nos assegura que a difração da estrutura seja, no máximo, das duas primeiras camadas superficiais. O fato é que estas características junto com a disposição do feixe do RHEED normal aos feixes moleculares, não interferem no processo MBE, assim sua interação é exclusivamente com a estrutura epitaxial da rede.

Como a energia do elétron determina o seu **comprimento de onda** (λ), então pode-se determinar λ em função da diferença de potencial (V) que acelera os elétrons. Se V está em unidades volts, define-se :

$$\lambda(\text{\AA}) = \left\{ \frac{150}{V (1+10^{-6} V)} \right\}^{1/2} \tag{II.4}$$

Pode-se relacionar alguns parâmetros da difração com os do espectro do RHEED : assim temos que se a_0 é a **periodicidade da rede**, t o **espaçamento entre as linhas** do padrão RHEED, e L , a **distância entre o cristal e a tela**, segundo a **fig.II.5**, vemos que no triângulo disposto conseguimos relações importantes como, $t \sim 2\pi/a$, e sendo $2\pi/L$ o raio da esfera de Ewald, então $L \sim 2\pi/\lambda$, como são triângulos semelhantes, teremos que:

$$a = \lambda L / t \quad (\text{II.5})$$

Fig.II.5. Rede no espaço real mostrando as relações triangulares que originam a eq.II.5.

5.- CONDIÇÕES DE CRESCIMENTO E QUALIDADE ESTRUTURAL

Os melhoramentos no desempenho das estruturas HEMTs dependem da qualidade das ligas das camadas crescidas, em especial da região do canal ativo (liga $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$) e da **região dopada ou fornecedora** de portadores (liga $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ dopada com Si). Por isso é necessário tomar precauções em cada um dos aspectos do sistema de

crescimento. É necessário que se encontrem as melhores condições para o sucesso das deposições, as quais serão observadas.

5.1.-VÁCUO

O sistema de crescimento por MBE consegue condições especiais de vácuo e de meio ambiente com baixa contaminação por meio de seu típico sistema de esfriamento e captura por um **painel criogênico** a base de **nitrogênio líquido (LN₂)**, adicional às bombas de vácuo convencionais. Assim, pode-se conseguir condições de trabalho de diferentes pressões totais, segundo o objetivo de determinado experimento, minimizando o vapor de água e gases contendo átomos de carbono e/ou oxigênio (**CO₂, CO, CH₄, etc.**), minimizando assim, a possibilidade de deterioração das camadas compostas, por exemplo de Al, as quais são afetadas fortemente em suas características por tais elementos. Durante todos os crescimentos, a pressão de As conserva-se aproximadamente em **1 x 10⁻⁷ Torr** para permitir crescimentos de camadas epitaxiais em estrutura (2x4) (As) sobre o substrato (2x4) (P) em condições superficiais estabilizadas.

5.2.-OSCILAÇÕES RHEED

Um modo indireto de observar o processo de preenchimento das monocamadas é por meio da técnica do RHEED, já que a intensidade da difração oscila de acordo a grau de preenchimento da epi-camada em crescimento, assim por cada monocamada preenchida corresponderia uma oscilação de tal intensidade, uma **oscilação RHEED**.

Assim foram feitas sistematicamente múltiplas medidas processando as oscilações de RHEED (**fig.II.6**) em curvas de Arrhenius onde se relacionam suas taxas de crescimento com a temperatura absoluta das células para se obter camadas perfeitamente casadas (**ver Item 2 do capítulo III**). Aquelas oscilações determinam o comportamento do crescimento de estruturas com diversas combinações e proporções com os elementos

Al, As, Ga e In, crescidas sobre substratos de InP ou GaAs, já que diferentes estruturas têm suas oscilações RHEED correspondentes.

Fig.II.6. Série de oscilações RHEED durante o crescimento do maciço de GaAs.

CAPÍTULO III

PREPARAÇÃO DO SUBSTRATO E DO SISTEMA

1.- PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS PARA O CRESCIMENTO

Um passo essencial é o tratamento pré-epitaxial do substrato, pois de seu estado de limpeza superficial dependem as características morfológicas que, em conjunto com as adequadas condições do sistema MBE, resultarão em camadas epitaxiais melhores. Podemos distinguir duas fases principais :

- A) *ex situ*, realizada fora do sistema **MBE** previamente ao crescimento e essencialmente química.
- B) *in situ*, realizada dentro do sistema **MBE** em condições de **UHV**.

1.1.- TRATAMENTO QUÍMICO

Limpeza *ex situ* do substrato: Foram feitos os seguintes passos:

desengorduramento, para remover qualquer contaminação da superfície durante a preparação mecânica (quebras, gordura, etc.), que geralmente é feita pelo fabricante, preparando-a para a fase seguinte (ataque químico), que é a mais determinante.

ataque químico: para a eliminação das impurezas (principalmente **O** ou **C**) e criar uma camada protetora com base na oxidação passiva da superfície.

lavagem: se é insuficiente pode resultar em uma superfície contaminada por um ou mais dos elementos próprios da substância de ataque.

1.1.1.- PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS InP

1. o **desengorduramento** se faz com **tricloroetileno** ($\text{CHCl}_2\text{CCl}_3$) e **acetona fervente**;

2. o **ataque químico** com mistura de ácido sulfúrico, água oxigenada e água deionizada (D.I.). $\text{H}_2\text{SO}_4\text{:H}_2\text{O}_2\text{:H}_2\text{O}$ (4:1:1) por 10 seg, seguidos por 3 min de ataque com 0.3% **Br_2 -metanol**;

3. a **lavagem** final do processo de ataque químico, se realiza com água deionizada (DI) por 1 min evitando-se expor ao ar, assim, o ataque é detido formando-se uma superfície de óxido passivo, mostrando uma pequena contaminação de **C** ($\leq 1\%$ de monocamada);

4. a secagem realiza-se com **nitrogênio gasoso** (N_2) ou **insuflado de ar aquecido**, ou, no caso da lavagem com **acetona quente**, por uma lenta retirada da amostra da solução, deixando a acetona escorrer por tensão superficial pela amostra.

A seguir descreveremos o que qualitativamente acontece na limpeza química de um substrato de **GaAs**, com o objetivo de estender-se a visão no uso em outros tipos de substratos como o de InP, assim como de outras soluções.

O uso do **bromo metanol (BM)**, **freon** ou **ácido sulfúrico** ou outro para **limpeza**, qualquer dos quais ataca e reduz os danos feitos pelo corte do cristal e as rugosidades da superfície, deixa-a suavemente nivelada, podendo ficar similar a um espelho. Ao mesmo tempo, tira as camadas mais externas, nas quais ficam **O**, **C**. Assim, no caso de usar BM para limpeza acontece então uma **brominação preferencial do Ga** (GaBr_3 , pois na situação do **As** faz ligações mais fracas e o composto de AsBr_3 é menos provável) e a superfície fica rica de **bromuro de Ga**. Nesse momento mergulha-se em **metanol puro**.

ou diluído em **água DI** que logo com a posterior **exposição ao ar**, causa a reposição seletiva do **Br** por **O**, resultando em uma superfície enriquecida em **Ga₂O₃**. Assim, a situação da superfície resulta em uma interface de **As** elementar entre a **camada epitaxial oxidada** e o substrato não oxidado de **GaAs**. (Ver fig.III.1).

Fig.III.1. Vista lateral das camadas mais superficiais de um substrato de GaAs descrito no texto.

Um ataque químico com uma solução básica **NH₄OH: H₂O₂:H₂O** ou ácida **H₂SO₄:H₂O₂:H₂O**, dissolve a camada de óxido e expõe o **As** à ação da solução aquosa, a qual, sequencialmente, oxida e dissolve o **As** na região, ficando a superfície composta em proporções semelhantes de **Ga₂O₃** e **As₂O₃** (pelo menos é o que se procura: a solução química utilizada mais adequada ficaria mais perto de tal objetivo).

Ao ser exposta a um banho com **água DI**, forma-se rapidamente a camada de oxidação passiva, que será uma suficiente proteção até que seja colocada no interior do sistema de **MBE** em regime de **UHV (Ultra-High Vacuum)**.

Um processo semelhante (**ataque de tipo oxidativo, crescimento e subsequente remoção de óxidos nativos**) é realizado no caso do substrato **InP**.

1.1.2.- PROCEDIMENTO REALIZADO

Neste trabalho foram utilizadas diferentes substâncias na preparação química. Nosso procedimento foi o seguinte:

- (1) Lavamos o substrato com **tricloroetileno**;
- (2) procedemos ao ataque químico com **ácido sulfúrico** durante 20 segundos,
- (3) em seguida lavamos em **água DI** de 18 MΩ-cm de resistividade,
- (4) a partir deste processo, realizamos diferentes ataques químicos usando diferentes soluções:

(I) **Solução :** **HCl:CH₃COOH:H₂O (1:1:1).**

A amostra # 1, com tempo de ataque de 60 segundos.

Morfologia visual : sem rugosidades aparentes e superfície com boa refletância. Aceitável.

(II) **Solução :** **HNO₃:H₂O (1:1).**

Amostra # 2, com tempo de ataque de 2 min.

Morfologia visual : sem rugosidades aparentes e superfície com boa refletância. Aceitável

(III) **Solução :** **HNO₃:H₃PO₄ (1:1).**

Na amostra # 3, com tempo de ataque de 30 segundos.

Morfologia visual : sem rugosidades aparentes e superfície com boa refletância. Aceitável.

(IV) Solução : $\text{HCl}:\text{HNO}_3$ (1:2).

Amostra # 4, com tempo de ataque de 20 s.

Morfologia visual : sem rugosidades aparentes e superfície com boa refletância. Aceitável., mas estimamos que o tempo de exposição deve ser de 15 s.

(V) Solução : $\text{HNO}_3:\text{HCl}:\text{CH}_3\text{COOH}:\text{H}_2\text{O}$.

A amostra # 5 e 6, com tempo de ataque de 1 min.

Morfologia visual : superfície com rugosidades.

(VI) Solução : $\text{HNO}_3:\text{HCl}:\text{HClO}_4:\text{CH}_3\text{COOH}$ (6:1:1:1).

As amostras # 7, 8 e 9, com tempos de ataque de 30 s, 2 min e 1 min., respectivamente.

Morfologia visual : sem rugosidades aparentes e superfície com boa refletância. Aceitável.

(VII) Solução : $\text{HCl}:\text{H}_2\text{O}_2:\text{CH}_3\text{COOH}$.

A amostra # 10, com tempo de ataque de 2 min.

Morfologia visual : inadequada.

Das sete soluções selecionadas ficamos com a solução **(VI)** para tratar as peças de InP que utilizamos em nosso trabalho. ainda que se tem outras soluções aceitáveis os resultados na morfologia superficial com a solução (VI) mostrou, comparativamente, uma melhor refletância similar a um espelho, com poucas ondulações ou rugosidades em ambas as faces. O método visual utilizado certamente não garante a qualidade da superfície mas é suficiente se na comparação entre as diferentes peças a morfologia limpa é óbvia diante das rugosas, defeituosas e opacas.

Cada amostra, no final do tratamento químico, foi cortada e as peças colocadas sobre **blocos de Mo**, previamente aquecidos com o propósito de fixar as peças com In. Já

15/07/2019 14:37:40

dentro do sistema MBE, nas condições de UHV, a camada de óxido foi eliminada por tratamento térmico em combinação do feixe estabilizado de arsênio; foi feita, neste processo, observação do espectro RHEED da superfície.

Na continuação, precisou-se calibrar as células dos diferentes elementos a serem usados, tais como **Al, Ga, In**, incluindo o elemento de dopagem (**Si**). Para a calibração das células dos elementos que vão compor as ligas, utiliza-se a técnica do **RHEED** e para determinar a densidade da dopagem, usamos medidas de efeito Hall e a configuração da **técnica de Van der Pauw**.

2.- CALIBRAÇÃO DAS CÉLULAS DE ALUMÍNIO, GÁLIO ÍNDIO E SILÍCIO

A calibração do sistema MBE consiste essencialmente em determinar as taxas de crescimento dos diferentes compostos binários III-V, assim como também a calibração da célula do elemento de dopagem tipo n, o Si. Ao calibrar, por exemplo, a célula que contem o elemento Ga, determina-se a taxa de crescimento do composto binário GaAs, de acordo ao procedimento seguinte.

- Primeiro ligamos o aparelho do RHEED, fixamos a temperatura do substrato de GaAs, mantendo a célula de As sempre aberta, com a mesma sobre-pressão e o nível de vácuo fixado. Estas serão nossos parâmetros que utilizaremos durante a calibração do sistema.
- Se fixa a temperatura da célula de Ga e começamos o crescimento.
- Obtemos a série de oscilações do RHEED da formação das camadas correspondente para a temperatura fixada da célula do Ga.
- Repetindo o anterior para diferentes temperaturas da célula de Ga, obtemos varias séries de oscilações RHEED.
- Agora tendo os dados do parâmetro da rede do GaAs, o número de oscilações completas em determinada série, o espaço linear ocupado pelas mesmas e a velocidade do alimentação do papel do oscilógrafo onde fora registrada tal série

de oscilações. Calculamos pela **eq.III.1** a taxa de crescimento do composto de GaAs para a temperatura fixada para obter a série de oscilações tratada.

- Da mesma forma calculamos as taxas de crescimento de cada série de oscilações obtidas. Fazemos uma relação de Arrhenius entre as taxas de crescimento e as respectivas temperaturas em que foram obtidas em valor absoluto. Por último deduzimos por regressão linear uma equação que utilizaremos para calcular a temperatura na que devemos fixar a célula de Ga para obter a taxa de crescimento desejada.

$$V_{\text{cresc.}}(\mu\text{m/hora}) = \frac{d_{\text{hkl}}(\text{\AA}) \times N \times V_{\text{folha}}(\text{cm/min})}{L(\text{cm})} \times \frac{60 \text{ min/hora}}{10^4 \text{ \AA}/\mu\text{m}} \quad (\text{III.1})$$

onde. **N** : número de máximos na curva de calibração,
L : espaço linear ocupado pelas oscilações na folha.
V_{folha} : velocidade da alimentação da folha do registrador,
d_{hkl} : distância entre os planos na direção de crescimento (para o caso de planos [100], $d_{\text{hkl}} = d_{100} = a_o/2$, onde a_o é o parâmetro da rede da camada cristalina),

V_{folha}/L dá por resultado o tempo de aquisição de dados.

Também da mesma forma se procede com as células de Al e de In.

Determinando as taxas de crescimento dos compostos de GaAs, AlAs e InAs, nos permite escolher arbitrariamente a composição das ligas ternárias que desejemos construir. Assim nos crescemos $\text{In}_{0,53}\text{Ga}_{0,47}\text{As}$ e $\text{In}_{0,52}\text{Al}_{0,48}\text{As}$. Os resultados da calibração são apresentados nas figuras (**figs.III.2 e III.3**).

Fig.III.2. Gráficos de Arrhenius do processamento de dados do crescimento das camadas de AlAs e de GaAs sobre substratos de GaAs, mostrando um comportamento linear.

Fig.III.3. Gráfico de Arrhenius do processamento de dados do crescimento das camadas de InAs sobre um substrato de GaAs, mas previamente houve o crescimento de um maciço espesso de InAs para rejeitar os problemas que acontecem perto do valor da camada crítica.

A célula de Si foi calibrada mediante o crescimento de maciços de GaAs nas mesmas condições de MBE mas com a célula de Si fixada em diferentes temperaturas cada vez, para logo ser caracterizadas pela técnica de Van der Pauw na concentração de impurezas. Assim os resultados são imediatamente conferidos numa relação de Arrhenius (**fig.III.4**) com o objetivo de conseguir uma equação que nos permita calcular a temperatura a que deve ser fixada a célula de Si para obter uma densidade de dopagem desejada na amostra durante o crescimento. A tabela **Tab.III.1** mostra a densidade de dopagem de Si, assim como a mobilidade eletrônica de GaAs em diferentes temperaturas.

TABELA III-1
CALIBRAÇÃO DA CÉLULA DE Si DURANTE
O CRESCIMENTO DOS MACIÇOS DE GaAs

AMOSTRA (100)	T (°C)	T (K)	N (10 ¹⁷ cm ⁻³)	μ (cm ² /Vs)
N 376	1200	1473	29.5	1210
N 378	1030	1303	2.14	2078
N 379	960	1233	0.33	2663

Fig.III.4. Gráfico de Arrhenius do processamento de dados da relação das medidas de concentração de dopagem com Silício dos maciços de GaAs.

3.- ESTRUTURAS PRODUZIDAS

Uma vez concluída a calibração do sistema e a limpeza *ex-situ*, o substrato foi introduzido dentro da câmara de crescimento. Após a evaporação do óxido sob fluxo de arsênio (As₄) elaboramos varias amostras que figuram nas tabelas III-2 e III-3.

TABELA III-2 DOS MACIÇOS CRESCIDOS

N	Estrutura	Espe- ssura (µm)	Pressão As (x10 ⁻⁷ mbar)	Temp. Subs- trato (°C)	Temp In (°C)	Temp Al/Ga (°C)	Temp As (°C)
380	In _{0.53} Ga _{0.47} As	0.4	1.0	510	826	938	232
381	In _{0.52} Al _{0.48} As	1.0	1.0	520	826	1160	240
382	InAs	1.0	1.0	470	856	----	242
384	In _{0.53} Ga _{0.47} As	1.0	0.8	520	826	938	240
385	In _{0.53} Ga _{0.47} As	1.0	0.9	480	824	938	238

OBSERVAÇÕES

- Todas as estruturas foram crescidas sobre substratos S.I. de InP, orientados em (100), desorientados de 0.5°, dopados com Fe e de uma espessura de 450 µm.

Fig.III.5. Esquema de uma estrutura maciça.

TABELA III-3 DAS HETEROESTRUTURAS HEMT CRESCIDAS

Todas as estruturas foram crescidas em configuração normal sobre substratos semi-isolantes de InP, orientados em (100), desorientados de 0.5°, dopados com Fe e de uma espessura de 450 μm. A pressão foi aproximadamente de 1.0 x 10⁻⁷ mbar, exceto na amostra N408, que foi de 0.8 x 10⁻⁷ mbar, ver figura IV.6.

Tipo de Estrutura	N	Estrutura	Espes-sura (Å)	Interrup-ções/in-terface (s)	Temp Subs-trato (°C)	Temp In (°C)	Temp Al/Ga (°C)	Temp As (°C)	Temp Si (°C)
Normal	404	In _{0.52} Al _{0.48} As	100	20	480	820	1160	240	----
		" " "	250				1160		1130
		" " "	100				1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	300				938		----
		" Al "	0.5 μ				1160		----
Normal	405	In _{0.52} Al _{0.48} As	100	0	520	820	1160	240	----
		" " "	250				1160		1160
		" " "	100				1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	300				938		----
		" Al "	0.5 μ				1160		----
Normal com topo de InGaAs	408	In _{0.53} Ga _{0.47} As	100		520	820	938	239	----
		" Al "	250				1160		1130
		" " "	100				1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	300				938		----
		" Al "	0.5 μ				1160		----
Normal com topo de InGaAs	411	In _{0.53} Ga _{0.47} As	100		540	820	938	242	----
		" Al "	250				1160		1130
		" " "	100				1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	300				938		----
		" Al "	0.5 μ				1160		----

OBSERVAÇÕES

- As regiões topo dos HEMTs N404 e N405 foram feitos com a liga InAlAs e o resto dos HEMTs crescidos as regiões topo são em base a liga de InGaAs.
- Os HEMTs N404 e N405 tem as mesmas características estruturais mas crescidas em condições muito diferentes.
- Nos HEMTs N408 e N411 tem a mesma configuração estrutural que as anteriores só diferente na natureza da região topo.
- Nas amostras N420 e N421 as espessuras de certas regiões foram mudadas com respecto aos HEMTs anteriores.
- Os Hemts N426 e N427 crescidos com as mesmas características do HEMT N421 embora em piores condições.

CONTINUAÇÃO DA TABELA III-3

Tipo de Estrutura	N	Estrutura	Espes-sura (Å)	Interrup-ções/in-terface (s)	Temp Subs-trato (°C)	Temp In (°C)	Temp Al/Ga (°C)	Temp As (°C)	Temp Si (°C)
Normal com topo de InGaAs	420	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200		570	820	938	240	----
		" Al "	350		570		1160		1127
		" " "	100		570		1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	200		530		938		----
		" Al "	0.5 µ		570		1160		----
Normal com topo de InGaAs	421	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200		570	820	938	240	----
		" Al "	350		570		1160		1127
		" " "	100		570		1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	200		550		938		----
		" Al "	0.5 µ		570		1160		----
Normal com topo de InGaAs	426	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	60	560	820	938	240	----
		" Al "	350		560		1160		1100
		" " "	100		560		1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	200		530		938		----
		" Al "	0.5 µ		560		1160		----
Normal com topo de InGaAs	427	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	60	540	820	938	240	----
		" Al "	350		540		1160		1100
		" " "	100		540		1160		----
		In _{0.53} Ga _{0.47} As	200		520		938		----
		" Al "	0.5 µ		540		1160		----

HEMT N404			Condições de crescimento		
In _{0.52} Al _{0.48} As	não-dopado	100 Å	TOPO	T _{Subs} = 480 °C	
In _{0.52} Al _{0.48} As	dopado : Si	250 Å	DOPADA	T _{Al} = 1160 °C	
In _{0.52} Al _{0.48} As	não-dopado	100 Å	ESPAÇAMENTO	T _{Ca} = 938 °C	
In _{0.53} Ga _{0.47} As	não-dopado	300 Å	CANAL ATIVO	T _{In} = 820 °C	
In _{0.52} Al _{0.48} As	não-dopado	0.5 µm	TAMPÃO	T _{Si} = 1130 °C	
InP semi-isolante			SUBSTRATO	T _{As} = 240 °C	
				P _{As} = 10 ⁻⁷ mbar	

Fig.III.6. Esquema de uma estrutura HEMT

No capítulo seguinte, trataremos sobre a **caracterização** das amostras produzidas.

IFG - INSTITUTO FEDERAL DE EDUCAÇÃO, CIÊNCIA E TECNOLOGIA

CAPÍTULO IV
CARACTERIZAÇÃO

1.- CARACTERIZAÇÃO MORFOLÓGICA

Para caracterizar morfologicamente a superfície das amostras produzidas, utilizamos o **microscópio eletrônico de varredura (MEV) ZEISS modelo DSM 960**.

O **MEV** permite a caracterização da estrutura superficial do material através do detector de elétrons secundários (**SE**) e o contraste das fases que possuam número atômico diferentes através do detector de elétrons retroespalhados (**BSE : *Back Specular Electron***). A amplificação nominal é de 300 000 vezes.

1.1.- RESULTADOS E DISCUSSÕES

A densidade dos **defeitos ovais (D.O)** de diferentes amostras, assim como suas dimensões, foram calculadas diretamente das fotografias MEV e apresentadas na **tabela IV-1**.

TABELA IV-1 DAS OBSERVAÇÕES POR MEV

AMOSTRA N	ESPES- SURA (μm)	TEMPER. CRESCIM. ($^{\circ}\text{C}$)	NÚMERO DE DEFEITOS OVAIS (D.O)	ÁREA (μm^2)	DENSIDADE DE D.O. (x 10^5 cm^{-2})
Maciço 381 $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$	1.0	520 $^{\circ}\text{C}$	99	37 499	2.64
Maciço 382 InAs	1.0	470 $^{\circ}\text{C}$	5	36 989	0.135
Maciço 385 $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$	1.0	480 $^{\circ}\text{C}$	111	36 989	3.001
HEMT 404	0.575	480 $^{\circ}\text{C}$	5	36 989	0.14
HEMT 405	0.575	520 $^{\circ}\text{C}$	78	36 168	2.099
HEMT 411	0.575	540 $^{\circ}\text{C}$	51	36 543	1.396

A **fig. IV.1 (A)** mostra a presença dos defeitos ovais (D.O) do maciço de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ (N381), crescidos a **520 °C**, podemos observar, também, algumas linhas orientadas na direção perpendicular à orientação mostrada pelos D.O.; se levamos em conta que a orientação dos D.O. é na **direção $(0\bar{1}1)$** e as linhas têm a **direção (011)** . Além disso, na **fig. IV.1 (B)**, onde aparecem detalhes do D.O encontrado nesta amostra de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$.

Fig.IV.1. Fotografias SEM mostrando as características superficiais (x 500 vezes) e os detalhes do defeito oval (x 20 000 vezes) na amostra N381.

Na **fig. IV.2 (A)** podemos observar que a superfície está com baixa densidade de D.O na **N382**, crescida a temperatura de substrato de **470 °C**. A **fig. IV.2 (B)** mostra alguns detalhes da superfície do maciço de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ (**N385**), crescido a **480 °C**.

Fig.IV.2. Fotografia SEM mostrando detalhes morfológicos superficiais (x 500 vezes) dos maciços N382 de InAs e de N385 de InGaAs.

Os três maciços apresentados na **tabela IV-1**, mostram D.O., com diferentes densidades, o maciço **N385** de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ apresenta maior densidade, $3 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$. Isto é esperado numa liga contendo Ga, já que os D.O. se encontram com maior probabilidade nas ligas a base de Ga. Enquanto ao maciço de InAs a **N382** apresenta uma densidade de D.O., $1.4 \times 10^4 \text{ cm}^{-2}$. Este valor pode ser atribuído a ausência do elemento Ga durante seu crescimento.

A superfície do maciço de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ (**N381**) apresenta linhas orientadas na **direção (011)** perpendicular à orientação mostrada pelos D.O.; podem ser identificadas como planos de deslocações originadas pela heterointerface entre a região da super-rede (AlAs/GaAs) e a liga de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$.

O HEMT **N404** crescido a 480°C observado na **fig. IV.3 A** mostra uma morfologia da superfície com baixa densidade de D.O. da ordem de $1.4 \times 10^4 \text{ cm}^{-2}$. A **fig. IV.3 B** mostra também detalhes da amostra HEMT **N405** crescido a 520°C com D.O. de dimensões pequenas, a pesar de que a densidade é de $2.1 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$. Podemos observar que os dois HEMTs apresentam notáveis diferenças no valor da densidade dos D.O. Esta discrepância deve ser associada a diferença entre as temperaturas de crescimento de 40°C .

(A)

(B)

Fig.IV.3. Fotografias SEM mostrando aspectos morfológicos superficiais (x 500 vezes) dos HEMTs N404 e N405.

A **fig. IV.4** revela a estrutura superficial do HEMT **N411**, crescida a temperatura de **540 °C**, mostrando uma satisfatória disposição morfológica, com uma densidade de D.O. da ordem de **$1.4 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}$** .

Fig.IV.4. Fotografias SEM (aumento de 500 e 20 000 vezes) mostrando detalhes do HEMT N411.

Em resumo , através do MEV foi possível observar quais são as condições adequadas para o crescimento. Na próxima etapa pretendemos analisar estas amostras através da fotoluminescencia e das medidas de transporte afim de chegar em nosso caso aos melhores condições de crescimento.

2.- CARACTERIZAÇÃO ÓTICA

2.1.- INTRODUÇÃO

O fenômeno de fotoluminescência (FL) é um processo de emissão de luz originado pela recombinação radiativa dos elétrons ou buracos de seus estados excitados devido a presença de luz, até seus respectivos níveis fundamentais. O espectro de FL pode apresentar um ou mais picos dependendo da existência e origem dos chamados **centros locais de recombinação** **fig.IV.7** e seus correspondentes níveis, **níveis de recombinação**, níveis profundos situados na banda proibida que podem ser de **tipo doador** e/ou **aceitador** segundo a natureza da impureza.

Fig.IV.7. (a) Representação esquemática de vários processos de recombinação radiativa induzidos por impurezas doadoras e aceitadoras não profundas. (b) Representação esquemática da ligação excitônica com um doador neutro. As principais linhas de recombinação (estados excitados X^+ de X) são mostradas à direita; os satélites 'dois elétrons' envolvem transições nas quais o elétron doador é deixado no estado excitado. ⁽²³⁾

2.2.- METODOLOGIA DAS MEDIÇÕES DE FL

Foi utilizado um **laser de argônio (Ar)** com uma potência de **0.25 Watts**, e as amostras foram mantidas a uma temperatura de aproximadamente **22 K**. Na figura seguinte mostramos um esquema do equipamento utilizado:

Fig.IV.8. Representação esquemática do equipamento de fotoluminescência.

2.3.- RESULTADOS E DISCUSSÕES

Obtivemos o espectro de FL do $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ da amostra N381 (fig.IV.9), e observamos dois picos de ~ 1.52 eV (pico principal) e ~ 1.46 eV, os quais identificamos, segundo a ref.33, como sendo a **transição (D°,h) doador-banda** e o pico menor como a **transição (D°,A°) doador-aceitador**. Como sabemos, as estruturas crescidas por MBE têm sempre características do **tipo-n**, se for crescido $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ **não dopado**, o pico estaria em ~ 1.575 eV, tal como podem ser vistos na ref.34. Não se observam picos correspondentes ao **InP** (1.385 eV para $D^{\circ}-A^{\circ}$ e 1.417 eV para $D^{\circ}-X$) pois são semi-isolantes, (35,36,37) já que nessas condições do substrato as emissões de recombinação são mascaradas pelas mais intensas provenientes do $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$. Temos, além disso, a largura do pico principal é ~ 23 meV, que é comparável a ~ 17 meV (35), encontrada nas referências assinalando a qualidade ótica das ligas crescidas.

Fig.IV.9. Espectros FL do HEMT N381. O segundo espectro está na escala logarítmica mostrando os possíveis componentes recombinativos da estrutura (ver fig.IV-7).

Os espectros dos HEMTs com topo de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$, N404 e N405, mostram diferenças marcantes na posição do pico e suas larguras (N404 é de 1.487 eV com 133 meV respectivamente) (fig.IV.10), enquanto na N405 a posição do pico e sua largura respectivamente são 1.579 eV e 27 meV (fig.IV.11). A FL da N404 mostra uma modificação na posição espectral para baixas energias e uma grande largura, isto é devido pela baixa temperatura de crescimento da região de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$, permitindo uma maior probabilidade na captura de impurezas, criando varios níveis doadores muito juntos na banda proibida.

Os espectros FL de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$, quando contaminados, costumam deslocar-se para valores de energia correspondentes à transições de níveis de dopantes doadores menores de 1.575 eV (38.39).

Fig.IV.10. Espectro FL do HEMT N404.

O espectro do HEMT **N405** corresponde ao de $\text{In}_{0,52}\text{Al}_{0,48}\text{As}$ não dopado, o qual mostra sua melhor qualidade ótica, ainda que tenha sido crescida a **520 °C**, mas sem paradas de crescimento: esta temperatura parece ser suficiente para uma aceitável qualidade ótica de $\text{In}_{0,52}\text{Al}_{0,48}\text{As}$.

Observa-se também uma assimetria de pico, com uma maior largura do lado das baixas energias, o que sugiere uma pequena contaminação originando níveis doadores na banda proibida.

Fig.IV.11. Espectro FL do HEMT N405.

As estruturas **N408** e **N411** de **camada-topo de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$** , crescidas a **520 °C** e **540 °C**, respectivamente, mostram só larguras muito extensas e com o pico principal na região de energia maior que a correspondente a banda da liga de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$. Isto nos sugiere uma desviação estequiométrica em favor do elemento Al sobre o In junto a uma notavel contaminação de tipo doador.

Fig.IV.12. Espectros FL dos HEMTs N408, N411.

A amostra **N420**, também de topo de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$, foi a que obteve uma meia largura de linha de **23 meV** (**fig.IV.13**), feita sem paradas de crescimentos e a **570 °C**, com a região ativa de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ crescida a **530 °C**, em concordância a faixa de temperaturas (**>550 °C**) ⁽⁴⁰⁾ na que pode ser obtida uma excelente qualidade estrutural para o material de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$. Embora tal faixa é incompatível com o intervalo de temperatura adequado para crescer $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ (**≤520 °C**) ⁽⁴¹⁾, sendo difícil obterem-se condições de crescimento compatíveis para os dois tipos de ligas na estrutura **HEMT** de nosso interesse. Deve-se notar que o pico de **1.61 eV** maior que a correspondente a banda proibida da liga de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ nos sugiere uma desviação estequiométrica com uma proporção de **Al** maior da esperada de **0.48** na liga e em consequência não casado com o **InP**.

Fig.IV.13. Espectro FL do HEMT N420.

As **N426** e **N427**, similares a **N420**, foram feitas a temperaturas de **560 °C** e **540 °C**, respectivamente, mas com a camada ativa crescida a **530 °C** e **520 °C**. Tivemos espectros com maiores larguras (**fig.IV.14**), e com a base da FL de N427 estendendo-se a energias menores: isso deve ser consequência das paradas de crescimento de 1 minuto, realizadas em cada interface.

Fig.IV.14. Espectros FL dos HEMTs N426, N427.

As paradas de crescimento são origem de contaminação pelo aumento da probabilidade da captação de impurezas próprias do sistema MBE, mas como podemos comparar entre os HEMTs N426 e N427 com a mesma disposição estrutural e equivalentes tempos de interrupção de 60 seg, a amostra N426 que foi crescida a 560 °C fico com melhores características óticas que a N427 crescida a 540 °C, o que indica a maior importância da temperatura de crescimento na liga $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ sobre os efeitos das paradas de crescimento.

2.4.- RESUMO DOS DADOS OBTIDOS PELAS MEDIDAS DE FL

Os resultados obtidos são apresentados nas tabelas IV-2 e IV-3.

TABELA IV-2 DA CARACTERIZAÇÃO DAS ESTRUTURAS COM TOPO DE $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ POR FL

Foi utilizada uma fonte laser de Ar com uma potência de 0.25 Watts, e as amostras foram mantidas a uma temperatura de aproximadamente 22 K.

Amostra N	Estrutura	Espes- sura (Å)	Temp. Subs- trato (°C)	Densidade de dopagem ($\times 10^{17} \text{cm}^{-3}$)	Energia do Pico (eV)	Compri- mento de onda (Å)	Largura a meia altura (meV)
381	$\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$	1.0 μm	510	----	1.460 1.523	8490 8140	23
404	$\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$	100	480	----	1.487	8340	133
	" " "	250		10.35			
	" " "	100		----			
	$\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$	300		----			
	" Al "	0.5 μm		----			
405	$\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$	100	520	----	1.579	7850	23
	" " "	250		17.02			
	" " "	100		----			
	$\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$	300		----			
	" Al "	0.5 μm		----			

TABELA IV-3 DA CARACTERIZAÇÃO DAS ESTRUTURAS COM
TOPO DE In_{0.53}Ga_{0.47}As POR FL

Foi utilizada uma fonte laser de Ar com uma potência de 0.25 Watts, e as amostras foram mantidas a uma temperatura de aproximadamente 22 K.

Amostra N	Estrutura	Espes- sura (Å)	Temp. Subs- trato (°C)	Densidade de dopagem (x10 ¹⁷ cm ⁻³)	Energia do Pico (eV)	Compri- mento de onda (Å)	Largura a meia altura (meV)
408	In _{0.53} Ga _{0.47} As	100	520	----	1.629	7610	144
	" Al "	250		10.35			
	" " "	100		----			
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	300		----			
	" Al "	0.5 µm		----			
411	In _{0.53} Ga _{0.47} As	100	540	----	1.590	7800	194
	" Al "	250		10.35			
	" " "	100		----			
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	300		----			
	" Al "	0.5 µm		----			
420	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	570	----	1.610	7700	23
	" Al "	350	570	9.83			
	" " "	100	570	----			
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	530	----			
	" Al "	0.5 µm	570	----			
426	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	560	----	1.664	7450	45
	" Al "	350	560	6.15			
	" " "	100	560	----			
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	530	----			
	" Al "	0.5 µm	560	----			
427	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	540	----	1.6271	7620	51
	" Al "	350	540	6.15			
	" " "	100	540	----			
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	520	----			
	" Al "	0.5 µm	540	----			

3.- CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA

O objetivo deste capítulo é estudar as propriedades de transporte nas estruturas crescidas, usando as medidas de efeito Hall com a técnica de **Van der Pauw**, para obter a informação de mobilidade eletrônica, a concentração de portadores e a densidade 2DEG das amostras, e também utilizando a técnica de **Shubnikov de Haas**, para as características de magneto-transporte da amostra, pois sabemos que a presença do gás bidimensional é diretamente ligado à observação das oscilações da magneto-resistência.

Antes de tudo, uma breve introdução sobre as propriedades elétricas encontradas na literatura.

3.1.- MOBILIDADE HALL E CONCENTRAÇÃO DE PORTADORES

Fig.IV.15. (a) Mecanismos de espalhamento de um maciço do $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$. A curva sólida está ajustada aos dados perto da mobilidade máxima. ⁽¹⁴⁾ (b) Mobilidade eletrônica no HEMT de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ com um espaçamento de 80 Å. ⁽⁴²⁾

Na literatura encontra-se que a curva da mobilidade Hall no maciço de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ tem a característica mostrada na **fig.IV.15(a)**, a mobilidade cresce com expoente $3/2$ no intervalo de baixas temperaturas (no gráfico de **Arrhenius**). Isso é comum na dispersão por **impurezas ionizadas**. A mobilidade em altas temperaturas ($T > 100 \text{ K}$), decresce com expoente -2 , consequência dos **fônons óticos**.

Também se observa sempre o espalhamento por **desordem de liga**, predominante no range de **40 a 120 K**, cujo expoente é $-1/2$; também têm-se outros fenômenos com efeitos dispersivos que afetam a mobilidade total, mas são menos importantes por sua baixa probabilidade. Esses são o **espalhamento piezelétrico (PE)** com expoente igual a $-1/2$ (**10%** do total dos espalhamentos com o mesmo expoente), **potencial de deformação (DP)** com expoente aproximadamente de $-3/2$, contribuindo com o **espalhamento da rede** (fônons).^(14,42)

Se a amostra tiver mais de uma sub-banda populada, outros efeitos devem ser considerados. Primeiramente a ocupação de sub-bandas superiores afeta negativamente a mobilidade devido ao aumento da massa efetiva nas sub-bandas mais altas. O **espalhamento inter-sub-banda** contribui fortemente no espalhamento por desordem de liga e pode diminuir muito a mobilidade. No caso do espalhamento pela rede, seus efeitos são pequenos. Outro mecanismo importante de espalhamento é o das impurezas ionizadas com níveis de energia profundos, que decresce quando a densidade planar aumenta ao melhorar a **blindagem (screening)**, resultando em aumento da mobilidade.

Brown *et al.*⁽⁴³⁾ mostraram que nas camadas de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ observou-se um grande aumento do número de doadores em 30%, quando a temperatura de crescimento é reduzida, entre amostras crescidas a 500°C com as produzidas a 300°C , e que a mobilidade fica quase insensível à temperatura do substrato. Enquanto que o material $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ mostra uma redução moderada na concentração de doadores em 17% quando a temperatura de crescimento é diminuída, decrescendo ao mesmo tempo a mobilidade. Isto significa que existem efeitos relativos aos defeitos e impurezas próprias

de cada liga. É conhecido que o $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ tem uma concentração muito alta de níveis profundos que podem incrementar-se quando cresce-se a temperaturas do substrato menores de 500°C .

A mobilidade Hall e a concentração planar do $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ dopado com Si ($\sim 10^{17}\text{ cm}^{-3}$) na ausência de luz e iluminação pode ser vista na **fig.IV.16a**. Também mostramos o comportamento elétrico de um maciço de InAlAs dopado fortemente com Si na **fig.IV.16b**.

Fig.IV.16.(a) Dependência na temperatura da mobilidade e da concentração de portadores para um maciço de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ as (■), (●) são medições no escuro e as (□), (○) são feitas sob iluminação. (b) Dependência na temperatura das propriedades elétricas de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ altamente dopada com Si. ⁽⁴⁴⁾

A **fig.IV.17** mostra curvas típicas da mobilidade e concentração planar de um HEMT.

Fig.IV.17. Dependência na temperatura da μ Hall e concentração da estrutura mostrada. ⁽²⁰⁾

Temos que observar que a caracterização da mesma amostra pode dar uma certa dispersão nos resultados, devido à posição relativa dos pedaços de substrato no porta-amostra no momento de crescimento, já que nossas amostras foram crescidas sem porta-amostra girando o range de dispersão é muito maior, assim temos que poderia ter duas complicações,

- 1. **variação de até 8% da espessura** dos extremos das amostras crescidas a seu centro. ⁽⁴⁵⁾
- 2. **diferença de parâmetro de rede lateral $(\Delta\alpha/\alpha)/L$** de até $3 \times 10^{-3} \text{ cm}^{-1}$ desde o centro do porta-amostra. ⁽⁴⁶⁾

3.2.- METODOLOGIA DAS MEDIÇÕES HALL

As amostras foram cortadas em pequenos pedaços quadrados, e foram aplicados quatro contatos elétricos de In em seus vértices. As medidas são feitas segundo o método de Van der Pauw.

Para as medições a baixas temperaturas, foi utilizado um criostato com nitrogênio líquido, fazendo-se medidas entre **300 K** e **77 K**, aplicando-se campos magnéticos, de até aproximadamente **1.5 T**.

3.2.1.- MÉTODO DE VAN DER PAUW

Consiste em que a resistividade específica e o efeito Hall de uma amostra de forma arbitrária pode ser medida sem conhecer a corrente padrão obedecendo as seguintes condições :

1. Os contatos devem estar no perímetro da amostra (**fig.IV.18**).
2. Os contatos devem ser suficientemente pequenos (**fig.IV.18 a, c**).
3. A amostra deve ter espessura homogênea.
4. A superfície da amostra deve ser conectada em forma simples (**fig.IV.18 a, c**), sem deformações causadas pelas conexões.

Fig.IV.18. A forma (a) foi usada em nossas amostras para a caracterização elétrica em Van der Pauw e Shubnikov-de Haas.

3.3.- RESULTADOS E DISCUSSÕES

As características elétricas de um maciço de InAs sobre InP (N382) mostraram ser similares ao trabalho de Meggitt *et al.*,⁽⁴⁷⁾ mas com a diferença de ter sido crescida sobre um substrato de GaAs. O resultado são apresentados na **tabela IV-4**.

Uma amostra de In_{0.53}Ga_{0.47}As (N384) foi feita atendendo às características de 5.2 x 10¹⁶ cm⁻³ e 751 cm²/V s (77 K) e 1.3 x 10¹⁷ cm⁻³ e 375.6 cm²/V s (300 K), na concentração de impurezas residuais e mobilidade, respectivamente. Sendo assim, sua densidade de portadores a 77 K para um maciço não intencionalmente dopado mostra estar perto do range normalmente obtido no sistema MBE, os quais oscilam dentro do intervalo de ~2 x 10¹⁵ a 1 x 10¹⁶ cm⁻³.⁽²³⁾

TABELA IV-4 DA CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA DOS MACIÇOS

Amostra número N	Estrutura	Espes- sura (µm)	Temp. Subs- trato (°C)	Concentração de impurezas (x 10 ¹⁷ cm ⁻³)		Mobilidade (cm ² /Vs)	
				77 K	300 K	77 K	300 K
382	InAs	1.0	470	1.24	1.4	11 620	7 400
384	In _{0.53} Ga _{0.47} As	1.0	520	0.52	1.3	751	375.6

Como o comportamento das mobilidades na faixa de temperatura (de 77 a 300 K) é aproximadamente linear (visualizado no formato de Arrhenius); tendo em conta uma relação do tipo $\mu \sim T^P$, onde P é a pendente da linha reta entre os pontos das mobilidades dos HEMTs correspondentes as temperaturas de 77 K e 300 K, então foram calculados os seguintes valores de P : ~ 0 para o N404, ~ -0.86 para o N405 e ~ -0.73 para o N421. De tais valores podemos deduzir que tem-se nesse intervalo um dominio do espalhamento por **desordem da liga (P = 0)** sobre os mecanismos que são origem dos **fônons óticos (P = - 2)** na mobilidade dos portadores do gás eletrônico bidimensional.

TABELA IV-5 DA CARATERIZAÇÃO ELÉTRICA DOS HEMTs COM TOPO DE InAlAs

Amostra N	Estrutura	Espes- sura (Å)	Temp. Subs- trato (°C)	Densida- de no dopagem (x10 ¹⁷ cm ⁻³)	Concentração planar (x 10 ¹¹ cm ⁻²)		Mobilidade (cm ² /Vs)	
					77 K	300 K	77 K	300 K
404	In _{0.52} Al _{0.48} As	100	480	----	7.2	8.4	683	676
	" " "	250		10.35				
	" " "	100		----				
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	300		----				
	" Al "	0.5 µm		----				
405	In _{0.52} Al _{0.48} As	100	520	----	48.4	78	10 900	3 400
	" " "	250		17.02				
	" " "	100		----				
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	300		----				
	" Al "	0.5 µm		----				

Como podemos das tabelas IV-5 e IV-6 , as melhores características elétricas são da amostra N421, com a região do poço crescida a 550 °C. Mas ainda, a maior mobilidade medida foi do HEMT N405, que foi crescida a 520 °C. O que sugere que temperatura de 520 °C é mais adequada para crescimento da liga da região do canal ativo.

TABELA IV-6 DA CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA DOS HEMTs COM TOPO DE InGaAs

Amostra número N	Estrutura	Espes- sura (Å)	Temp. Subs- trato (°C)	Densida- de no dopagem (x10 ¹⁷ cm ⁻³)	Concentração planar (x 10 ¹¹ cm ⁻²)		Mobilidade (cm ² /Vs)	
					77 K	300 K	77 K	300 K
421	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	570	----	48	62	5 890	2 170
	" Al "	350	570	9.83				
	" " "	100	570	----				
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	550	----				
	" Al "	0.5 µm	570	----				
426	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	560	----	28	22	589	612
	" Al "	350	560	6.15				
	" " "	100	560	----				
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	530	----				
	" Al "	0.5 µm	560	----				
427	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	540	----	36	41	1 580	1 050
	" Al "	350	540	6.15				
	" " "	100	540	----				
	In _{0.53} Ga _{0.47} As	200	520	----				
	" Al "	0.5 µm	540	----				

A concentração planar (**2DEG**) da amostra **N405** foi a maior registrada de nossos HEMTs crescidos (ver **tabela IV-5**), provavelmente devido a que sua região dopada tem maior densidade de doadores, mesmo porque sua **região topo é de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$** , ao contrário da **N421**, cuja **região topo de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$** , junto à **região dopada ($\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As: Si}$)**, permite que capte parte dos elétrons, devido a formação dum poço par. sito na mesma região topo, diminuindo o número de portadores para o canal ativo.

Comparando os resultados na caracterização por Hall, dos HEMTs **N426** e **N427**, que tem a mesma disposição estrutural que o **N421**, ver **tabela IV-6**, mostram características elétricas próprias de um maciço de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$.

Possivelmente, devido às coincidências do problema relativo à espessura da **região do canal ativo de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ (200 Å)** com as **interrupções de crescimento de 1 minuto** (ver **tabela III-3**), feitas em cada interface dos HEMTs **N426** e **N427**, resultaram, provavelmente, em **rugosidades** nas interfaces com $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$, as quais originariam defeitos estruturais no posterior crescimento das regiões com liga $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$, fazendo difícil uma boa apresentação do gás eletrônico bidimensional. Assim o duplo problema diminuiria sensivelmente os efeitos do gás eletrônico bidimensional, tornando o HEMT numa simples amostra de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$.

Uma espessura ≤ 300 Å na região do canal ativo é mais fácil de afetar pela vizinhanza da rugosidade na interface com a região tampão originado pelo efeito da interface invertida. Também espessuras pequenas são mais adequadas para a construção de poços quânticos quadrados que não é o desejado em nossa experiência

As paradas durante o crescimento afetam fortemente as superfícies de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ em comparação com outras ligas, já que o Al é altamente sensível para captar impurezas, criando, desse jeito, mais centros de captura localizados, os quais degradam as propriedades elétricas.

Sendo assim, concluímos que a **interrupção de crescimento** (ver **tabela III-3**), é prejudicial para as ligas contendo Al, o que foi aplicado no crescimento dos HEMTs **N404 (20 s)**, **N426 (60 s)** e **N427 (60 s)**. Além disso, a temperatura empregada foi inconvenientemente baixa de **480 °C (N404)**, **560 °C (N426)** e **540 °C (N427)**, sendo que, uma excelente qualidade estrutural desta liga se obtém a temperaturas maiores, perto dos **570 °C**, estando melhor protegida da contaminação.

Na seção seguinte trataremos sobre os efeitos Hall quântico e SdH observados em nossas amostras. mas, primeiramente, faremos uma breve revisão teórica sobre tais fenômenos.

3.4.- PROPRIEDADES DE TRANSPORTE : EFEITO HALL QUÂNTICO E AS OSCILAÇÕES DE SHUBNIKOV-DE HAAS (SdH)

Nossas estruturas crescidas mostram evidências de formação do gás eletrônico bidimensional através da medida de magneto transporte quando aplicamos um campo magnético perpendicular à direção de crescimento. Isso acontece porque as bandas de energia dos portadores de carga perante fortes campos magnéticos transformam-se em uma série de níveis, conhecidos como **níveis de Landau**, devido à quantização das órbitas dos portadores. A quantização do efeito Hall, descoberta por **von Klitzing *et al.* (48)** em 1980, acontece nos sistemas eletrônicos bi-dimensionais à baixas temperaturas e forte campos magnéticos perpendiculares ao 2DEG. Nessas condições, a resistividade de Hall, $R_{H\perp}$, exibe “plateaus” (ver **fig.IV.19**) quando tem valores inteiros múltiplos de e^2/h . Cada “plateau” está acompanhado por um mínimo profundo da resistividade diagonal, ρ_{xx} (**Oscilações de Shubnikov-de Haas**), na qual a corrente fica constante, ver **fig.IV.19**, e que eventualmente atingirá no desaparecimento da corrente.

Fig.IV.19. O efeito Hall quântico na heterojunção de GaAs/AlGaAs. A densidade eletrônica é fixada e o campo magnético é variado para exibir o efeito. Em 84 kG (assinalado), a resistividade diagonal, ρ_{xx} é $< 5 \times 10^{-7}$ ohm/ $\square$.⁽⁴⁹⁾

3.4.1.-CÁLCULO DA DENSIDADE PLANAR E A MOBILIDADE NO POÇO

O procedimento é o seguinte começando p.ex. da curva SdH da N421 (fig.IV.23,A) enumera-se os mínimos arbitrariamente, estes números relacionan-se com as respectivos valores inversos do campo magnético, conseguindo-se um gráfico como o mostrado na fig.IV.23,B. logo procesa-se para obter a pendente da linha, **S (tesla)**, e utilizando a eq.IV.3a calcula-se a densidade de portadores no poço. No seguinte se utiliza a eq. IV.3b para obter o valor da mobilidade^(49,50,51) :

$$n_s = \frac{e S}{\pi \hbar} \qquad \text{(IV.3a)}$$

$$\mu_H = (e n_s \rho_{xx})^{-1} \qquad \text{(IV.3b)}$$

onde.

- $\hbar$: $h/2\pi$.
- n_s : densidade planar.
- ρ_{xx} : magneto-resistividade

3.4.2.-CÁLCULO DOS NÍVEIS DO POÇO E A DENSIDADE PLANAR LIMITE

A colocação dos níveis E_i (fig.IV.20) medidos desde o fundo do poço podem ser calculados aproximadamente tendo em conta um contorno parabólico no poço. Assim temos a seguinte fórmula não exata, (50) :

$$E_i(\text{eV}) = \frac{[3\pi(i+3/4)]^{2/3}}{2} \left(\frac{e^2 \hbar}{\epsilon_0 \epsilon m_e^*} \right)^{2/3} n_s^{2/3}$$

(IV.4)

onde,

- i

ϵ_0, ϵ

m_e^*

:

:

:

índice da banda,

permissividades elétrica absoluta e relativa respectivamente

massa efetiva do elétron.

Fig.IV.20. Esquema mostrando a heterointerface do HEMT, onde acontece gás eletrônico bidimensional definindo alguns parâmetros usados nas equações IV.6.

A equação IV.3 atingirá valores mais inexatos conforme os valores de “i” forem maiores. Assim temos deduzido fórmulas na ocorrência do gás eletrônico bidimensional de até duas bandas de energia; se n_s , a densidade planar está em cm^{-2} ,

$$E_0(\text{eV}) = 2.497575564 \times 10^{-9} \left(\frac{m_{e-}}{m_e^*} \right)^{1/3} \left(\frac{n_{s0}}{\epsilon} \right)^{2/3} \quad (\text{IV.5a})$$

$$E_1(\text{eV}) = 4.393761645 \times 10^{-9} \left(\frac{m_{e-}}{m_e^*} \right)^{1/3} \left(\frac{n_{s1}}{\epsilon} \right)^{2/3} \quad (\text{IV.5b})$$

A densidade planar eletrônica do canal no limite de uma alta dopagem, pode ser calculada pela **lei de Gauss**, aplicada a uma heterojunção de maneira similar a sua aplicação, a **junção p-n**, ⁽⁵¹⁾

$$n_{s0} \approx \frac{\epsilon_0 \epsilon [\Delta E_c - (E_c - E_{F0})]}{e^2 d} \quad (\text{IV.6a})$$

onde **d** é a espessura da região de espaçamento no HEMT, a **eq.IV.6a** é equivalente a,

$$n_{s0} \approx \frac{\epsilon_0 \epsilon [E_0 + \Delta E_0]}{e^2 d} \quad (\text{IV.6b})$$

onde,

$$\Delta E_0(\text{eV}) = E_{F0} - E_0 = \frac{\pi \hbar^2 n_s}{m_e^*} \quad (\text{IV.7})$$

a qual é a diferencia entre o correspondente nível de Fermi E_{F0} e o nível E_0 da energia mínima da banda “0” quando esta completamente preenchida.

Se quisermos o valor do nível de Fermi do respectivo nível preenchido, aplicamos as seguintes fórmulas para as bandas com índices 0 e 1, ⁽⁵⁰⁾

$$E_{F0} = n_{s0} \frac{\pi \hbar^2}{m_e^*} + E_0 \quad (\text{IV.8a})$$

$$E_{F1} = (n_{so} + n_{s1}) \pi \frac{\hbar^2}{2m_e^*} + \frac{E_0 + E_1}{2} \quad (IV.8b)$$

A segunda fórmula tem aspecto mais complicado devido a que existindo mais um nível sua posição e comportamento vira dependente do primeiro ⁽⁵⁰⁾

3.4.3.- METODOLOGIA DAS MEDIÇÕES POR EFEITO SdH

Usa-se uma bobina supercondutora com capacidade em atingir até **12 T** e **2 K** de temperatura. Esta consiste de uma bobina supercondutora submergida em **He líquido**, cuja corrente medida, proporciona a intensidade do campo magnético; para medição da temperatura foi usado um **diodo de Si**. O porta amostra é feito de **fenolite** e a amostra de forma quadrada, com contatos de In em seus vértices, colocando-a de forma que fique perpendicular ao fluxo do campo magnético.

3.4.4.- RESULTADOS E DISCUSSÕES

Para a amostra **N405**, calculamos uma concentração planar (2DEG) total de **3.1x 10¹² cm⁻²**, ver a (tabela IV-8), observando-se duas **sub-bandas** (figs. IV-21 A), cada uma com mobilidades diferentes. O qual é devido à posição da **sub-banda 1**, que está mais longe da interface e, por consequência, tem probabilidade inferior de colisões com as imperfeições da heterointerface, também a **sub-banda 0** ajuda como blindagem eletrônica para os portadores nos níveis de bandas superiores pela banda de menor energia, assim a mobilidade das bandas superiores tem a tendência a aumentar. Duas sub-bandas permitem a existência do **espalhamento intersub-banda**, especialmente em altas concentrações planares, as quais leva à diminuição da mobilidade. Devemos observar que, ao calcular a energia de Fermi com a eq.IV.8b, correspondente à banda de índice 1, a fórmula é mais complexa segundo **Delagebeaudeuf**. ⁽⁵⁰⁾ Ainda que ela seja uma aproximação considerando a banda parabólica, é de grande utilidade para a visualização da estrutura energética na interface onde ocorre o fenômeno do gás eletrônico bidimensional.

TABELA IV-7 DA CARACTERIZAÇÃO POR SdH

As oscilações foram realizadas a 2 K, com uma corrente de 10⁻⁴ ampères.

Amostra N	Sub- banda	V _{xx} (B=0) (mV)	ρ _{xx} (B=0) (Ω)	S (T)	n _{si} (x10 ¹² cm ⁻²)	μ (cm ² /Vs)
405 Escuro	0	8.5	382	32.20867	1.558	10 500
405 Escuro	1	8.5	382	31.29885	1.514	10 800
421 Escuro	0	2.0	90.65	23.98112	1.160	59 000
421 Sob ilumin.	0	2.1	95.18	23.66014	1.144	57 000

TABELA IV-8 DA CARACTERIZAÇÃO POR SdH

Foram usados os valores de ε=14 e (m^{*}_e/m₀)=0.05, já que a massa efetiva é maior que no maciço.

Amostra N	Sub- banda	n _{si} (x10 ¹² cm ⁻²)	n _{so} + n _{s1} (x10 ¹² cm ⁻²)	E _i (meV)	E _{Fi} (meV)	ΔE _i (meV)
405 Escuro	0	1.558	=	157	232	75
405 Escuro	1	1.514	3.072	271	288	17
421 Escuro	0	1.160	=	129	195	56
421 sob ilumin.	0	1.144	=	128	183	55

Fig.IV.21. Disposição das bandas no poço, (A). do HEMT N405, (B). do HEMT N421.

Fig.IV.22. (A). Curva do SdH do HEMT N405 no intervalo de 0 a 12 T, com corrente de 0.1 mA e a uma temperatura de 2 K. (B). Resultado sobre o preenchimento das bandas no poço quase-triangular da heterointerface do HEMT N405, deduzido do período nas oscilações na curva do efeito SdH de (A).

A concentração planar do HEMT N421 foi de $1.16 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$, ver **tab.IV-7**; nela pode-se observar a queda da resistividade no limite da medição de campo de 12 T, a qual só se dá no caso da existência do gás eletrônico bidimensional (ver a **fig.IV.22(A)**).

Fig.IV.23. (A). Curva do SdH do HEMT N421 no range de 0 a 12 T, com corrente de 0.1 mA e a uma temperatura de 2 K. (B). Resultado sobre o preenchimento das bandas no poço quase-triangular da heterointerface do HEMT N421, deduzido do período nas oscilações na curva do efeito SdH de (A).

A concentração planar da amostra **N405** foi superior à amostra **N421**, e a vantagem pode ser atribuída à maior dopagem de Si na **região dopada**, ainda mais com o fato de que sua **região topo é de InAlAs**, sendo para **N421** de **InGaAs** adjacente à **região dopada**, poderiam apresentar-se versões parasitas do canal ativo com pior qualidade estrutural e degradando as propriedades elétricas em geral.

Nas estruturas onde a região topo é de InGaAs e sobre a região dopada, aquela permitiria a captação dos elétrons dos dopantes, tirando parte dos portadores fornecidos por esta região evitando seu total aproveitamento pela **região ativa** devido à formação de outro poço quase-triangular paralelo na interface da região topo junto a região dopada, apresentando uma **estrutura tipo invertida do HEMT**.

Aplicando as eqs IV.5a, IV.6b e IV.8a, obtivemos os resultados da **tabela IV-9**.

TABELA IV-9 PARÂMETROS n_s LIMITE, E_0 E E_{F0} NO POÇO 2DEG NAS CARACTERÍSTICAS DOS HEMTs N405 E N421

ϵ	d (Å)	n_s limite ($\times 10^{12}\text{cm}^{-2}$)	E_0 (meV)	E_{F0} (meV)
14	100	2.9507	240	381

Fig.IV.24. Disposição da banda 0 quando a densidade planar é limite.

A densidade planar limite na banda 0 é a densidade de portadores 2DEG máxima que pode preencher esta banda supondo uma banda de tipo parabólico e na ausência de uma segunda banda.

Também foi caracterizado através de SdH o maciço **N382** de **InAs**, e suas oscilações não têm uma suficiente resolução. (ver **fig.IV-25**).

Fig.IV.25. Curva do SdH do maciço N382 no range de 0 a 11 T, com corrente de 0.1 mA e a temperatura de 2 K.

Os resultados mostram que não há formação de gás bidimensional.

CONCLUSÕES

Foram apresentados neste trabalho alguns resultados do estudo preliminar realizado no HEMT normal e isomorfo com base nas ligas III-V de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}/\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ sobre substratos de InP semi-isolante. O estudo analisou principalmente o **tratamento pré-epitaxial do substrato** e a posterior caracterização ótica e eletrônica das estruturas produzidas, assim como a observação sobre as condições de crescimento e manuseio do sistema.

Foram crescidos **cinco grupos de amostras maciças e oito de estruturas HEMT**. Os maciços são filmes de grande espessura, em nosso caso de 1 μm , para mostrar as virtudes de cada liga componente dos HEMTs crescidos. Assim, foram feitos três amostras de maciços de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ (N380, N384, N385), um de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ (N381) e um de InAs (N382), também foram feitos dois conjuntos de HEMTs, cuja diferença está na natureza das **regiões topos**, em um conjunto o topo foi de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$ (N404, N405) e no outro grupo de $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ (N408, N411, N420, N421, N426, N427). (Ver Tabelas IV-7 e IV-8).

As amostras produzidas foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura, fotoluminiscência, Van der Pauw e Shubnikov-de Hass. Neste trabalho pretende-se pôr em evidência a importância das técnicas epitaxiais, neste caso o MBE.

Também é evidente no trabalho que o crescimento de estruturas, aproveitando o fenômeno de 2DEG, é comumente alcançado na atualidade.

As conclusões diretas desta tese são:

- proponimos uma solução alternativa para o tratamento dos substratos de InP, encontrando-se os melhores resultados no uso da mistura. HNO_3 : HCl : HClO_4 : CH_3COOH (6:1:1:1); a que fico como nossa solução standard para o tratamento dos substratos de InP.

- foram feitas ligas $\text{In}_{0.53}\text{Ga}_{0.47}\text{As}$ casadas ao InP com impurezas residuais de $5.2 \times 10^{16} \text{ cm}^{-3}$,
- foram observadas oscilações SdH nas amostras,
- foram observadas propriedades óticas relevantes nos materiais de $\text{In}_{0.52}\text{Al}_{0.48}\text{As}$, com similaridade aos da literatura,
- foram vistas propriedades elétricas nos HEMTs melhores que nos respectivos maciços.

PERSPECTIVAS

Nossos estudos podem seguir na comparação mais completa das soluções químicas existentes e outras a pesquisar-se para ver sua incidência no crescimento das camadas e sua relação na qualidade estrutural, ótica e de degradação elétrica das estruturas HEMT.

Também queremos fazer um estudo das seguintes fases da construção de um HEMT básico, provando algumas aplicações comuns e observar suas características eletrônicas com o objetivo de compará-lo com os usados comercialmente.

REFERENCIAS

- (1) Larsen P.K., J.F.van der Veen, A.Mazur e J.Pullmann, J.H.Neave e B.A.Joyce,
Physical Rev.B 26 (6), (1982) 3222
- (2) Cohen M.L. e T.K.Bergstresser, Physical Rev. 141 (2), (1966) 789
- (3) Wood E.A., J.Appl.Phys. 35 (4), (1964) 1306
- (4) Joyce B.A., J.H.Neave, P.J.Dobson e P.H.Larsen, Physical Rev.B 29 (2), (1984) 814
- (5) Larsen P.K., J.H.Neave e B.A.Joyce, Journal Physics C, Solid state physics, 14,
(1981) 167
- (6) Himpsel F.J. e N.V.Smith, Phys.Today (DEC 1985) 60
- (7) Esaki L., IBM Research, Int.Rep.RC 2418, March 26 (1969)
- (8) Dingle R., H.L.Stoermer, A.C.Gossard e W.Wiegmann, Appl.Phys.Lett. 33 (7),
(1978) 665
- (9) Hiyamizu S., T.Mimura, T.Fujii e K.Nanbu, Appl.Phys.Lett. 37 (9), (1980) 805
- (10) Störmer H.L. e W.-T.Tsang, Appl.Phys.Lett. 36 (8), (1980) 685
- (11) Mori S. e T.Ando, J.Phys.Soc.Jpn. 48, (1980) 865
- (12) Witkowski L.C., T.J.Drummond, G.R.Stanchar e H.Morkoç, Appl.Phys.Lett. 37
(11), (1980) 1033
- (13) Mimura T., S.Hiyamizu, T.Fujii e K.Nanbu, Jpn.J.Appl.Phys. 19 (5), (1980) L225
- (14) Oliver J.D., L.F.Eatsman, P.D.Kirchner e W.J.Schaffe, J.Crys.Growth 54, (1981) 64
- (15) Kawamura Y., H.Asahi, M.Ikeda e H.Okamoto, J.Appl.Phys. 52 (5), (1981) 3445
- (16) Scott M.D., A.G.Norman e R.R.Bradley, J.Crys.Growth 68 (1984) 319
- (17) Cheng K.Y., A.Y.Cho, T.J.Drummond e H.Morkoç, Appl.Phys.Lett.40 (2),(1982)
147
- (18) Chen C.Y., Y.M.Pang, P.A.Garbinski,A.Y.Cho e K.Alavi, Appl.Phys.Lett. 43 (3),
(1983) 308
- (19) Temkin H., K.Alavi, W.R.Wagner, T.P.Pearsall e A.Y.Cho, Appl.Phys.Lett. 42
(10), (1983) 845
- (20) Kastalsky A., R.Dingle,K.Y.Cheng e A.Y.Cho, Appl.Phys.Lett. 41 (3), (1982) 274
- (21) Kim T.W., M.Jung, T.H.Park,K.-H.Yoo e G.Ihm, Appl.Phys.Lett. 66 (4), (1995) 508

- (22) Cheng K.Y., A.Y.Cho, S.B.Christman, T.P.Pearsall e J.E.Rowe, Appl.Phys.Lett. 40 (5), (1982) 423
- (23) Parker E.H.C. Ed., "The Technology and Physics of MBE", (1985), (Plenum Press)
- (24) Narita S., S.Takeyama, W.B.Luo, S.Hiyamizu,K.Nanbu e H.Hashimoto, Surf.Science 113, (1982) 304
- (25) Juang F.-Y., W.-P.Hong, P.R.Berger, P.K.Bhattacharya, U.Das e J.Singh, J.Crys.Growth 81, (1987) 373
- Ghaisas S.V. e A.Madhukar, J.Vac.Sc.Technol. B 7, (1989) 264
- (26) Zhang X.M., D.W.Pashley,I.Kamiya, J.H.Neave e B.A.Joyce, J.Crys.Growth 147, (1995) 234
- (27) Escobedo J.F., Rev.Brasil.Apl.Vac. 9(2), (1990) 152
- (28) Lichtman D., Physics Teacher March (1975) 143
- (29) Chand N., Thin Sol.Films 231, (1993) 143
- (30) Foxon C.T. e B.A.Joyce, J.Crys.Growth 44 (1978) 75
- Neave J.H., B.A.Joyce,P.J.Dobson e N.Norton, Appl.Phys.A 31, (1993) 1
- (31) Cho A.Y. e J.R.Arthur, Prog.Sol.State Chem. 10, (1975) 157
- Cho A.Y., J.Vac.Sci.Technol. 16 (2), (1975) 275
- (32) Joyce B.A., P.J.Dobson, J.H.Neave, K.Woodbridge, J.Zhang. P.K.Larsen e B.Böller, Surf.Science 168, (1986) 423
- (33) Oertel D., D.Bimberg, R.K.Bauer e K.W.Carey, Appl.Phys.Lett. 55 (2), (1989) 140
- (34) Yoon S.F., Y.B.Miao e K.Radhakrishnan, J.Crys.Growth 151, (1995) 243
- (35) Ferguson I.T., T.S.Cheng,C.M.Sotomayor Torres e R.Murray, J.Vac.Sci.Technol.B 12 (3), (1994) 1319
- Wakefield B., M.A.G.Halliwell, T.Kerr e D.A.Andrews, G.J.Davies e D.R.Wood, Appl.Phys.Lett.44 (3) (1984) 341
- (36) Tsang W.T., R.C.Miller,F.Capasso e W.A.Bonner,Appl.Phys.Lett.41(5),(1982) 467
- (37) Aina L., M.Mattingly e L.Stecker, Appl.Phys.Lett. 53 (17), (1988) 1620
- (38) Yoon S.F., Y.B.Miao e K.Radhakrishnan, J.Crys.Growth 151, (1995) 243
- (39) Chand N.,A.M.Sergent,J.P.v.d.Ziel e D.V.Lang, J.Vac.Sci.Technol.B7(2),(1989) 399

- (40) Tournié E., Y.-H.Zhang, N.J.Pulsford e H.Ploog, J.Appl.Phys. 70 (12), (1991) 7362
- (41) Wicks G., J.Electron.Mater. 11, (1982) 435
- (42) Walukiewicz W.,H.E.Ruda,J.Lagowski e H.C.Gatos, Phys.Rev.B30(8),(1984) 4571
- (43) Brown A.S., M.J.Delaney e J.Singh, J.Vac.Sci.Technol.B 7 (2), (1989) 384
- (44) Massies J., J.F.Rochette, P.Etienne, P.Delescluse, A.M.Huber e J.Cheurier,
J.Crys.Growth 64, (1983) 104
- (45) Cheng K.Y., A.Y.Cho e W.R.Wagner, Appl.Phys.Lett. 39 (8), (1981) 607
- (46) Cho A.Y. e K.Y.Cheng, Appl.Phys.Lett. 38 (5), (1981) 360
- (47) Meggitt B.T., E.H.C.Parker, R.M.King e J.D.Grange, J.Cryst.Growth 50, (1980) 538
- (48) Klitzing K.v., G.Borda e M.Pepper, Phys.Ver.Lett. 45, (1980) 494
- (49) Störmer H.L. e D.C.Tsui, Science 220, (1983) 1241
- (50) Delagebeaudeuf D., IEEE Trans.Elec.Dev.ED-29 (6), (1982) 955
- (51)"Physics and Applications of Semiconductor Microstructures", (1989), M.Jaros.,
(Oxford University Press, N.Y.).