

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA “JÚLIO DE MESQUITA FILHO”

JULIO CESAR DOS SANTOS

DEPOSIÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FILMES FINOS DE GaAs E Al_2O_3 PARA
POTENCIAL UTILIZAÇÃO EM TRANSISTORES

Bauru

2009

JULIO CESAR DOS SANTOS

DEPOSIÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FILMES FINOS DE GaAs E Al₂O₃ PARA
POTENCIAL UTILIZAÇÃO EM TRANSISTORES

Dissertação apresentada como requisito para a obtenção do título de mestre em Ciência e Tecnologia de Materiais ao Programa de Pós-graduação em Ciência e Tecnologia de Materiais (POSMAT) da Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho”, área de concentração em Materiais Semicondutores e Filmes Finos.

Orientador: Prof. Dr. Luis Vicente de Andrade Scalvi.

Bauru
2009

Santos, Julio Cesar dos.

Deposição e Caracterização de Filmes Finos de GaAs e de Al_2O_3 para utilização em transistores / Julio Cesar dos Santos, 2009.

107 f.

Orientador: Luis Vicente de Andrade Scalvi

Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Ciências, Bauru, 2009

1. Evaporação resistiva. 2. *Sputtering*. 3. Heterojunção. 4. Arseneto de Gálio. 5. Óxido de Alumínio. I. Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Ciências. II. Título.

Ata de Defesa

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE Mestrado DE JULIO CÉSAR DOS SANTOS, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E TECNOLOGIA DE MATERIAIS, DO(A) FACULDADE DE CIÊNCIAS DE BAURU.

Aos 24 dias do mês de agosto do ano de 2009, às 14:00 horas, no(a) Anfiteatro da Pós-graduação/FC, reuniu-se a Comissão Examinadora da Defesa Pública, composta pelos seguintes membros: Prof. Dr. LUIS VICENTE DE ANDRADE SCALVI do(a) Departamento de Física / Faculdade de Ciências de Bauru, Prof. Dr. JOSÉ ANTONIO MALMONGE do(a) Departamento de Física e Química / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira, Prof. Dr. JOSE HUMBERTO DIAS DA SILVA do(a) Departamento de Física / Faculdade de Ciências de Bauru, sob a presidência do primeiro, a fim de proceder a arguição pública da DISSERTAÇÃO DE Mestrado de JULIO CÉSAR DOS SANTOS, intitulado "DEPOSIÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FILMES FINOS DE Al₂O₃ E DE GaAs PARA POTENCIAL UTILIZAÇÃO EM TRANSISTORES". Após a exposição, o discente foi arguido oralmente pelos membros da Comissão Examinadora, tendo recebido o conceito final: APROVADO. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que, após lida e aprovada, foi assinada pelos membros da Comissão Examinadora.

Prof. Dr. LUIS VICENTE DE ANDRADE SCALVI 

Prof. Dr. JOSÉ ANTONIO MALMONGE 

Prof. Dr. JOSE HUMBERTO DIAS DA SILVA 

Dedico este trabalho a todos aqueles que apreciam e reconhecem o esforço e o trabalho que é investido no desenvolvimento da Ciência em todas as suas formas.

Agradecimentos

- ❖ Agradeço primeiramente a todos da minha família, minha mãe, minha namorada, meu irmão e também meus amigos pelo apoio e incentivo.
- ❖ Ao meu orientador pela sua orientação e paciência.
- ❖ Ao Professor Doutor José Humberto Dias da Silva por ter cedido amostras de arseneto de gálio as quais foram de grande utilidade no trabalho e também por vários conselhos.
- ❖ Ao Professor Doutor Antonio Carlos Dias Ângelo pelo uso do equipamento de FTIR e ao Marcelo e ao Maycon pelo acompanhamento nas medidas de FTIR, agradeço também ao professor pelo uso do microscópio a e Elenice pelo acompanhamento na medida.
- ❖ Ao Professor Doutor Carlos Roberto Grandini pela utilização do forno para o tratamento térmico em atmosfera de oxigênio e ao Luciano Henrique de Almeida pelo acompanhamento nesse tratamento térmico.
- ❖ A Professora Doutora Lígia de Oliveira Ruggiero pelas medidas no Uv-Vis.
- ❖ Aos amigos do grupo de pesquisa, Leandro Ravaro, Jorge Maciel, Marco Aurélio, Tatiane Pineiz, Vitor, pelas conversas, discussões e por terem me ensinado a utilizar vários aparelhos.
- ❖ Aos amigos da central de Laboratórios Casca 1, em especial a Camilla por ter ensinado a operar o equipamento de raios-x, ao Maycon Motta por ter ensinado a operar o equipamento de FTIR, ao Marcel pelas medidas de R x T utilizando o computador e pelo software desenvolvido por ele mesmo.
- ❖ A todos os funcionários da central de Laboratórios Casca 1 e da POSMAT. Bem como a todos os técnicos dos laboratórios didáticos de física e de química. E a todos os técnicos do STI.
- ❖ Ao CNPq pela bolsa de estudos (processo número 133793/2008-7).

“Milagres não são coisas que acontecem,
mas são coisas que fazemos acontecer.”
Muten Roshi Kame – Sennin

Santos, J. C. **Deposição e Caracterização de Filmes Finos de GaAs e de Al₂O₃ para potencial utilização em transistores.** 2009. Dissertação (Mestrado em Ciência e Tecnologia de Materiais) – UNESP. Bauru, 2009.

Resumo

Neste trabalho, foi realizada a deposição, através da técnica de evaporação resistiva, de filmes finos de GaAs (arseneto de gálio) e de Al (alumínio) com posterior oxidação deste último, formando Al₂O₃ (óxido de alumínio ou alumina), e a caracterização dos filmes de GaAs e da heteroestrutura formada por Al₂O₃ e GaAs. A confecção do dispositivo combinando estes compostos serviu para a investigação das características relevantes do sistema para potencial aplicação em transistores. O trabalho compreendeu investigação sobre as condições de deposição, e foram avaliadas principalmente as características elétricas dos filmes produzidos individualmente. Os resultados apresentados incluem: resistividade em função da temperatura, corrente-voltagem em função da temperatura, difração de raios-X e transmitância na região do infravermelho.

Para caracterização do desempenho do sistema Al₂O₃/GaAs, um transistor simples foi construído sob um substrato de vidro borossilicato com uma camada de GaAs e outra de Al₂O₃. Os contatos de fonte, dreno e *gate* foram feitos de In. Essa estrutura permite a medida da corrente de fuga e a avaliação de outras características do sistema. Neste dispositivo foram avaliadas as características corrente-voltagem em função da temperatura, e também a interação com luz, já que GaAs, por apresentar *gap* direto, torna-se atraente para aplicações opto-eletrônicas. Assim medidas de elétricas foto-induzidas foram realizadas com excitação com fontes de luz branca.

Com o intuito de se avaliar a qualidades dos filmes de GaAs obtidos pela evaporação resistiva, tanto a caracterização estrutural quando elétrica também foram feitas em filmes finos de GaAs depositados por *sputtering*, de modo a se ter um padrão de comparação.

Palavras Chaves: Evaporação resistiva, *Sputtering*, Heterojunção, Arseneto de Gálio, Oxido de Alumínio.

Santos, J. C. **Deposition and characterization of GaAs and Al₂O₃ thin films for potential use in transistors.** 2009. Thesis (Mestrado em Ciência e Tecnologia de Materiais) – UNESP. Bauru, 2009.

Abstract

In this work, the deposition of GaAs (gallium arsenide) and Al (aluminum) thin films is carried out by the resistive evaporation technique. In the latter case, an oxidation of the film is accomplished, leading to Al₂O₃ (alumina) formation. The characterization of GaAs thin films and the heterostructure formed by Al₂O₃ and GaAs is also carried out. The elaboration of the device combining these compounds allows investigating the relevant characteristics of this system to potential application in transistors. The work evolved investigation on the deposition conditions, and the electrical characteristics of the films were also evaluated separately. Results includes: resistivity as function of temperature, X-ray diffraction and near infrared transmittance.

For characterization of the performance of the Al₂O₃/GaAs system, a simple transistor was built on a borosilicate glass substrate, with a Al₂O₃ layer on top of a GaAs layer. The contacts of source, drain and gate were done using In. This structure allows evaluating the leak current and other characteristics of this system. In this device, it was evaluated the current –voltage characteristics and the interaction with light, because GaAs, due to its direct bandgap, become very attractive for opto-electronic applications. Then, the photo-induced electrical measurements were done under excitation with white light.

Aiming the evaluation of the quality of films deposited by the resistive evaporation technique, electrical as well as structural characterization were also carried out for GaAs thin films deposited by sputtering, in order to have a comparing parameter.

Key Words: Resistive evaporation, Sputtering, Heterojunction, Gallium Arsenide, Aluminium oxide.

Lista de Símbolos.

A_ν - Absorbância para uma determinada frequência.

A - Área da Seção Transversal de Condução

θ - Ângulo de Bragg

JCPDF - Base de Dados Joint Committee on Powder Diffraction Files.

q - Carga do Elétron.

α - Coeficiente de Absorção Óptica.

CT - Coeficiente de textura.

λ - Comprimento de onda.

k_b - Constante de Boltzmann.

h - Constante de Planck.

a_0 - Constante de rede.

K_c - Constante que Depende de Fatores Geométricos.

I - Corrente elétrica.

N_c - Densidade de Estados.

V - Diferença de potencial (tensão)

DRX - Difração de raios-X

l - Distância entre os Contatos Elétricos da Amostra.

E_g - Energia do gap.

d_{hkl} - Espaçamento entre planos.

d - Espessura da amostra.

FTIR - Fourier Transform Infrared Spectroscopy

ν - Frequência.

h, k, l - Índices de Miller.

n_f - Índice de refração do filme.

n_0 – Índice de refração do meio.

I_{hkl} – Intensidade difratada do plano hkl da amostra.

i_{hkl} - Intensidade difratada do plano hkl do padrão.

I_0 – Intensidade de luz incidente.

I_R – Intensidade refletida.

I_T – Intensidade transmitida.

B – Largura a meia altura da amostra

b – Largura a meia altura do padrão

η – Lei de Bragg.

$b - c$ – Ligação fonte - *gate*

$c - d$ – Ligação fonte - dreno

$I \times V$ – Medida de Corrente em função da Tensão Aplicada.

$R \times T$ – Medida de Resistividade em função da temperatura.

E_{cI} – Nível de Energia da banda de condução do Isolante.

E_{cS} – Nível de Energia da banda de condução do semiconductor.

E_{vI} – Nível de Energia da banda de valência do Isolante.

E_{vS} – Nível de Energia da banda de valência do semiconductor.

E_f – Nível de Fermi.

S – Número de oscilações.

N – Número inteiro.

μ – Mobilidade.

R – Resistência.

ρ – Resistividade.

τ – Tamanho do cristalito.

T – Temperatura.

t – Tempo.

J – Termo da função do índice de refração do filme.

T_{max} – Transmitância máxima.

T_{min} – Transmitância mínima.

T_v - Transmitância para uma determinada frequência.

K – vetor de onda.

Lista de Figuras

- Figura 1** - Diagrama simplificado das estruturas de bandas de em a) isolantes, em b) semicondutores e em c) condutores, este podendo ter duas possibilidades c₁) com a banda de condução parcialmente cheia ou em c₂) com superposição das bandas (adaptado de Sze,2002).-----23
- Figura 2** - Estrutura de banda dos semicondutores em a) arseneto de gálio, em b) silício e em c) germânio. Entre colchetes as direções cristalográficas (adaptado de Singh, 2003).-----24
- Figura 3** – Etapas do processo de formação dos filmes finos. -----26
- Figura 4** – Alinhamento de bandas entre isolante e semicondutor, em a) antes e em b) após o equilíbrio ser estabelecido.-----30
- Figura 5** – Diagrama esquemático do dispositivo Al₂O₃/GaAs . -----31
- Figura 6** – Cella unitária da estrutura Diamante e Zinc Blende. -----32
- Figura 7** – Diagrama de fases do sistema alumínio-oxigênio, onde L1 é o alumínio em sua fase líquida e L2 é óxido de alumínio na sua fase líquida (adaptado de Massalski, 1990).----34
- Figura 8** – Evaporadora BOC EDWARDS AUTO 500. -----37
- Figura 9** – Etapas da deposição dos contatos, em a) sobre filmes de GaAs e em b) sobre a heterojunção Al₂O₃/GaAs. -----39
- Figura 10** – Diagrama esquemático geral das amostras. As dimensões mostradas são diferentes para cada tipo de amostra e estão sumarizadas na tabela 2.-----39
- Figura 11** – Fotos de heterojunções de Al/GaAs fotografadas com o substrato visto de cima. Do lado esquerdo está um heterojunção sem TT em atmosfera de O₂ e a direita outra heterojunção com o TT em atmosfera de O₂.-----42

Figura 12 – Esquema da anodização.-----	43
Figura 13 - Características básicas de um experimento típico DRX (adaptado de Brundle et.al., 1992).-----	45
Figura 14 – Vários planos atômicos e seus d-espaçamentos no sistema cúbico simples em a); e índices de Miller dos planos atômicos para uma cristal cúbico simples em b) (adaptado de Askeland,2003).-----	45
Figura 15 – Equipamentos usados nas medidas elétricas. A identificação dos números está na tabela 2.-----	53
Figura 16 – Esquema das ligações no interior do Criostato. Em a) ligações para os filmes de GaAs e em b) esquema de ligações para as heterojunções.-----	55
Figura 17 - Difratoograma para as amostras produzidas por Sputtering.-----	58
Figura 18 - Difratoograma para as amostras de GaAs produzidas por Evaporação Resistiva. No quadro superior estão mostradas as respectivas espessuras.-----	59
Figura 19 - Difratoogramas de filmes finos de Alumínio produzidos por Evaporação Resistiva. -----	62
Figura 20 - Difratoograma da amostra Al3 após TT 620°C por uma hora em atmosfera de O ₂ com pressão 1atm -----	64
Figura 21 – Primeiras amostras anodizadas com a solução de H ₂ SO ₄ 20% e tensão de 15V. A direita da foto pode ser notada duas amostras que tiveram uma divisão na interface solução-ar.-----	66
Figura 22 – Amostras da série Al anodizadas e tratadas termicamente. Da esquerda para a direita, amostra Al1 (15 segundos de anodização), Al2 (15 segundos de anodização), Al4 (20 segundos de anodização), Al5 (20 segundos de anodização) e Al3 (tratamento térmico).-----	66
Figura 23 – Difratoograma das amostras da série Al tratadas por anodização.-----	66

Figura 24 – Em a) Difratoograma de raios-X das heterojunções Al ₂ O ₃ /GaAs com tempo de anodização de 15 segundos e em b) difratoograma da heterojunção Al ₂ O ₃ /GaAs após TT a 400°C por duas horas.-----	68
Figura 25 – Micrografia da seção transversal de um filme de GaAs depositado por evaporação resistiva com aproximadamente 1,4µm(Pineiz, 2009)-----	70
Figura 26 – Micrografia da superfície de um filme de GaAs depositado por evaporação resistiva(Pineiz, 2009).-----	70
Figura 27 – Imagens da heterojunção Al ₂ O ₃ /GaAs vistas com o microscópio óptico. Em a) superfície do filme de Al ₂ O ₃ sobre GaAs com aumento de 500x, em b) superfície do filme de Al ₂ O ₃ sobre GaAs com aumento de 1000x, em c) interface da heteroestrutura Al ₂ O ₃ /GaAs com aumento de 500x e em d) interface da heteroestrutura Al ₂ O ₃ /GaAs com aumento de 1000x.-----	71
Figura 28 – Espectro de FTIR das amostras das séries SP e ER.-----	73
Figura 29 – Espectro de absorção óptica na região do Uv-Vis para as amostras ER3, ER4 e ER5.-----	74
Figura 30 – Estimativa do <i>gap</i> das amostras ER3, ER4 e ER5 (espessura:604nm). Em a) estimativa feita com y=1 (semicondutores de transição direta) e em b) estimativa feita com y=4 (<i>gap</i> de Tauc). -----	75
Figura 31 – Medida de ρ x T para as amostras depositadas por <i>sputtering</i> em a) amostra SP92 e em b) amostra SP94. Nos detalhes, são mostradas as energias de ativação para ionização próxima da temperatura ambiente, para as respectivas amostras-----	77
Figura 32 – Resistividade (ρ) x T para as amostras depositadas por evaporação resistiva em a) amostra ER1 e em b) amostra ER2. No detalhe energia de ativação para as respectivas amostras.-----	79

Figura 33 – Medida R x T para as heterojunções: Al/GaAs (GaAs: 316nm e Al: 257nm) e Al ₂ O ₃ /GaAs (GaAs: 316nm e tempo de anodização 10 segundos). No detalhe, mostramos novamente o esquema de ligações feitas na amostra.-----	81
Figura 34 - Medida de Excitação com Luz Branca para a amostra em a) SP92 (300K), em b) SP92 (100K) e em c) SP94 (100K). Tensão aplicada na amostra: 1V. Potência da fonte luminosa utilizadas 126W Medida realizada a temperatura ambiente.-----	83
Figura 35 - Medida de Excitação com Luz Branca para a amostra em a) ER1 e em b) ER2. Tensão aplicada na amostra: 1V. Potência da fonte luminosa utilizadas 126W Medida realizada a temperatura ambiente.-----	84
Figura 36 – Medida de Excitação com Luz Branca para a heterojunção Al/GaAs. Tensão aplicada na amostra em ambas ligações: 1V. Potência da fonte luminosa utilizadas 126W Medida realizada a temperatura ambiente.-----	85
Figura 37 – Medida de Excitação com Luz Branca para o dispositivo Al ₂ O ₃ /GaAs. Tensão aplicada na amostra em ambas ligações: 1V. Potência da fonte luminosa utilizadas 126W Medida realizada a temperatura ambiente.-----	86
Figura 38 - Medida de I x V para a amostra SP92.-----	88
Figura 39 – Medidas de IxV para a amostra SP94 para várias temperaturas. No detalhe medida realizada para a temperatura de 300K.-----	89
Figura 40 – Medidas de I x V para várias temperaturas. Em a) medida para a amostra ER1 e em b) para a amostra ER2.-----	90
Figura 41 – Medidas de I x V para várias temperaturas para a heterojunção Al/GaAs. Em a) medida para a ligação c-d e em b) para a ligação b-c.-----	92
Figura 42 – Medidas de I x V para várias temperaturas para o dispositivo Al ₂ O ₃ /GaAs. Em a) medida para a ligação c-d e em b) para a ligação b-c.-----	93
Figura A1 – Esquema de ligações feitas no dispositivo para medir a corrente de fuga.-----	105

Figura A2 – Medida da corrente de fuga com o aumento da temperatura.-----106

Figura A3 – Extrapolação dos dados obtidos da medida de corrente de fuga.-----107

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Aplicações de Filmes finos. -----	25
Tabela 2 – Valores das dimensões das amostras.-----	40
Tabela 3 – Especificação de Equipamentos usados na caracterização elétrica. -----	54
Tabela 4 – Tamanho do Cristalito, Coeficiente de Textura e espessura para as amostra de GaAs depositadas por <i>Sputtering</i> .-----	59
Tabela 5 - Tamanho do cristalito, coeficiente de textura e espessura para as amostras de GaAs depositadas por Evaporação Resistiva.-----	60
Tabela 6 - Cálculo do tamanho do cristalito, coeficiente de textura e espessura dos filmes de Alumínio.-----	63
Tabela 7 - Tamanho do Cristalito e Coeficiente de Textura das amostras da série Al após a sua oxidação.-----	67
Tabela 8 - Comparação entre a espessura calculada e a espessura medida experimentalmente das amostras da série SP.-----	73
Tabela 9 - valores de resistividade obtidos pelo inverso do coeficiente angular da amostra SP92.-----	89
Tabela 10 - valores de resistividade obtidos pelo inverso do coeficiente angular da amostra SP94.-----	90
Tabela 11 - Valores de resistência obtidos pelo inverso do coeficiente angular das amostras ER1 e ER2.-----	91
Tabela 12 - Valores de resistência obtidos pelo inverso do coeficiente angular para a heterojunção Al/GaAs.-----	92
Tabela 13 - Valores de resistência obtidos pelo inverso do coeficiente angular para o dispositivo Al ₂ O ₃ /GaAs.-----	93

Sumário

Capítulo 1 – Introdução. -----	18
Capítulo 2 – Aspectos Teóricos Relevantes. -----	21
2.1 – Condutores, Semicondutores e Isolantes. -----	21
2.2 – Estrutura de Bandas de Energia dos Semicondutores. -----	24
2.3 – Filmes Finos. -----	25
2.4 – Heteroestruturas. -----	28
2.5 – Heterojunção Isolante-Semicondutor. -----	29
Capítulo 3 – Materiais e Métodos. -----	32
3.1 – Arseneto de Gálio (GaAs). -----	32
3.2 – Alumínio e Óxido de Alumínio. -----	33
3.3 – Pulverização Catódica (Sputtering). -----	34
3.4 – Evaporação Resistiva. -----	36
3.5 – Preparação das Amostras. -----	37
3.6 – Dimensão das Amostras. -----	39
3.7 – Tratamentos Térmico (TT). -----	40
3.8 – Anodização do Alumínio (Oxidação Anódica). -----	42
Capítulo 4 – Técnicas de Caracterização. -----	44
4.1 – Difração de Raios – X. -----	44
4.1.1 – As direções difratadas dos raios-x. -----	44
4.1.2 – Tamanho dos Cristalitos. -----	46
4.1.3 – Determinação da Orientação preferencial (Textura). -----	47
4.2 – Caracterização Óptica -----	48
4.2.1 – Espectroscopia na Região do Infravermelho. -----	49
4.2.2 – Cálculo da Espessura de Filmes Finos. -----	50

4.3 – Medidas de Resistência em função da Temperatura (R x T). -----	51
4.4 – Medidas Elétricas Foto-Induzidas. -----	55
4.5 – Medidas de Corrente em Função da Tensão Aplicada (I x V). -----	56
Capítulo 5 – Resultados e Discussão. -----	57
5.1 – Caracterização Estrutural. -----	57
5.1.1 – Difração de Raios-X. -----	57
5.1.2 – Microscopia.-----	69
5.2 – Caracterização Óptica. -----	72
5.2.1 – Espectroscopia no Infravermelho (FTIR) -----	72
5.2.2 – Espectroscopia na Região do Ultravioleta (UV-Vis).-----	74
5.3 – Caracterização Elétrica. -----	76
5.3.1 - Resistividade e Energia de Ativação do Nível mais Profundo. -----	76
5.3.2 - Medidas Elétricas Foto-Induzidas. -----	83
5.3.3 – Medidas de Corrente-Voltagem I x V. -----	87
Capítulo 6 – Conclusões. -----	95
Capítulo 7 – Referências Bibliográficas. -----	98
Apêndice – Medida de Corrente de Fuga. -----	105

1 - Introdução

Semicondutores são materiais de condutividade elétrica intermediária entre isolantes e condutores (Callister, 2002). Dispositivos feitos de materiais semicondutores são a base da eletrônica moderna, sendo fundamentais em equipamentos como computadores, telefones fixos e móveis, e muitos outros aparelhos. Dentre estes dispositivos, podemos mencionar o transistor e vários tipos de emissores de luz, incluindo lasers e diodos. Além disso, semicondutores podem constituir circuitos integrados digitais e analógicos. Também são utilizados em painéis solares, que convertem diretamente a energia luminosa em energia elétrica (Valadares, 2005).

Silício é o material semicondutor com maior emprego em dispositivos utilizados comercialmente, entretanto outros materiais também são utilizados, incluindo germânio, arseneto de gálio, e carbeto de silício, por exemplo, (Newton, 1999). Arseneto de gálio (GaAs) foi reconhecido como um material semicondutor com performance superior ao do silício nos fins dos anos 70 (Ghandhi, 1994). Ainda que GaAs tenha sido sempre mais difícil de produzir do que o silício (Pankove, 1971), as propriedades deste material permitem que os elétrons alcancem velocidades cinco vezes maiores do que no silício, devido ao preenchimento preferencial do vale Γ (Pankove, 1971; Ghandhi 1994 ;Sze, 2002) na banda de condução, além da transição de *gap* direta, que o torna atraente para aplicações ópticas. Os circuitos que normalmente utilizam Si, podem operar com velocidades de duas a quatro vezes maiores quando em seu lugar é utilizado GaAs e preservando a mesma geometria (Adashi,1994; Sze 1998; Singh 2003). Além disso, GaAs permite o uso de diferenças de potencial menores, consumindo menos energia.

Heterojunções, que são constituídas da junção física entre dois diferentes semicondutores ou a junção com um condutor ou isolante e um semicondutor (Einspruch et.al., 1994), também dão origem a diversos dispositivos presentes no nosso cotidiano, como

por exemplo, o transistor de efeito de campo, onde se utiliza um semicondutor e um óxido metálico de Si (*Metal Oxide Semiconductor Field Effect Transistor - MOSFET*). Sem este dispositivo, a microeletrônica moderna altamente integrada, presente nos computadores atuais, não seria possível (Enderlein et.al., 1999). Este dispositivo é uma heterojunção composta principalmente pela junção de um semicondutor com um isolante. As heterojunções isolante-semicondutor são de grande importância para os dispositivos eletrônicos semicondutores (Schubert et.al., 1994; Enderlein et.al., 1999; Tang et.al. 2007). Este tipo de heterojunção pode ser usado com o propósito de isolamento ou de camada passivadora.

Óxido de alumínio é um isolante com um grande potencial para a aplicação em dispositivos eletrônicos devido a sua larga banda proibida, o que o torna um bom isolante (Hong-Liang et.al. 2006).

Neste trabalho, foi realizada a deposição e a caracterização de filmes finos de Arseneto de Gálio (GaAs) e de Alumínio (Al), bem como da heterojunção Al/GaAs, além de, com a oxidação da camada de Al, obter uma camada de óxido de alumínio sobre o filme de GaAs. Este sistema serve para a investigação das características relevantes do sistema para potencial aplicação em transistores ou outros dispositivos eletrônicos.

Os aspectos teóricos que são importantes para o entendimento e o desenvolvimento do trabalho são abordados na seção 2. A seção 3 traz a apresentação dos materiais utilizados no trabalho e também descreve os métodos usados para a obtenção das amostras. As técnicas de caracterização usadas no trabalho são descritas na seção 4. As técnicas abordadas nesta seção são a difração de raios-X, espectroscopia no infravermelho e medidas de caracterização elétrica (foto-induzidas, resistência em função da temperatura e corrente em função da tensão aplicada). Os resultados são apresentados na seção 5, e por fim a seção 6 traz as conclusões baseadas nos resultados obtidos neste trabalho.

É importante mencionar que os filmes finos de GaAs produzidos por *Sputtering* foram cedidos pelo Prof. Dr. José Humberto Dias da Silva. Os resultados obtidos com estes filmes de boa qualidade, serviram para comparação com as amostras obtidas por evaporação resistiva, que é uma variação de técnicas empregadas em trabalhos pioneiros sobre deposição de filmes finos de GaAs por evaporação a vácuo (Davey,1968).

2 – Aspectos Teóricos Relevantes.

Nesta seção veremos com mais detalhes alguns conceitos citados na seção introdutória e outros conceitos que são fundamentais para a compreensão do trabalho.

2.1- Condutores, Semicondutores e Isolantes.

A característica mais marcante dos metais é que eles são bons condutores de eletricidade à temperatura ambiente, ou seja, apresentam baixa resistividade, ρ . Já os semicondutores apresentam uma resistividade comparativamente bem maior à temperatura ambiente (Askeland, 2003). Ao contrário do que ocorre nos metais, a resistividade elétrica dos semicondutores diminui à medida que a sua temperatura aumenta.

Conforme é mostrado no diagrama esquemático apresentado na figura 1, nos metais, podem existir dois casos: as bandas de valência e de condução se superpõem ou a banda de condução pode estar parcialmente preenchida. Com isso, nesses materiais sempre se tem elétrons livres para a condução. Assim os metais são caracterizados por uma condutividade elétrica muita alta. Existem níveis vazios, de mais alta energia, para os quais os elétrons de condução podem ser transferidos caso sejam acelerados por um campo elétrico externo. Com a elevação da temperatura, aumenta a frequência de choques entre os elétrons do metal e os núcleos atômicos, que passam a oscilar com maior amplitude. O resultado é que os elétrons acelerados pelo campo elétrico externo são cada vez mais desviados pelos núcleos atômicos, aumentando assim a resistividade elétrica do material. Os átomos metálicos possuem um, dois ou três elétrons em sua última camada eletrônica. Esses elétrons mais externos ao núcleo atômico não se ligam a nenhum outro átomo em um sólido. Por não estarem ligados a nenhum outro átomo em particular, estes elétrons são comumente chamados de elétrons livres. Nos materiais metálicos são estes elétrons livres que mantêm os átomos unidos entre si através de atração eletrostática com os núcleos atômicos (ligação metálica).

Metais e semicondutores se diferenciam também pelo número de elétrons livres disponíveis para a condução elétrica. Nos metais esse número é da ordem de 10^{22} elétrons livres por cm^3 (Valadares, 2005). Já nos semicondutores esse número é mais reduzido, cerca de 10^{12} a 10^{19} elétrons livres por cm^3 (Valadares, 2005). Os materiais isolantes, por sua vez, usualmente não dispõem de elétrons, por isso não conduzem eletricidade nem mesmo a altas temperaturas.

O comportamento elétrico dos diversos materiais pode ser compreendido, a partir do conceito de bandas de energia e utilizando o princípio de exclusão de Pauli, que governa a distribuição dos elétrons nas bandas. De acordo com esse princípio, se uma banda fica cheia, a banda seguinte passa a ser ocupada.

Nos semicondutores intrínsecos, livres de impurezas ou dopantes, a zero Kelvin, os elétrons preenchem teoricamente a banda mais baixa de energia (banda de valência), ficando vazia a banda seguinte (banda de condução). Quando a temperatura do semicondutor é elevada, elétrons da banda de valência absorvem energia térmica da rede cristalina, o suficiente para alcançar a banda de condução, onde estão livres para participar da condução elétrica. O lugar deixado pelo elétron na banda de valência é denominado buraco, contribuindo também para a condução elétrica (Callister, 2002). Quando o semicondutor possui impurezas ou dopantes ele é chamado extrínseco. Na presença de um campo elétrico, o buraco se move no sentido oposto ao dos elétrons, então podemos atribuir ao buraco uma “carga positiva”. A elevação da temperatura resulta em um maior número de elétrons e buracos disponíveis para a condução elétrica, proporcionando assim um aumento da condutividade do semicondutor.

O sucesso dos semicondutores em dispositivos eletrônicos deve-se a 3 principais fatores (Seeger, 1997; Callister, 2002): 1) Existência de técnicas de sintetização de materiais semicondutores de alta pureza, com nível de impurezas bem menor do que partes por bilhão

(os semicondutores constituem os materiais de mais alta pureza usada em aplicações práticas).

2) Existência de técnicas de cristalização desses materiais com alto nível de perfeição cristalina. 3) E por fim disponibilidade de técnicas de dopagem (adição de impurezas específicas) controladas, em nível de concentração e localização no semicondutor, permitindo assim que suas propriedades sejam mudadas localmente. Isso permite o desenvolvimento de inúmeros dispositivos eletrônicos, ópticos e sensores.

Os materiais isolantes, assim como os semicondutores, a zero Kelvin, apresentam a banda de valência totalmente preenchida. Contudo, a banda proibida (*gap*), é muito mais larga nos isolantes, o que impede a transferência de elétrons da banda de valência para a banda de condução com a elevação da temperatura, essa ficando vazia, em regiões de temperatura ordinárias, pois a energia térmica não é suficiente para a transição de elétrons entre as duas bandas.

A figura 1 apresenta um diagrama comparativo simplificado entre os três tipos de materiais vistos até aqui, mostrando as diferenças entre os *gaps* de energia.

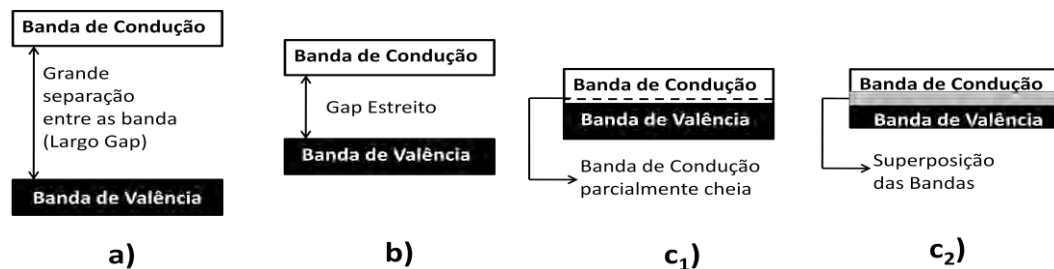


Figura 1-Diagrama simplificado das estruturas de bandas de em a) isolantes, em b) semicondutores e em c) condutores, este podendo ter duas possibilidades c₁) com a banda de condução parcialmente cheia ou em c₂) com superposição das bandas (adaptado de Sze,2002).

Valores típicos de *gap* de semicondutores estão entre 0,5eV a 4eV, como exemplo (Streetman, 2000) podemos citar o *gap* de Silício 1,1eV, Germânio 0,7eV, Arseneto de gálio 1,43, Nitreto de gálio 3,4eV, Fosfeto de gálio 2,3eV. Acima de 4eV os materiais já são considerados isolantes como é o caso do óxido de alumínio com ~9eV (Hong-Liang et.al. 2006).

2.2 - Estrutura de Bandas de Energia de Semicondutores.

Cada semiconductor tem a sua estrutura de bandas específica, com parâmetros específicos de banda proibida (E_g), massa efetiva associada a cada vale de condução e valência, natureza de transição direta ou indireta e outros. Podemos definir que um semiconductor tem um *gap* direto quando a energia máxima da banda de valência coincide com o mínimo da banda de condução, com relação ao valor no espaço do momento cristalino do elétron, como é o caso de GaAs. Quando esta coincidência não existir, dizemos que o semiconductor possui um *gap* do tipo indireto, como é o caso de silício e de germânio. As propriedades dos elétrons no interior dos semicondutores são descritas pela solução da equação de Schrödinger apropriada para o material que está sendo estudado (Singh, 2003), fornecendo a estrutura de bandas de energia em cada caso. A figura 2 traz a estrutura de banda destes materiais no espaço do momento cristalino do elétron, mostrando as direções cristalográficas associadas.

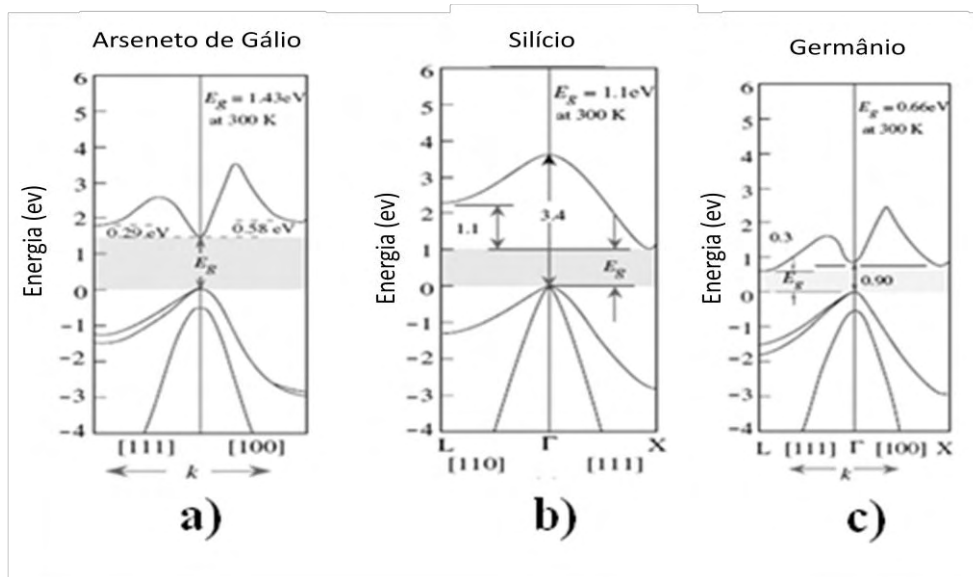


Figura 2 - Estrutura de banda dos semicondutores em a) arseneto de gálio, em b) silício e em c) germânio. Entre colchetes as direções cristalográficas (adaptado de Singh, 2003).

Semicondutores com *gap* do tipo direto, como é o caso de GaAs, podem apresentar fenômenos ópticos (emissão de luz), advindos de transições da própria estrutura de bandas da matriz. Lasers de semicondutores utilizam transições interbandas diretas, quando elétrons são

excitados para a banda de condução por simples acréscimos de energia sem a necessidade de mudanças no momento cristalino dos elétrons. A emissão de luz ocorre quando o elétron perde a energia que recebeu e volta para a banda de valência, emitindo com comprimentos de onda da ordem do *gap* do material. Semicondutores com *gap* do tipo indireto também podem apresentar propriedades ópticas, mas estes fenômenos ópticos não ocorrem espontaneamente, pois nas transições interbandas além de mudanças na energia, são necessárias também mudanças no momento cristalino dos elétrons (emissão ou absorção de fônons).

2.3 – Filmes Finos.

Filmes finos são depositados sobre substratos para se obter propriedades que não seriam acessíveis somente pelos substratos (Smith, 1995). Algumas destas propriedades estão relatadas na tabela 1. Funcionalidades adicionais podem ser alcançadas pela deposição de múltiplas camadas de diferentes materiais apresentando um comportamento totalmente novo, criando filmes com propriedades ainda desconhecidas. Por exemplo, filtros de interferência óptica são constituídos de dezenas ou até mesmo centenas de camadas alternando entre altos e baixos índices de refração (Smith, 1995).

Tabela 1 - Aplicações de Filmes finos (Smith, 1995).

Propriedade	Aplicação	Propriedade	Aplicação
Óptica	Camadas Reflexivas e Antireflexivas. Filtros de Interfaces. Discos de Memórias. (CDs, DVDs...).	Químicas	Barreiras de Difusão. Proteção contra oxidação ou corrosão. Sensores Gás/Líquido.
Elétricas	Isolação. Condução. Dispositivos Semicondutores. Drives Piezelétricos.	Mecânicas	Dureza. Adsorção.
Magnéticas	Discos de Memórias.	Térmicas	Camadas para barreiras o aumento de calor.

Todos os processos de fabricação de filmes finos possuem 4 ou 5 etapas (Ohring, 1992; Smith 1995), as quais estão representadas na figura 3 e são descritas logo a seguir.



Figura 3 – Etapas do processo de formação dos filmes finos (adaptada de Smith,1995).

A fonte que dá origem ao filme pode ser sólida, líquida, vapor ou gás. Materiais sólidos precisam ser vaporizados para serem transportados até o substrato, o que pode ser feito através de transferência de calor por um feixe de elétrons, por fótons (Ablação Laser), por íons positivos (Sputtering) ou ainda corrente elétrica.

Na etapa de transporte, o fator de maior importância é a uniformidade da taxa de chegada sobre a área do substrato. Os fatores que afetam a uniformidade são vários e muitos diferentes, como por exemplo, má fixação e posicionamento do substrato, variações bruscas na taxa de fornecimento do material, dependendo se o transporte é feito a médio vácuo (pressão da ordem de 10^{-2} - 10^{-4} mbar (Ohring,1992)) ou a alto vácuo (pressão de 10^{-4} - 10^{-9} mbar (Ohring, 1992)) ou se o transporte é feito por um meio fluido. Em alto vácuo, as moléculas viajam da fonte até o substrato em praticamente linha reta. A uniformidade da taxa de chegada do material fonte no substrato é determinada pela geometria. O transporte a alto vácuo tem como a maior vantagem um acesso “limpo” à superfície do substrato. Já para deposições em meios fluidos ocorrem muitas colisões entre as moléculas durante este passo. As vantagens da deposição por um meio de fluido é a deposição à pressão atmosférica sem necessidade de bombas de vácuo.

O terceiro passo na formação do filme é a deposição do filme sobre a superfície do substrato. O comportamento da deposição é determinado pela fonte e fatores do transporte e pelas condições da superfície do substrato. Existem três principais fatores que determinaram a condição na qual a superfície do substrato se encontra, como é mostrado na figura 3. Estes fatores são: condição do substrato, reatividade da chegada do material e a contribuição energética. A condição da superfície do substrato envolve a adsorção das moléculas que

formarão as primeiras camadas do filme ao substrato. Temos dois tipos de adsorção: a química (quimissorção) e a física (fisissorção). Na quimissorção os átomos (ou moléculas) unem-se à superfície do adsorvente (substrato) através da formação de ligações químicas (geralmente covalentes) e tendem a se acomodarem em sítios que propiciem o maior número de coordenação possível com o substrato. Já na fisissorção os átomos se unem à superfície por interações de van der Waals, que apesar de serem interações de longo alcance, são fracas e não formam ligações químicas (Smith 1995; Ohring,1992). A difusão superficial é um dos fatores determinantes da estrutura do filme porque permite às espécies adsorvedoras encontrar umas as outras, ou encontrar sítos ativos, ou encontrar sítos epitaxiais. Temos ainda a nucleação que é a formação de aglomerados (clusters), estes constituem o núcleo e só se tornam estáveis a partir de um tamanho crítico, que depende das condições de operação (temperatura, supersaturação, irregularidades, etc). Se o cluster não atinge a estabilidade necessária, ele redissolve. É no estágio de nucleação que os átomos se arranjam de uma forma definida e periódica que leva à estrutura do cristal (Smith 1995). O fator reatividade refere-se à probabilidade das moléculas que chegam ao substrato, reagirem com a superfície, ficando incorporadas ao filme. O terceiro fator é a contribuição energética na superfície. Ela pode ocorrer de muitas formas e ter profundos efeitos tanto na reatividade do material que está chegando quanto na composição e estrutura do filme. A temperatura do substrato é a fonte básica da contribuição energética, mas existem outras fontes (por exemplo, o bombardeamento de íons positivos carrega grandes quantidades de energia).

Contaminação é também uma questão de grande importância nas etapas de transporte e deposição. A taxa de fornecimento é importante porque as propriedades do filme variam com a taxa de deposição e com a proporção dos elementos fornecidos para compor o filme.

O último passo na confecção dos filmes finos é a análise do filme, que consiste em medir as propriedades que são importantes para a sua aplicação. Estas medidas incluem

dureza no caso de ferramentas revestidas, raios-X para análise estrutural, voltagem de ruptura de filmes isolantes, medidas elétricas no caso de dispositivos microeletrônicos, medidas de índice de refração para filmes com aplicações ópticas. A análise dos resultados é usada para ajustar as condições em uma ou mais etapas de modo a se modificar alguma propriedade. A análise do filme após a deposição pode ser encarada com a fase final do processo de acompanhamento na confecção do filme. O acompanhamento é importante em todas as etapas no processo de confecção do filme. Um acompanhamento maior deve ser feito na etapa de deposição do filme, pois é nesta etapa que o filme será formado.

2.4 – Heteroestruturas.

Uma heteroestrutura é definida como uma estrutura composta na qual a composição química muda de acordo com a posição, por exemplo, uma junção entre dois semicondutores, entre metal e semicondutor ou ainda entre isolante e semicondutor (Einspruch et.al. 1994; Enderlein et.al. 1999). Uma heterojunção ideal consiste em uma junção entre materiais diferentes ou semelhantes, em que existe um plano de átomos em que toda identidade dos átomos que participam da estrutura como um todo muda bruscamente. Há diversos tipos de defeitos gerados por esta mudança brusca na estrutura da interface. A causa mais óbvia de tais defeitos é a defasagem entre os parâmetros de rede dos materiais participantes (Einspruch et.al. 1994). Isto produz defeitos na forma de deslocamentos em um ou outro dos materiais participantes, e essa perturbação normalmente afeta as características elétricas do sistema, criando “armadilhas” localizadas para os portadores de cargas. Tais armadilhas podem influenciar as propriedades elétricas na interface (Sze, 1998).

A característica principal de uma heterojunção é que os *gaps* dos materiais participantes são normalmente diferentes. Na maioria das vezes, existem descontinuidades tanto na borda da banda de condução quanto na de valência. Estas descontinuidades dão origem à maior parte das propriedades úteis das heterojunções (Einspruch et.al.1994;

Sze,1998; Sze, 2002). Como exemplo podemos citar a heterojunção GaAs e AlAs. Suas constantes de rede são praticamente iguais, logo estes materiais quase não geram defeitos ao longo de sua interface. Isso não acontece na heterojunção Si e Ge, cujas constantes de rede diferem significativamente, de modo que ao longo do plano da heterojunção existe uma grande quantidade de defeitos na forma de deslocamentos em um dos materiais participantes, e essa perturbação normalmente afeta as características elétricas do sistema, criando “armadilhas” localizadas na interface para os portadores de cargas. Se a densidade de tais armadilhas for suficientemente grande, elas dominarão as propriedades elétricas na interface. Para o caso da heterojunção $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$, temos que suas constantes de rede são 0,47nm para Al_2O_3 e 0,56nm para GaAs (JCPDF, fichas nº 893072 e 892706 respectivamente). Esta diferença é devido às estruturas, parâmetros de redes e direções cristalográficas preferenciais diferentes que os materiais (Al_2O_3 e GaAs) apresentam. Logo com esta grande diferença entre os parâmetros de rede esperamos uma alta concentração de armadilhas em sua interface.

É possível crescer heterojunções entre diferentes tipos de semicondutores, e com materiais que não são semicondutores como metais e isolantes. Em todos os tipos de heterojunções sempre ocorre o encurvamento das bordas das bandas de energia. Isto ocorre devido ao alinhamento do nível de Fermi dos materiais envolvidos, quando o equilíbrio termodinâmico é alcançado. Para que este equilíbrio seja possível existe a troca de elétrons e buracos através da interface da heteroestrutura (Einspruch et.al.1994).

2.5 – Heterojunção Semicondutor-Isolante.

As diferenças entre as heterojunções de semicondutores e a heterojunção isolante-semicondutor são principalmente de natureza quantitativa, estando associadas ao tamanho do *gap* dos materiais aqui envolvidos. (Enderlein et.al. 1999).

Um diagrama de energia esquemático para uma heterojunção isolante-semicondutor genérica, antes e depois do equilíbrio ser estabelecido, é mostrado na figura 4. A situação

representada, na qual a energia do gap do semiconductor fica totalmente dentro do gap do isolante, não é a única situação possível, mas corresponde a uma situação típica (Enderlein et.al. 1999). Com a finalidade de alcançar o equilíbrio termodinâmico, portadores de carga migram do lado do semiconductor para o lado do isolante. Isso porque os elétrons do semiconductor têm inicialmente maior energia do que os elétrons do isolante. Com isso ocorre o alinhamento do nível de Fermi de ambos os materiais. Como o isolante possuía o nível de Fermi mais baixo, recebendo portadores, ocorre o encurvamento da banda de valência e de condução do lado do isolante.

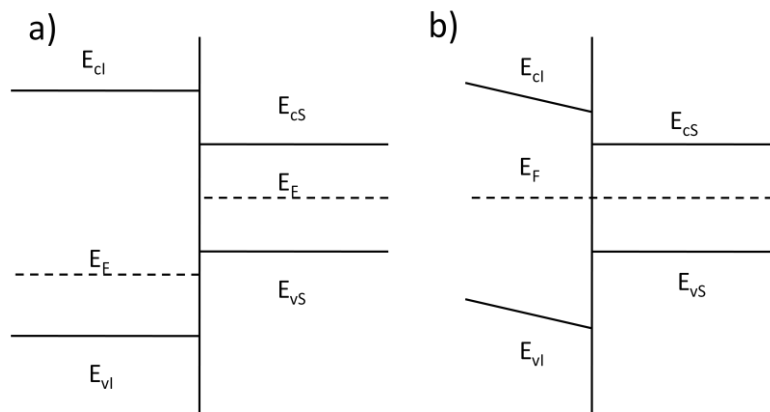


Figura 4 – Alinhamento de bandas entre isolante e semiconductor, em a) antes e em b) após o equilíbrio ser estabelecido.

Para a confecção de heterojunções, os isolantes que são investigados mais intensamente incluem óxidos e nitretos como SiO_2 , Si_3N_4 , Al_2O_3 , Ga_2O_3 , entre outros (Hong-Liang et.al. 2006). Dentre estes, o Al_2O_3 é considerado um dos melhores isolantes com esta finalidade, por causa de sua alta constante dielétrica e seu largo *gap* ($\sim 9\text{eV}$) (Hong-Liang et.al. 2006; Lin et.al. 2006).

Como parte dos objetivos do trabalho, duas heterojunções simples foram confeccionadas, sendo uma delas constituída pela heterojunção Al/GaAs, tendo tanto a camada de GaAs quanto a de alumínio depositadas por meio da técnica de evaporação resistiva. A outra heterojunção, é $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$, confeccionada de forma idêntica à anterior,

porém passando por tratamentos que resultaram na oxidação do filme de alumínio. A figura 5 traz uma ilustração do dispositivo alcançado.

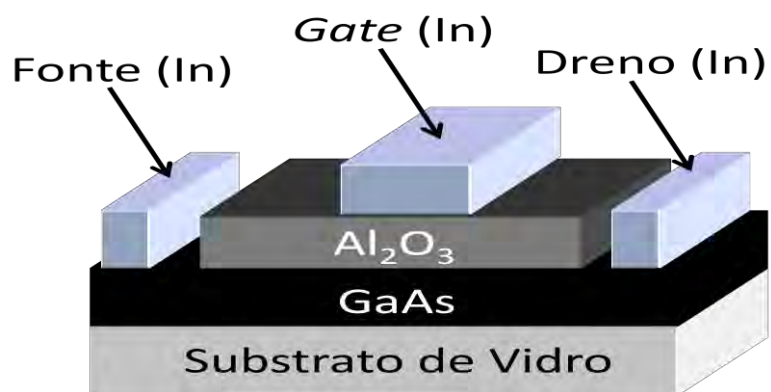


Figura 5 – Diagrama esquemático do dispositivo Al₂O₃/GaAs .

3 – Materiais e Métodos.

Apresentamos nesta seção os tipos de materiais investigados, bem como os métodos utilizados para a confecção das amostras utilizadas no trabalho.

3.1 – Arseneto de Gálio (GaAs).

Monocristais de GaAs adotam a estrutura *Zinc Blende* (figura 6). Esta estrutura consiste na interpenetração de duas redes do tipo cúbica de face centrada, com um átomo da segunda rede posicionado a um quarto de distância ao longo da diagonal principal do cubo da primeira rede. Além de GaAs, os semicondutores do tipo III-V possuem o mesmo tipo de estrutura, com a exceção dos semicondutores III-V que tenham em sua composição nitrogênio, como o GaN por exemplo, que possuem estrutura do tipo *Wurtzite*. Quando todos os átomos da estrutura *Zinc Blende* são iguais, como é o caso de Si e de Ge, a estrutura passa a ser chamada de diamante. Na estrutura de GaAs, cada átomo de Ga é ligado a quatro vizinhos mais próximos de As e vice-versa.

A constante de rede de GaAs é de 0,56nm. Esta constante fica reduzida em aproximadamente 0,01% para uma amostra não estequiométrica rica em As e sofre um incremento da mesma proporção quando é rica em Ga. Os limites de estequiometria estão entre 49,998% e 50,000% de proporção atômica de As (Ghandhi, 1994)).

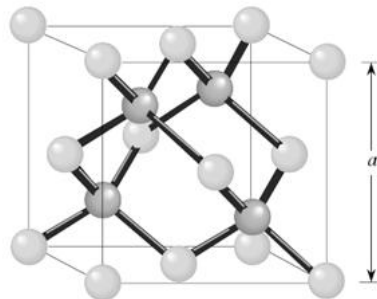


Figura 6 – Cella unitária da estrutura Diamante e Zinc Blende. Para GaAs o parâmetro de rede é 0,56nm (Singh, 2003).

A estrutura de banda do GaAs, mostrada na figura 2(a) (seção 2.2), tem sido estudada teoricamente em detalhes por um certo número de grupos, devido as diversas vantagens que GaAs apresenta, como por exemplo, sua alta velocidade em dispositivos eletrônicos como em

transistores de efeito de campo (*Field Effect Transistor* - FET). Isso acontece devido à alta mobilidade eletrônica relacionada ao preenchimento preferencial do vale Γ na banda de condução e também à transição de *gap* direto, tornando-o atraente para aplicações ópticas. (Adashi, 1994; Jun et.al, 2000; Singh, 2003; Ye et.al. 2005), conforme já mencionado. GaAs é muito empregado na fabricação de lasers de semicondutores (emitem luz coerente) e diodos emissores de luz, sendo também utilizado em células solares e fotodetectoras e em circuitos integrados. Assim sendo, a pesquisa deste material contribui em muito para o desenvolvimento científico (Adashi,1994).

3.2 – Alumínio e Óxido de Alumínio.

O alumínio é encontrado na natureza sob a forma de óxido. O óxido de alumínio ou alumina é o principal componente da bauxita. Industrialmente, a bauxita é purificada em óxido de alumínio, e o óxido é depois convertido em alumínio metálico (Newton, 1999).

O alumínio puro é maleável e frágil, porém suas ligas com pequenas quantidades de cobre, manganês, silício, magnésio e outros elementos, apresentam uma grande quantidade de características adequadas às mais diversas aplicações. Como exemplo, podemos citar sua utilização na construção civil para fabricação de esquadrias, na fabricação de peças de veículos automotores, em embalagens descartáveis e também vem sendo usado na indústria elétrica na fabricação de fios e cabos. Alumínio possui coloração prateada, seu ponto de fusão é de 660°C e ponto de ebulição entre $2.327\text{-}3.450^{\circ}\text{C}$. É um excelente condutor de eletricidade (Newton, 1999).

Óxido de alumínio pode ser obtido através da oxidação térmica do alumínio. O diagrama de fases do sistema alumínio-oxigênio (Al - O) (figura 7) mostra em quais condições o alumínio pode ser oxidado (Massalski, 1990).

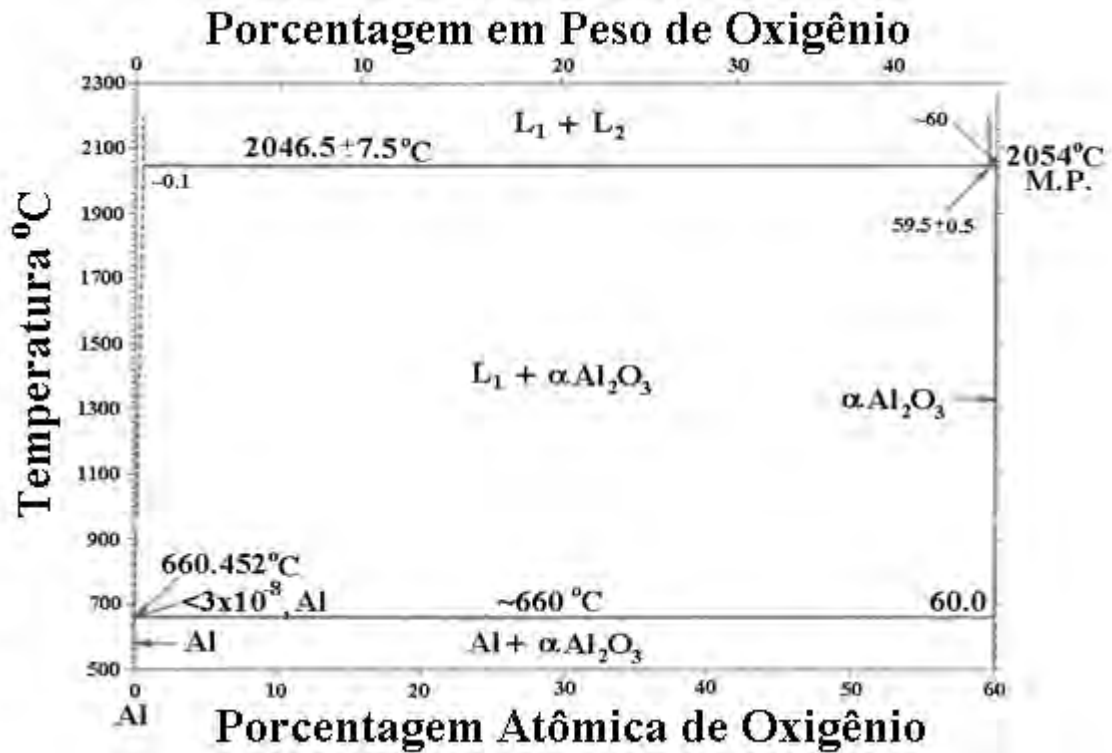


Figura 7 – Diagrama de fases do sistema alumínio-oxigênio, onde L_1 é o alumínio em sua fase líquida e L_2 é óxido de alumínio na sua fase líquida (adaptado de Massalski, 1990).

Quando oxidado, o alumínio passa a ter fórmula Al_2O_3 também chamado de alumina. Podendo existir em várias fases cristalinas, entretanto a mais estável é a fase hexagonal alfa (Paglia, 2004).

3.3 – Pulverização Catódica (*Sputtering*).

O método de deposição de filmes finos por *Sputtering* é uma técnica versátil por possibilitar a deposição de uma quantidade variada de filmes sobre diferentes tipos de substratos. Atualmente vem ampliando sua utilização em relação a outras técnicas, entre outras razões por gerar menos resíduos que algumas técnicas tradicionais de síntese de filmes finos (Pereira, 2003). Essa técnica consiste na retirada de átomos da superfície de um sólido pelo bombardeamento com íons de alta energia, os quais são gerados por uma descarga elétrica em um gás inerte confinado em uma câmara à baixa pressão. Esse processo de ejeção dos átomos do material ocorre como resultado da transferência de momento dos íons

incidentes para os átomos do material bombardeado (alvo). Os átomos ejetados do alvo percorrem um determinado espaço até a condensação pelo choque com o substrato, dando origem ao filme (Wasa,2004; Lima, 2006).

A produção de uma descarga gasosa luminescente de corrente contínua é obtida aplicando-se uma tensão entre dois eletrodos imersos em um gás a baixa pressão. A diferença de potencial aplicada entre os eletrodos produz uma pequena corrente elétrica de baixa intensidade, devido à pequena quantidade de íons gerados por uma variedade de processos. Aumentando a diferença de potencial, uma fração adicional de energia é fornecida às partículas carregadas do gás. Fornecendo-se energia suficiente para essas partículas, desencadeia-se um processo de produção de elétrons por colisão no catodo (alvo), dando origem aos chamados elétrons secundários. Estas partículas também ionizam átomos do gás produzindo pares elétron-íon que se dirigem aos seus eletrodos correspondentes. Devido ao aumento de elétrons livres, a corrente elétrica no sistema aumenta rapidamente.

Aumentando ainda mais a tensão, desencadeiam-se processos de colisões de íons positivos do gás com o catodo e em consequência disso, ocorre a produção de elétrons secundários adicionais, gerando assim uma reação em cadeia que auto-sustenta a descarga. Nesta etapa, denominada normal, há uma queda de tensão com um aumento abrupto de corrente e da luminescência devido à descarga no gás. A densidade de corrente não é constante em todos os pontos do catodo pela região normal. Quando todo o catodo é coberto pela luminescência, um aumento na tensão aplicada produz um aumento de corrente. Assim, alcança-se a região denominada de descarga anormal e é essa região que se utiliza para o processo de deposição. Devido ao catodo receber uma corrente elétrica por toda sua área, proporciona-se uma deposição uniforme do filme desejado.

A aplicação de uma tensão excessiva aos eletrodos provocará o rompimento da rigidez dielétrica do gás, ocasionando uma descarga com conseqüente redução da tensão e aumento

de corrente elétrica. A região luminescente, próxima ao catodo, é denominada de luminosidade do catodo e a radiação emitida é consequência do decaimento eletrônico orbital de átomos superficiais do catodo e também dos próprios íons quando da ocorrência de colisões destes com o catodo. Nas vizinhanças, existe uma região de pouca luminosidade denominada espaço escuro do catodo. Nesta região, os elétrons secundários emitidos pelo catodo irão percorrer uma distância correspondente ao seu livre caminho médio, adquirindo energia suficiente para ionizar através de colisões com os átomos do gás. Uma maneira de se conseguir aumentar a taxa de deposição é justamente aumentar o livre caminho médio das partículas carregadas (Wasa,2004; Lima, 2006).

3.4 – Evaporação Resistiva.

A evaporação resistiva foi escolhida como método de deposição de filmes neste trabalho por ser um método relativamente mais simples que outros métodos e também porque é uma continuidade aos estudos realizados anteriormente em nosso laboratório (Castro, 2004). Além disso, representa uma proposta de continuidade à investigação da evaporação de semicondutores em vácuo (Davey, 1968), sendo então uma contribuição para trabalhos da mesma natureza.

Neste método, os materiais a serem evaporados são colocados em cadinhos ou filamentos metálicos, que são geralmente feitos de tungstênio (W), tântalo (Ta) ou molibdênio (Mo), e são aquecidos por efeito Joule. A corrente que deve passar pelo cadinho ou filamento varia conforme o material a ser evaporado. A evaporadora usada para a confecção das amostras foi uma evaporadora da marca Boc Edwards, modelo Auto 500 *Evaporation System* (figura 8). Este sistema está equipado com os seguintes acessórios: Unidade Oscilatória, Cristal de Quartzo, Medidor de Espessura (FTM7 – *Film Thickness Monitor*), Controle de

Alta e Baixa tensão, Porta Substrato, quatro posições independentes para colocação de diferentes tipos de materiais e sistema de cobertura manual (*Shutter*).



Figura 8 – Evaporadora BOC EDWARDS AUTO 500.

O transporte do material é feito em vácuo, com uma pressão inicial da ordem de 1×10^{-5} mbar, e quando terminada a evaporação do material fonte, a pressão residual no interior da cúpula não ultrapassa 3×10^{-5} mbar. Para garantir uma melhor homogeneidade na espessura dos filmes, o porta substratos possui um eixo de rotação. Dentro da cúpula de vidro, existe um cristal de quartzo piezelétrico ligado ao medidor de espessura. Este sistema fica encarregado de fornecer a taxa de deposição e a espessura dos filmes depositados.

3.5 – Preparação das Amostras.

Para que bons filmes sejam formados é necessária a limpeza do substrato para que não ocorram contaminações na estrutura do filme. Os substratos utilizados foram lâminas de vidro borossilicato da marca Objektträger com área superficial de 76x26 mm. Estas lâminas são limpas em uma solução detergente 10% (Extram MA 02 neutro, marca Merck). As lâminas foram mantidas nesta solução por 24 horas. Após este procedimento, as lâminas são secadas

utilizando um soprador de ar quente, evitando-se que se tenha qualquer contato com a superfície da lâmina.

Terminado o processo de limpeza dos substratos, estes agora são fixados ao porta substrato da evaporadora, não sofrendo nenhum tipo de aquecimento ou resfriamento durante a evaporação. O GaAs usado para a confecção das amostras foi da marca *Sigma – Aldrich Corporation*, com pureza de 99,99%. O alumínio usado foi da marca *Aldrich Chemical Company, Inc*, possuindo uma pureza de 99,99%, o material está na forma de fio e possui um diâmetro de 0,25 mm. Os cadinhos e filamentos usados para a evaporação destes materiais são feitos de Tungstênio (W).

Após a evaporação dos materiais, o filme está pronto para as primeiras medidas de caracterização. A seguir as amostras retornam a evaporadora para a deposição dos contatos. Índio (In), da marca *Balzers*, também de alta pureza, foi escolhido como o material para servir de contato nas amostras de GaAs. Uma máscara de sombra é feita para delimitar a área que os contatos serão depositados. Após a deposição dos contatos de In, as amostras são levadas para um tratamento térmico, para que ocorra a difusão do metal no filme e então diminuir a resistividade elétrica dos contatos (visto com mais detalhes na seção 3.5). Depois do tratamento térmico, são então fixados na amostra, utilizando tinta de prata, pequenos fios elétricos que servirão para fazer as conexões elétricas nos equipamentos de medidas. Com isso, a amostra de GaAs está pronta para as caracterizações elétricas.

O processo de confecção da heterojunção com Al ou Al_2O_3 é muito similar, entretanto temos uma etapa antes da colocação dos contatos de In. Esta etapa inclui a deposição de alumínio sobre o filme de GaAs, para isso deve ser feita uma máscara para a proteção da região onde os contatos de In deverão ser depositados. Com a camada de Al depositada, esta heterojunção é levada para o tratamento que oxidará o alumínio. Após a oxidação do

alumínio, outra máscara deve ser feita agora para proteger a região onde está a camada oxidada, mas uma pequena região sobre esta camada deve ser deixada descoberta para a deposição de In (esta região será o *gate* do dispositivo ou da heterojunção Al/GaAs). Também deve ser deixada descoberta a região para a deposição de In sobre o GaAs. O Esquema da figura 9 ilustra os processos de deposição de contatos tanto nos filme de GaAs quanto nas heterojunções.

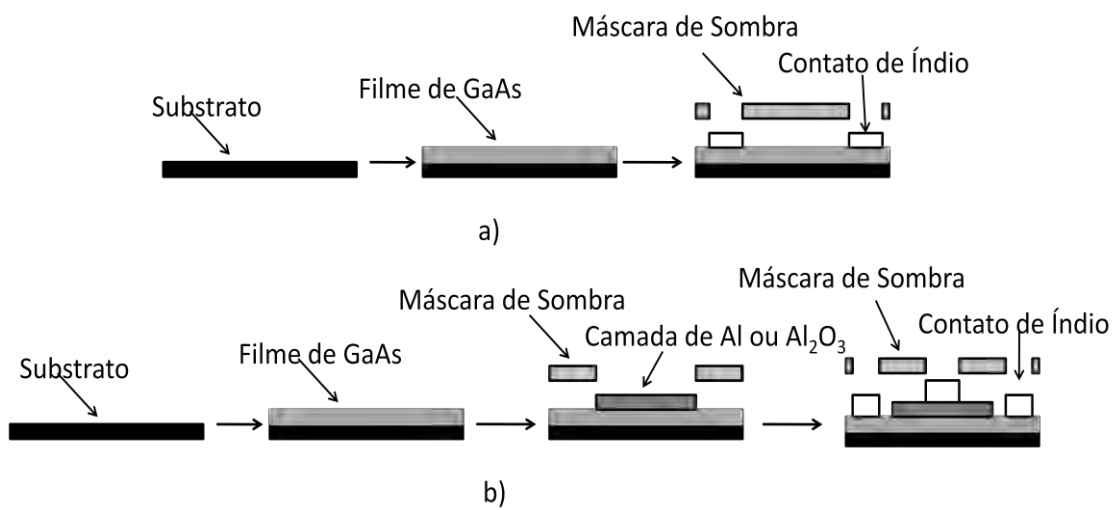


Figura 9 – Etapas da deposição dos contatos, em a) sobre filmes de GaAs e em b) sobre a heterojunção Al₂O₃/GaAs.

3.6 – Dimensões das amostras investigadas.

Na figura 10 está representado um esquema geral para as amostras obtidas e na tabela 2 são apresentados os valores das dimensões de cada uma das amostras estudadas.

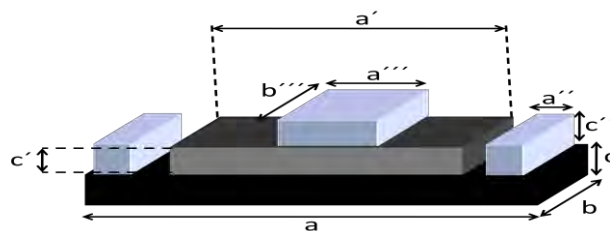


Figura 10 – Diagrama esquemático geral das amostras. As dimensões mostradas são diferentes para cada tipo de amostra e estão sumarizadas na tabela 2.

Tabela 2 – Valores das dimensões das amostras.

Amostra	Dimensões do Filme de GaAs.			Dimensões do Filme de In (contatos).		Dimensões do Filme depositado sobre GaAs.		Dimensões do Gate.	
	a(cm)	b(cm)	c(nm)	a'(cm)	c'(nm)	a''(cm)	c''(nm)	a'''(cm)	b'''(cm)
SP92					268	-	-	-	-
SP93	1,4	1,2	2.400	0,4	459	-	-	-	-
SP94	1,5	1,2	700	0,4	420	-	-	-	-
ER1	2,5	1,0	316	0,6	304	-	-	-	-
ER2	2,5	0,9	316	0,6	304	-	-	-	-
Al/GaAs	2,0	1,2	316	0,4	398	0,7	257	0,4	0,5
Al ₂ O ₃ /GaAs	2,5	1,1	316	0,4	398	1,0	<257	0,5	0,5

3.7 – Tratamento Térmico (TT).

Neste trabalho empregamos dois tipos de TT: um deles mais simples, com a finalidade de melhorar o contato elétrico entre o filme de GaAs e o filme de In (o contato elétrico da amostra) através do processo da difusão. Este tipo é também utilizado nas heterojunções com a mesma função. O outro TT utilizado foi um tratamento em um forno com atmosfera controlada de O₂, com o objetivo de oxidar o Al formando assim o Al₂O₃.

O TT para difusão dos contatos é necessário, pois quando é feita a junção física entre um metal (In) e um semicondutor (GaAs) ocorre a formação do que chamamos de barreira Schottky. A barreira pode na maioria dos casos interferir de modo inconveniente na condução elétrica. Um modo para eliminar este problema é promover a difusão do metal na rede do semicondutor. Com isso ocorre a formação de uma camada altamente dopada próximo da interface e então, o estreitamento da barreira de potencial, ficando a condução elétrica favorecida pelo tunelamento de elétrons através da barreira (Scalvi, 1993). Assim, a condução elétrica na interface metal-semicondutor fica mais bem estabelecida. O TT feito nos filmes de GaAs e nas heterojunções (Al/GaAs e Al₂O₃/GaAs) foram realizados a uma temperatura de 100 °C por uma hora com rampa de aquecimento de 5 °C/min e o resfriamento foi feito de

forma natural até que se atingisse a temperatura ambiente. Este valor de temperatura foi escolhido como uma adaptação a trabalhos anteriores (Ghita, 2005), onde foi utilizado um TT em temperaturas em torno de 400 °C por um minuto. Diminuímos este valor para 100°C, porém aumentamos significativamente o tempo (1 hora) para tentar minimizar o efeito retificador da barreira Schottky sem provocar nenhum dano térmico ao filme de GaAs, pois este não suporta temperaturas muito elevadas na atmosfera ambiente, o que foi verificado experimentalmente. No entanto, não temos garantia de que este tratamento seja efetivo para promover uma boa difusão dos contatos de In na amostra, de modo que ele foi feito para apenas tentar minimizar o efeito retificador, mencionado acima.

O outro TT foi realizado em atmosfera controlada de O₂ nas amostras de Al para sua oxidação. Com a análise do diagrama de fases do sistema alumínio-oxigênio (figura 7), foi possível notar que o alumínio sofre a oxidação em temperaturas próximas de 600 °C. Assim, esse tratamento foi realizado a temperatura de 620 °C por uma hora com rampa de aquecimento e resfriamento de 5 °C por minuto.

Inicialmente seria feito o mesmo tratamento térmico em atmosfera de O₂ na heterojunção Al/GaAs, para que fosse oxidada a camada de Al. Porém, como foi verificado experimentalmente, o filme de GaAs não suporta uma temperatura tão elevada. Outro fator que impossibilita a oxidação da camada de Al nesta heterojunção é que um tratamento térmico em atmosfera de oxigênio causaria a oxidação do filme de GaAs. Este processo de oxidação ocorre pela quebra da ligação Ga-As, onde o oxigênio é quimissorvido pela superfície, e subsequente nucleação dos óxidos de Gálio e Arsênio (Ghandhi, 1994). O processo de crescimento destes óxidos de Gálio e de Arsênio ocorre provavelmente por: a) difusão do oxigênio e b) da difusão de ambos, Gálio e Arsênio, “para fora” através da camada de óxido para a superfície onde eles são convertidos nos seus respectivos óxidos (Murarka,

1975; Gandhi, 1994). Para constatação dessas hipóteses, uma amostra da heterojunção Al/GaAs foi levada ao TT a 400°C por duas horas com taxa de aquecimento e resfriamento de 5°C/min com atmosfera de O₂ de 1atm. Após esse tratamento, foi verificado que o filme de GaAs que antes do TT tinha coloração escura (visto através da lâmina de vidro), após o TT teve sua coloração alterada, ficando amarelada, conforme mostrado na figura 11. Essa mudança é uma boa indicação de que o GaAs deve sofrer as reações químicas descritas acima, durante o TT. Portanto a oxidação da camada de Al sobre o filme de GaAs, pelo processo descrito nesta seção, não seria viável.

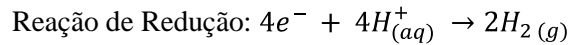
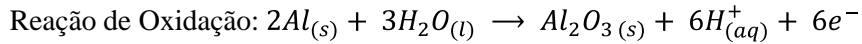


Figura11 – Fotos de heterojunções de Al/GaAs vistas através do substrato de vidro. Do lado esquerdo está uma heterojunção sem TT, e a direita outra heterojunção com o TT em atmosfera de O₂.

3.8 – Anodização do Alumínio (Oxidação Anódica).

Em virtude da impossibilidade da oxidação da camada de alumínio sobre o filme de GaAs, um outro método para a oxidação da camada de alumínio se fez necessário. A anodização é um processo eletroquímico que transforma a superfície do alumínio em óxido de alumínio (Martins,2009). Na superfície de contato entre o alumínio (ânodo) e a solução aquosa e ácida de eletrólitos, ocorre a reação eletroquímica de oxidação, que gera uma

camada de óxido de alumínio. As reações de oxidação e redução que ocorrem no processo são (Timoteo et.al.,2006):



Como cátodo foi utilizado uma folha de cobre. No ânodo é colocado o filme de alumínio ou a heterojunção com a camada a ser oxidada. É utilizada uma solução ácida a 20%, o ácido recomendado para este tipo de experiência é o sulfúrico (H_2SO_4), com uma diferença de potencial de 15V (Martins, 2009; de Melo, 2007). Entretanto quando este procedimento foi realizado várias amostras foram perdidas, provavelmente devido à força ácida da solução e a alta diferença de potencial aplicada. Assim utilizamos uma solução 5% de H_2SO_4 e também a diferença de potencial foi diminuída para 5V. O esquema da figura 12 como as ligações feitas para realizar o processo de anodização.

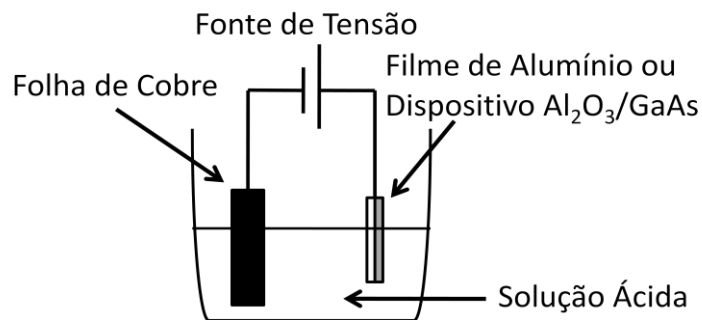


Figura 12 – Esquema da anodização.

4 – Técnicas de Caracterização.

Nesta seção descrevemos as principais técnicas que foram utilizadas no desenvolvimento do trabalho para a caracterização tanto estrutural, como óptica e também elétrica das amostras obtidas.

4.1 - Difração de Raios – X.

A difração de raios-X (DRX) de filmes finos foi importante para verificação das fases cristalinas presentes nos filmes obtidos. Além disso, o DRX foi útil para confirmar a oxidação dos filmes de Al.

4.1.1 - As Direções difratadas dos raios-X .

Os raios-X ao atingirem um material podem ser espalhados, sem perda de energia pelos elétrons de um átomo (dispersão). O feixe de raios-X após a colisão com os elétrons da estrutura eletrônica do material, muda a sua trajetória, mantendo, porém a mesma fase e energia do feixe incidente (figura 13). Se os átomos que geram este espalhamento estiverem arrançados de maneira sistemática, como em uma estrutura cristalina, apresentando entre eles distâncias próximas ao do comprimento de onda incidente, pode-se verificar que as relações de fase entre os espalhamentos tornam-se periódicas, devido à interferência construtiva entre os feixes difratados entre os planos atômicos. Esses efeitos podem ser observados em vários ângulos incidentes.

Cristais consistem em planos de átomos que são separados por uma distância d (Figuras 13 e 14), e que pode envolver muitos planos atômicos, cada um com diferentes espaçamentos. Para distinguir entre estes planos, são introduzidos os índices de Miller. Para a família dos cristais cúbicos, estes formam um sistema ortogonal (Callister, 2002; Askeland, 2003).

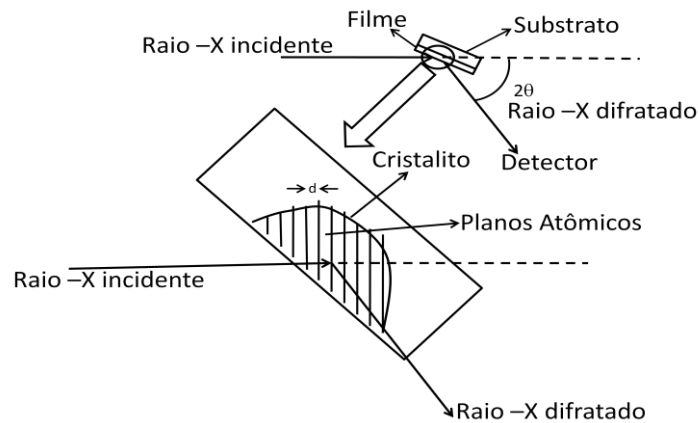


Figura 13 - Características básicas de um experimento típico DRX (adaptado de Brundle et.al., 1992).

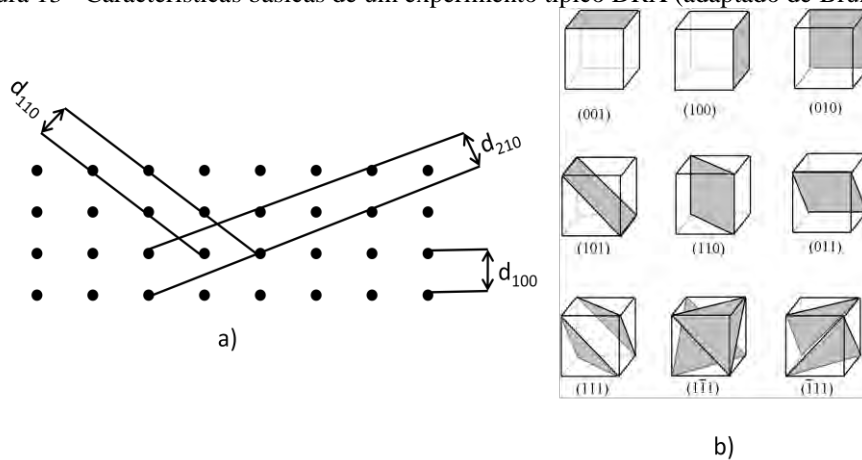


Figura 14 – Vários planos atômicos e seus d-espaçamentos no sistema cúbico simples em a); e índices de Miller dos planos atômicos para uma cristal cúbico simples em b) (adaptado de Askeland,2003).

Quando há interferência construtiva de raios-X, espalhados pelos planos atômicos de um cristal, um pico de difração é observado no difratograma. A condição para interferência construtivas dos planos com espaçamento d_{hkl} é dada pela lei de Bragg (Stout et.al., 1989; Brundle et.al., 1992):

$$n\lambda = 2d_{hkl} \sin\theta \quad (1)$$

onde θ é o ângulo formado entre os planos atômicos e o feixe de raios-X incidente (ângulo de Bragg) (Figura 13). Para a difração ser observada, o detector deve ser posicionado com um ângulo igual a $2\theta_{hkl}$. Para amostras monocristalinas, só existe um tipo de orientação para cada plano (hkl), e assim quando as condições de difração são satisfeitas, ocorre o aparecimento de um máximo de difração no difratograma experimental (Brundle et.al., 1992).

Filmes finos podem ser compostos de cristalitos (pequenas regiões cristalinas), com uma distribuição de orientações. Se essa distribuição é totalmente aleatória, então a difração ocorre a partir de qualquer um dos cristalitos, que com a orientação adequada satisfaz as condições difração. Os raios-X difratados emergem como pequenos feixes em relação ao feixe incidente com um ângulo de abertura $2\theta_{hkl}$, criando um padrão de difração.

A distribuição de orientações que os cristalitos assumem em filmes finos pode variar conforme o método de deposição, podendo ser monocristalino, ou ter uma textura de fibras completa. Entre esses dois possíveis extremos, os filmes podem assumir uma orientação preferencial (textura de fibra incompleta), ou ainda uma distribuição aleatória (sem orientação preferencial). A intensidade dos feixes difratados depende da quantidade de cristalitos orientados em uma mesma direção (Stout et.al., 1989; Brundle et.al., 1992).

O grau de orientação influencia nas propriedades dos filmes que em geral estão ligados a anisotropia de algumas propriedades físicas. Também, a dificuldade de identificar as fases cristalinas presentes nos filmes com múltiplas fases está ligada a orientação que os filmes podem ter.

4.1.2 - Tamanho dos Cristalitos.

O tamanho médio dos cristalitos pode ser estimado pela equação de Scherer (Stout et.al., 1989; Wypych, 1998; Brundle et.al., 1992).

$$\tau = \frac{0,9\lambda}{(B-b)\cos\theta} \quad (2)$$

Onde τ é o tamanho médio dos cristalitos, θ é o ângulo formado entre os planos atômicos e o feixe de raios-X incidente, λ é o comprimento de onda dos raios-X utilizado, B é o alargamento da linha de difração medida a meia altura de sua intensidade máxima para o difratograma da amostra e b é o alargamento da linha de difração medida a meia altura de sua

intensidade máxima de uma amostra padrão. Essa correção tem a finalidade de subtrair qualquer alargamento que o próprio difratômetro pode acrescentar nas medidas.

4.1.3 - Determinação da Orientação preferencial (Textura).

Em filmes policristalinos, o valor da orientação preferencial pode ser estimado por comparação das intensidades. O coeficiente de textura pode ser utilizado para a determinação da orientação preferencial e é definido pela equação (3) (Ramgir et.al., 2006; Martel et.al.,2007).

$$CT = \frac{\left(\frac{I_{hkl}}{i_{hkl}}\right)}{\left(\frac{1}{N}\right)\sum\left(\frac{I_{hkl}}{i_{hkl}}\right)} \quad (3)$$

Onde I_{hkl} é a intensidade medida, i_{hkl} é intensidade de um padrão, N é o número de picos que a amostra apresenta.

CT deve ser calculado para todas as orientações que a amostra apresenta. Devido a forma como CT é definido, este pode assumir valores entre $0 < CT \leq N$. Portanto, o máximo valor que CT pode apresentar é igual a N . Assim podemos ter três situações possíveis: 1) o CT é muito próximo de N , indicando uma orientação altamente texturizada. 2) O CT é próximo de zero, indicando orientações muito pouco texturizadas. 3) O valor total que CT pode assumir fica distribuído para todas as orientações presentes no difratograma, indicando que a amostra deve possuir uma orientação aleatória de crescimento (Ramgir et.al., 2006; Martel et.al.,2007).

O difratômetro de raios-X utilizado foi um difratômetro Rigaku modelo D/MAX – 2100/PC equipado com uma fonte de radiação de Cu ($K\alpha = 1,5405 \text{ \AA}$) e um filtro de Ni para remover a radiação referente a linha $K\beta$ do cobre. Este aparelho está instalado na Central de Laboratórios da Faculdade de Ciências na Unesp campus de Bauru.

4.2 – Caracterização Óptica.

A caracterização óptica tem por finalidade determinar as características ópticas, incluindo a absorção óptica, que o material pode apresentar. Definimos como absorção óptica a perda de intensidade que uma determinada radiação eletromagnética tem quando esta atravessa algum meio material. Alguns materiais começam a apresentar transições eletrônicas, devido a absorção óptica, já na região do infravermelho. Porém, estas transições são mais comuns na região do espectro visível e do ultravioleta. GaAs possui um *gap* de 1,43eV, o que representa uma absorção na região do infravermelho próximo (Ghandhi, 1994). A absorção está relacionada com a espessura da amostra, o que pode ser verificado através da equação (Askeland, 2003):

$$I_T = I_0 \cdot e^{-\alpha \cdot d} \quad (4)$$

onde I_T é a intensidade do feixe transmitida, I_0 é a intensidade do feixe incidente, d é a espessura da amostra e α é o coeficiente de absorção óptica.

O coeficiente de absorção óptica pode ser estimado através da equação (Pankove,1971; Terrier, 1997, Babu 2009):

$$\alpha = \frac{2,3026 \cdot \log\left(\frac{1}{T_v}\right)}{d} \quad (5)$$

onde T_v é a transmitância da amostra na frequência ν .

Existe uma relação (equação (6)) na qual é possível estimar o *gap* de materiais semicondutores a partir do coeficiente de absorção óptica, deste que este material apresente transições eletrônicas referentes à borda fundamental de absorção (Pankove, 1971; Terrier, 1997; Babu, 2009).

$$(\alpha \cdot h \cdot \nu)^{2/y} = D \cdot (h \cdot \nu - E_g) \quad (6)$$

onde h é a constante de Planck, ν é a frequência da radiação incidente na amostra, D é uma constante de proporcionalidade (Pankove, 1971) e y assume valores diferentes para transições diretas ($y=1$) e para transições indiretas ($y=4$). Quando os filmes são predominantemente amorfos pode-se utilizar $y=4$ (*gap* de Tauc) para um melhor ajuste na estimativa do gap das amostras. (Kim, 1999).

4.2.1 – Espectroscopia na Região do Infravermelho.

Um gráfico da razão entre intensidade transmitida e incidente em função do número de ondas ou comprimento de onda que corresponde à região do infravermelho é o que denominamos espectro de infravermelho.

O espectro de infravermelho é comumente graficado em um dos três formatos: como transmitância, refletância, ou absorbância. Se uma medida é feita medindo a fração de luz transmitida através da amostra, esta relação é definida como (Wilson et.al., 1995; Brundle et.al., 1992).

$$T_\nu = \left(\frac{I_t}{I_0} \right)_\nu \quad (7)$$

onde T_ν é a transmitância da amostra na frequência ν , e I_t é a intensidade de luz transmitida.

Do mesmo modo, se é uma medição da luz refletida a partir da superfície da amostra, então, a razão R_ν é feita da seguinte forma: substituindo I_t pela intensidade de luz refletida I_r na equação (7). O terceiro formato, absorbância, está relacionado com a transmissão pela Lei Beer-Lambert (Brundle et.al., 1992):

$$A_\nu = -\text{Log}(T_\nu) \quad (8)$$

No espectro de infravermelho por transformada de Fourier (FTIR) todas as frequências são emitidas pelo interferômetro que seguiram o mesmo caminho óptico, mas diferem no tempo em que são emitidas. Assim, estes sistemas são referidos como dispersão temporal. Os

dados de saída intensidade-tempo do interferômetro são submetidos a uma transformada de Fourier para que possam ser convertidos em unidades mais familiares do espectro de infravermelho (intensidade, número de ondas) (Bueno, 1989; Brundle et.al., 1992).

4.2.2 – Cálculo da Espessura de Filmes Finos.

Para que se possa fazer este tipo de cálculo é necessário que o espectro de transmitância dos filmes apresente franjas de interferência. Este tipo de fenômeno ocorre devido à interferência óptica da luz entre as interfaces ar-filme e filme-substrato (Maia, 2006), que traduz na forma de franjas de interferência. Estas franjas são um indicativo de que o filme possui um bom grau de homogeneidade na sua espessura (Maia, 2006).

Quando existe regularidade na periodicidade dos máximos e mínimos das franjas de interferência podemos através das equações 9, 10 e 11 estimar a espessura do filme (Manifacier et.al., 1976; Maia, 2006).

$$n_f = \left[J + (J^2 - n_s^2)^{1/2} \right]^{1/2} \quad (9)$$

e

$$J = \frac{1}{2}(n_0^2 + n_s^2) + 2n_0n_s \frac{(T_{max} - T_{min})}{T_{max}T_{min}} \quad (10)$$

onde n_f é o índice de refração do filme, n_0 é o índice de refração do meio do qual a radiação infravermelha provém ao penetra no filme, em nosso caso é o ar, portanto $n_0 = 1$. A variável n_s é o índice de refração do substrato.

O valor da espessura é dado pela equação (11).

$$d = \frac{S\lambda_1\lambda_2}{2(n_f(\lambda_1)\lambda_2 - n_f(\lambda_2)\lambda_1)} \quad (11)$$

onde S é o número de oscilações entre dois máximos ou dois mínimos não adjacentes. Para dois máximos ou dois mínimos adjacentes $S = 1$, assim os valores de $n_f(\lambda_1)$ e $n_f(\lambda_2)$ são os índices de refração para os dois máximos ou mínimos escolhidos (adjacentes ou não) em λ_1 e λ_2 . O espectrofotômetro utilizado para as análises infravermelho é um espectrofotômetro Nicolet, modelo Magna-IR 760 Spectrometer E.S.P., que está atualmente instalado no

Laboratório de Catálise e Eletrocatalise na Unesp, campus de Bauru, sob responsabilidade do Prof. Dr. Antonio Carlos Dias Ângelo. As medias de absorção óptica na região do Uv-visível foram realizadas em um espectrofotômetro Cary 1G, marca Varian, o qual está sob responsabilidade da prof^a. Dr^a.Lígia de Oliveira Ruggiero.

4.3 - Medidas de Resistência em função da Temperatura (R x T).

Nesta medida originalmente são obtidos valores de resistência para várias temperaturas. A medida é feita resfriando a amostra até uma temperatura de 20K. A seguir a taxa de aquecimento é fixada em 3K/min e a amostra fica submetida a uma tensão de 1V. Com os dados e resistência é possível obter a resistividade do material depositado, que é uma forma mais apropriada de estudar o mesmo. A resistividade pode ser obtida através da equação:

$$\rho = \frac{R.A}{l} \quad (12)$$

onde ρ é a resistividade do material que compõe a amostra, R é a resistência da amostra em uma determinada temperatura, A é a área da seção transversal de condução (formada entre a espessura e a largura da amostra), l é a distância entre os contatos elétricos da amostra. Essas dimensões para cada filme investigado estão descritas na tabela e da seção 3.6.

Com o aumento da temperatura os elétrons absorvem energia térmica suficiente para quebrar a ligação covalente, contribuindo para o aumento de portadores livres (elétrons e buracos) na rede do semicondutor. Ou seja, estes elétrons são levados da banda de valência para a banda de condução, logo a resistividade do material diminui conforme a temperatura se eleva. Este é o comportamento esperado para as amostras de GaAs e as heterojunções na ligação c-d (fonte-dreno). Ainda nas heterojunções, para o Al/GaAs, na ligação b-c (fonte-gate) é esperada uma resistência muito inferior a encontrada na outra ligação, devido a

estrutura da heterojunção. Já para o dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$, na ligação b-c (fonte-*gate*) é esperado uma resistência superior, em função da camada de alumina.

Através desta medida é possível determinar a Energia de Ativação de níveis de energia de estados localizados (defeitos) presentes na amostra. Esta energia corresponde a níveis de energia permitidos no interior do *gap* do material, decorrente do surgimento de defeitos na constituição da amostra. Podemos obter o valor da energia de ativação a partir da equação abaixo (Scalvi,1991):

$$\ln\left(\frac{1}{q.R}\right) = \ln(K_c \cdot \mu \cdot N_c) - \frac{E_a}{k_b \cdot T} \quad (13)$$

onde q é carga do elétron, R é a resistência da amostra, K_c é uma constante que depende de fatores geométricos, μ é a mobilidade (que é considerada constante para pequenas variações de temperatura), N_c é a densidade de estados, E_a é a energia de ativação, k_b é a constante de Boltzmann e T é a temperatura.

Quando fazemos o gráfico de $\ln(1/qR)$ em função $1/T$ é esperado que este gráfico seja uma reta. O coeficiente angular desta curva fornece a energia de ativação para ionização do defeito para uma determinada região de temperatura, o que pode ser verificado na equação (13). Quanto menor o número de defeitos, mais linear é o gráfico, com regiões bem definidas da ionização destes defeitos. Já para amostras com maior quantidade de defeitos, a curva tornasse claramente não linear como consequência das diversas energias de ionização dos defeitos presentes (gráfico se aproxima ao de uma hipérbole).

Os equipamentos usados nesta medida e nas demais medidas de caracterização elétrica são mostrados na figura 15, sendo listados na tabela 3.

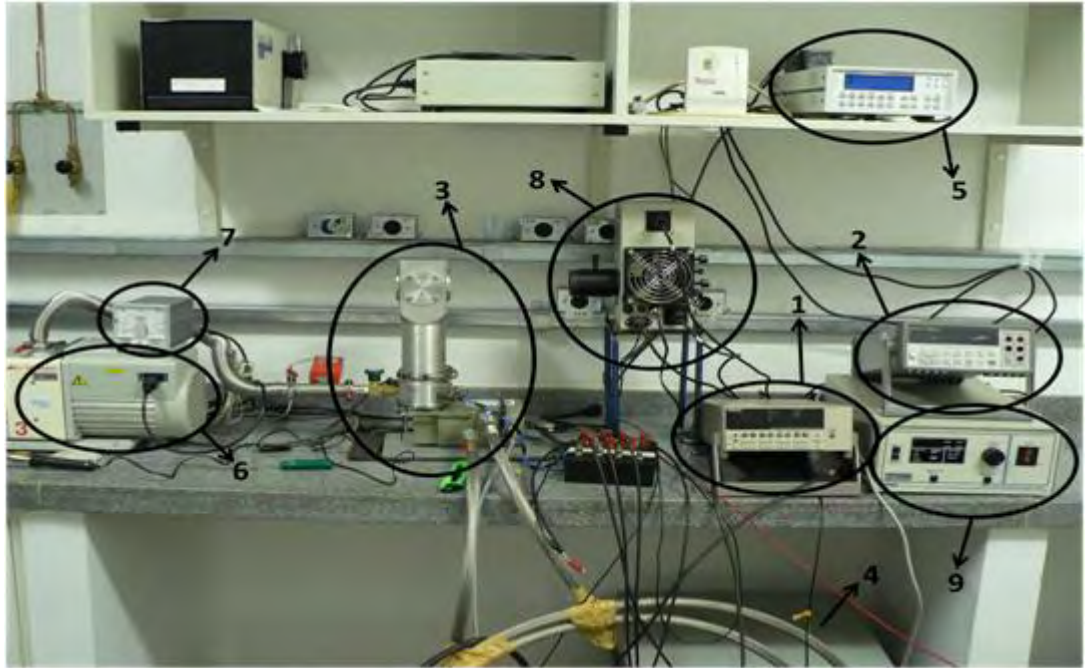


Figura 15 – Equipamentos usados nas medidas elétricas. A identificação dos números está na tabela 3.

Tabela 3 – Especificação de Equipamentos usados na caracterização elétrica.

Equipamento		Especificações	Equipamento		Especificações
1	Eletrômetro	Marca: KEITHLEY. Modelo: 6517a.	6	Bomba de Vácuo	Marca: EDWARDS. Modelo: RV3. Tipo: Mecânica Volumétrica.
2	Multímetro	Marca: Agilent. Modelo: 34401A.	7	Medidor de Pressão	Marca: BOC EDWARDS Modelo: D39560000
3	Criostato	Marca: CTI - CRYOGENICS Modelo: 22C/350C	8	Fonte de Luz	Marca: ORIEL Instruments Modelo: 66182
4	Compressor de He	Marca: CTI - CRYOGENICS Modelo: 8200	9	Fonte de Potência (Luz)	Marca: ORIEL Instruments Modelo: 68831 Máxima Potência Fornecida: 300W
5	Controlador de Temperatura	Marca: Lake Shore Modelo: 331	-	-	-

Para as medidas de caracterização elétrica nos filmes de GaAs e nas heterojunções, no interior do criostato foram realizadas as ligações mostradas no esquema da figura 16.

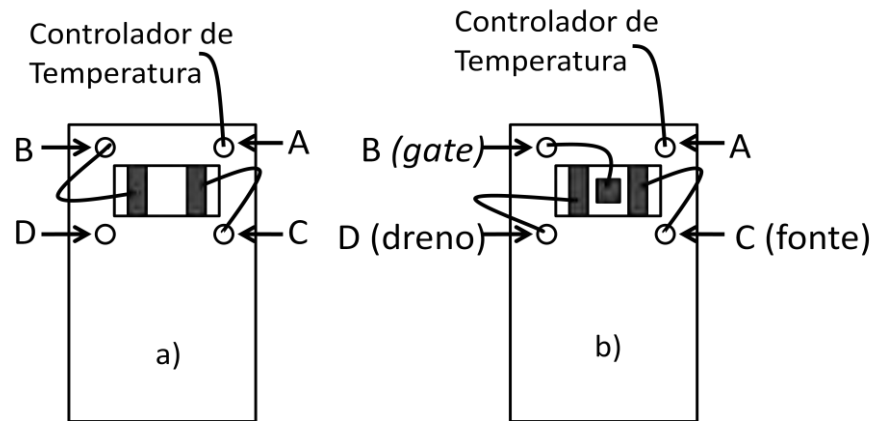


Figura 16 – Esquema das ligações no interior do Criostato. Em a) ligações para os filmes de GaAs e em b) esquema de ligações para as heterojunções.

4.4 - Medidas de caracterização elétrica Foto-Induzidas.

Como visto anteriormente, semicondutores de *gap* direto apresentam propriedades ópticas. Assim verificar se o filmes de GaAs e as heterojunções depositados por evaporação resistiva apresentam tais propriedades, pode ser útil para aplicações futuras dos mesmos.

Neste experimento, a luz proveniente de uma fonte de luminosa é incidida diretamente na amostra e avalia-se a corrente em função do tempo de exposição da amostra na luz na temperatura ambiente. A medida é realizada com a amostra sob uma tensão fixa de 1V durante todo o tempo de medida. Durante os cinco primeiros minutos a amostra fica no escuro, nos cinco minutos seguintes ela fica exposta a luz e nos cinco minutos finais ela volta a ficar no escuro. Se a amostra tiver uma absorção óptica um aumento na corrente deverá ser observado nos minutos em que ela ficará exposta à luz.

Semicondutores têm um aumento de sua condutividade com o aumento da temperatura (visto na seção anterior 4.5), por isso é fundamental monitorar a temperatura, para sabermos se um possível aumento na corrente é devido a uma absorção óptica ou se isso é devido a um aumento na temperatura da amostra.

Também foi realizado um experimento no qual luz monocromática era incidida na amostra. A mesma luz branca utilizada na medida descrita acima passa por um

monocromador, onde os comprimentos de onda são selecionados. Porém, neste experimento não foram obtidos sinais mensuráveis. Atribuímos este fato a baixa intensidade de luz que o monocromador deixava passar e incidia na amostra. Neste experimento a fonte de luz foi posicionada a 50cm da amostra no interior do criostato e uma lente convergente é posicionada a de tal forma a se obter uma melhor convergência dos feixes luminosos sobre a amostra.

4.5 - Medidas de Corrente-Voltagem em várias temperaturas ($I \times V$).

Medidas de $I \times V$ em várias temperaturas são usadas para a verificação do comportamento das amostras quando elas são submetidas a uma variação da tensão aplicada. Quando corrente varia linearmente com a variação da tensão, dizemos que o comportamento do contato é ôhmico. Conhecer como é o comportamento das amostras produzidas é importante para aplicações futuras em dispositivos eletrônicos.

Para esta medida, um arranjo similar ao feito na medida de resistência em função da temperatura é feito, porém neste caso um dos terminais é ligado ao pólo positivo da fonte de tensão do eletrômetro e o outro terminal é aterrado. Assim como no caso da medida de $R \times T$, para as heterojunções são avaliados os dois tipos de ligação, b-c (*fonte-gate*) e c-d (*fonte-dreno*).

5 – Resultados.

Nesta seção, trazemos os resultados das medidas realizadas nas amostras obtidas durante a execução deste projeto, discutidas dentro dos parâmetros abordados nas seções anteriores.

5.1 – Caracterização Estrutural.

A caracterização estrutural envolveu medidas de difração de raios-X e medidas de microscopia que permitiram a obtenção de informações sobre a estrutura do material, depositado na forma de filme fino por dois métodos diferentes (evaporação resistiva e *sputtering*). A difração de raios-X foi útil para a confirmação que o material evaporado não sofreu nenhum tipo de contaminação indesejável (no caso de GaAs e de Al). Além disso, esta caracterização é um dos pontos mais importantes para o trabalho, para confirmar se as amostras de alumínio foram oxidadas com sucesso. Nos difratogramas apresentados nesta seção o intervalo de varredura 2θ foi de 20° a 80° , com passo de $0,02^\circ$ e velocidade de $1^\circ/\text{min}$.

A microscopia foi de grande utilidade para se ter informações sobre a morfologia dos filmes obtidos. As imagens foram obtidas com aumento de 500x e 1000x da superfície da heterojunção $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$. Duas regiões foram analisadas, sendo uma região aonde apenas é visível o filme de alumina e uma outra região em que é visível a interface dos filmes.

5.1.1 – Difração de Raios-X.

Filmes Finos de GaAs.

Os difratogramas das amostras produzidas por *Sputtering* (série SP) são apresentados na figura 17. As amostras da série SP foram depositadas com diferentes valores de potência do sistema de ionização (que está correlacionado com a taxa de deposição dos filmes, quanto maior a potência aplicada maior a taxa de deposição): SP92 com 180W, SP93 com 90W e SP94 com 30W. Podemos notar que as amostras SP92 e SP93 que tiveram sua deposição com valores mais altos de potência, o que levou a um melhor ordenamento estrutural do que a

amostra SP94 que foi depositada a uma potencia de 30W, como podemos verificar em seus respectivos difratogramas.

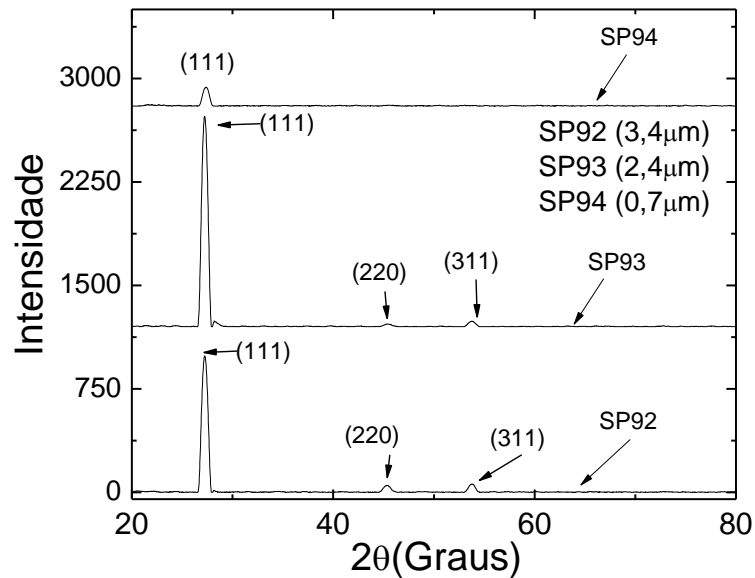


Figura 17 - Difratograma para as amostras produzidas por Sputtering.

A orientação preferencial pode ser avaliada efetuando-se o cálculo do coeficiente de textura (Martel et.al., 2007) para cada direção encontrada nos difratogramas. Os valores dos coeficientes de textura são apresentados na tabela 4. O tamanho dos cristalitos (Stout et.al., 1989) também é apresentado na tabela 4, para todas as direções observadas nos difratogramas da série SP. Os tamanhos dos cristalitos são muito próximos uns dos outros para todas as direções em que foram estimados, apresentando um valor médio de 15,2nm. Na tabela 4 também é apresentada a espessura das amostras da série SP. A posição das amostras onde o feixe de raios-X incide, pode influenciar no resultado final, porém novas medidas não foram reproduzidas aqui pelo fato das amostras cujos difratogramas são mostrados na figura 17, possuírem agora contatos de In, o que ocasionaria o aparecimento de picos In. No entanto, os difratogramas feitos antes da colocação dos contatos mostrados na figura 17, são bastante representativos do comportamento geral desses filmes.

Tabela 4 – Tamanho do Cristalito, Coeficiente de Textura e espessura para as amostra de GaAs depositadas por *Sputtering*.

Amostra	Tamanho do Cristalito (nm) (Direção)	Coeficiente de Textura (Direção)	Espessura da Amostra (μm)
SP92	14,6 (111)	2,7 (111)	3,4
	16,6 (220)	0,1 (220)	
	14,8 (311)	0,1 (311)	
SP93	15,7 (111)	2,9 (111)	2,4
	14,8 (220)	0,1 (220)	
	15,4 (311)	0,1 (311)	
SP94	14,6 (111)	1,0 (111)	0,7

As amostras SP92 e SP93 apresentam uma textura na forma de fibras (Brundle et.al., 1992), pois o seu coeficiente de textura está muito próximo do valor N (número de picos de difração) na direção (111), ou seja, estes planos cristalinos estão orientados nesta direção com grande uniformidade (Brundle et.al., 1992; Pereira et.al., 2003). Já para a amostra SP94, que apresenta um único pico de difração, isto implica que o valor do coeficiente de textura seja 1 (μm) (Brundle et.al., 1992; Ramgir et.al., 2006).

Na figura 18 são apresentados os difratogramas de duas amostras produzidas por Evaporação Resistiva.

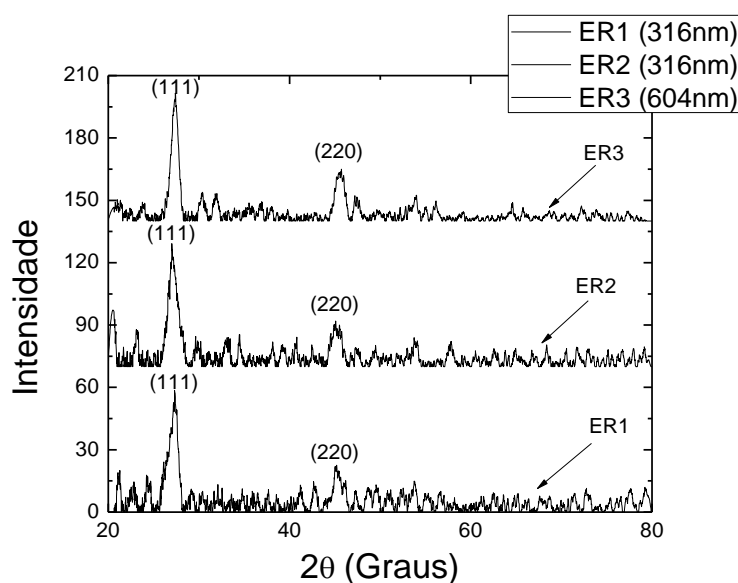


Figura 18 - Difratograma para as amostras de GaAs produzidas por Evaporação Resistiva. No quadro superior estão mostradas as respectivas espessuras.

Para as amostras da série ER (figura 18), nota-se que as intensidades dos picos no difratograma (principalmente o pico referente à direção (111)) são bem menos intensos e menos definidos do que os picos obtidos das amostras obtidas por *Sputtering*. A tabela 5 traz resultados de tamanho do cristalito, que tiveram um valor médio de 10,8nm. O coeficiente de textura e a espessura das amostras da série ER também são mostrados na tabela 5. A orientação preferencial de crescimento (analisada pelo coeficiente de textura (Ramgir et.al., 2006; Martel et.al., 2007)) para estas amostras não revelou nenhuma orientação preferencial bem definida uma vez que os resultados ficaram muito próximos da unidade (Ramgir et.al., 2006), indicando que os filmes não possuem uma textura de fibras completa (Brundle et.al., 1992).

Tabela 5 - Tamanho do cristalito, coeficiente de textura e espessura para as amostras de GaAs depositadas por Evaporação Resistiva.

Amostra	Tamanho do Cristalito (nm) (Direção)	Coefficiente de Textura (Direção)	Espessura da Amostra (nm)
ER1	9,3 (111)	1,6 (111)	316
	6,4 (220)	0,4 (220)	
ER2	8,9 (111)	1,7 (111)	316
	8,9 (220)	0,3 (220)	
ER3	10,2 (111)	1,8 (111)	604
	7,9 (220)	0,2 (200)	

É possível notar a partir das tabelas 4 e 5 que o tamanho do cristalito é menor para as amostras depositadas por evaporação resistiva do que para as amostras feitas por *sputtering*. O coeficiente de textura mostrou que as amostras SP92 e SP93 são amostras com uma orientação preferencial melhor definida (Brundle et.al., 1992.; Ramgir et.al., 2006) em relação às demais amostras, apesar das amostras da série ER não terem um coeficiente de textura bem definido. O valor deste coeficiente é ligeiramente maior para a direção (111), porém não podemos afirmar que esta direção é a orientação preferencial de crescimento do filmes, pois o coeficiente de textura da direção (311) está muito próximo do coeficiente da direção (111).

Outro aspecto digno de nota é que intensidade dos raios-X difratados é muito diferente em ambos os casos, sendo os picos nos difratogramas das amostras da série SP muito mais intensos e bem definidos do que os picos da série ER. Esta diferença entre intensidade dos picos está provavelmente associada com a melhor orientação dos planos cristalográficos das amostras da série SP. Ainda sobre as intensidades das amostras da série ER, podemos notar que a espessura do filme não influenciou nas intensidades dos picos de difração. Todas as amostras foram comparadas com o padrão JCPDF para GaAs (ficha número 89-2706) para a comprovação da presença deste composto nos filmes, não sendo observada a presença de possíveis contaminantes ou de possíveis regiões cristalinas que correspondam a compostos de Ga ou As separadamente.

Com os resultados de difração de raios-X percebemos que os filmes crescidos por evaporação resistiva crescem de forma aleatória, não se notando o crescimento de nenhuma orientação preferencial bem definida. Este aspecto já era esperado devido ao modo com o filme cresce no substrato no método de Evaporação Resistiva. O vapor de GaAs chega ao substrato onde o filme é formado de modo aleatório, e assim em regiões diferentes do substrato, o filme cresce com orientações diferentes. Logo não há uma orientação preferencial de crescimento do filme. Como o filme não possui nenhuma orientação preferencial, não deve possuir também um bom ordenamento estrutural, levando a muitos defeitos em sua rede.

Filmes Finos de Al.

Os difratogramas para filmes finos de alumínio (série Al) depositados por evaporação resistiva estão apresentados na figura 19.

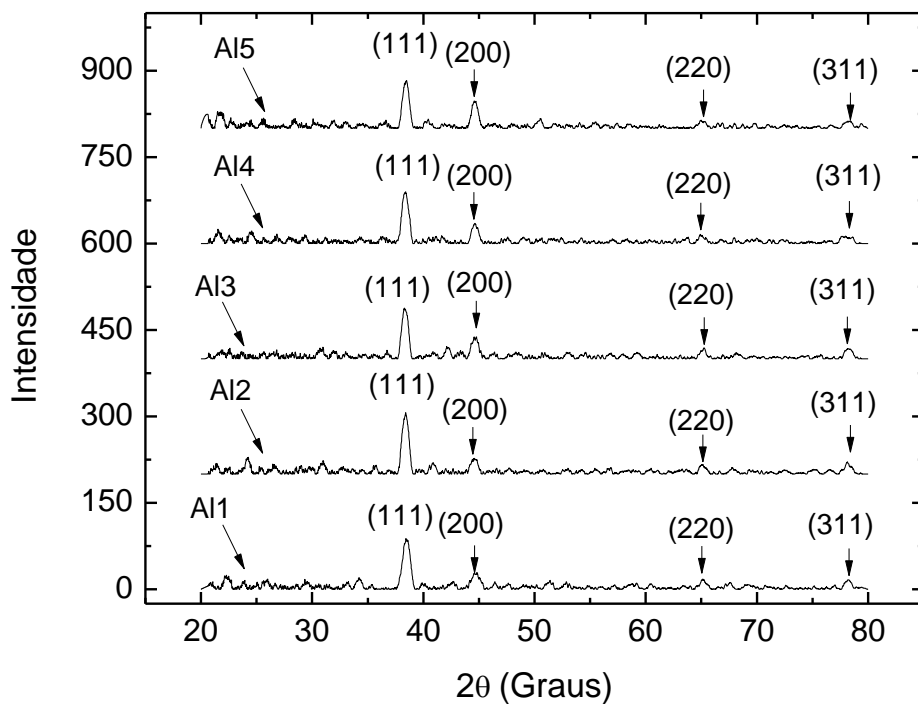


Figura 19 - Difratogramas de filmes finos de Alumínio produzidos por Evaporação resistiva.

A tabela 6 traz o cálculo do tamanho do cristalito e o coeficiente de textura, bem como a espessura dos filmes de alumínio.

A ficha do padrão JCPDF número 89-2769 corresponde ao padrão do alumínio e através desta ficha foi verificada a presença de alumínio nos filmes da serie Al.

Tabela 6 - Cálculo do tamanho do cristalito, coeficiente de textura e espessura dos filmes de Alumínio.

Amostra	Tamanho do Cristalito (nm)(Direção)	Coeficiente de Textura (Direção)	Espessura da Amostra (nm)
Al1	16,2 (111)	1,2 (111)	124,6
	13,9 (200)	0,8 (200)	
	19,6 (220)	1,1 (220)	
	24,4 (311)	0,9 (311)	
Al2	19,1 (111)	1,3 (111)	83,9
	18,7 (200)	0,7 (200)	
	26,2 (220)	0,9 (220)	
	20,5 (311)	1,1 (311)	
Al3	20,0 (111)	1,1 (111)	83,9
	17,9 (200)	1,0 (200)	
	33,7 (220)	1,1 (220)	
	19,7 (311)	0,9 (311)	
Al4	16,2 (111)	1,2 (111)	257,3
	19,5 (200)	1,0 (200)	
	26,2 (220)	1,0 (220)	
	10,4 (311)	0,7 (311)	
Al5	19,1 (111)	1,1 (111)	257,3
	23,8 (200)	1,3 (200)	
	21,4 (220)	0,8 (220)	
	17,6 (311)	0,7 (311)	
Valores médios	18,1 (111)	1,2 (111)	-
	18,8 (200)	0,9 (200)	
	25,4 (220)	1,0 (220)	
	17,5 (311)	0,9 (331)	

Pelos resultados apresentados na tabela 6, notamos que apesar de termos filmes com espessuras diferentes, o tamanho do cristalito não foi afetado, mantendo a mesma distribuição de intensidades para todas as amostras e um tamanho médio geral de 23,5nm. No cálculo do coeficiente de textura, similar aos resultados das amostras da série ER (GaAs, depositado pelo mesmo método) esses valores ficaram próximos do valor 1 (um) (Ramgir et.al., 2006). Assim podemos afirmar que as amostras da série Al também não apresentam uma textura de fibras bem definida (Brundle et.al., 1992). De modo geral, a orientação preferencial, adotando como aquela direção que possui o maior coeficiente de textura, foi a direção (111). Somente a

amostra A15 teve como direção preferencial a direção (200), mas não podemos ignorar o fato que os coeficientes de textura destas amostras estão muito próximos uns dos outros e com isso não é possível precisar qual é a real orientação preferencial.

Para a investigação que se segue, os filmes foram utilizados da seguinte forma: A13 foi escolhido de forma aleatória e foi então separado para a realização de tratamento térmico. As demais amostras foram utilizadas para realizar e aperfeiçoar o processo de anodização, sendo que esses filmes foram divididos em vários pedaços.

Amostras Tratadas Termicamente.

Após o tratamento térmico em atmosfera de O_2 (descrito na seção 3.5), a amostra A13 foi levada novamente para o difratômetro de raios-X para uma nova análise estrutural e verificação da possível oxidação. O difratograma obtido é mostrado na figura 20.

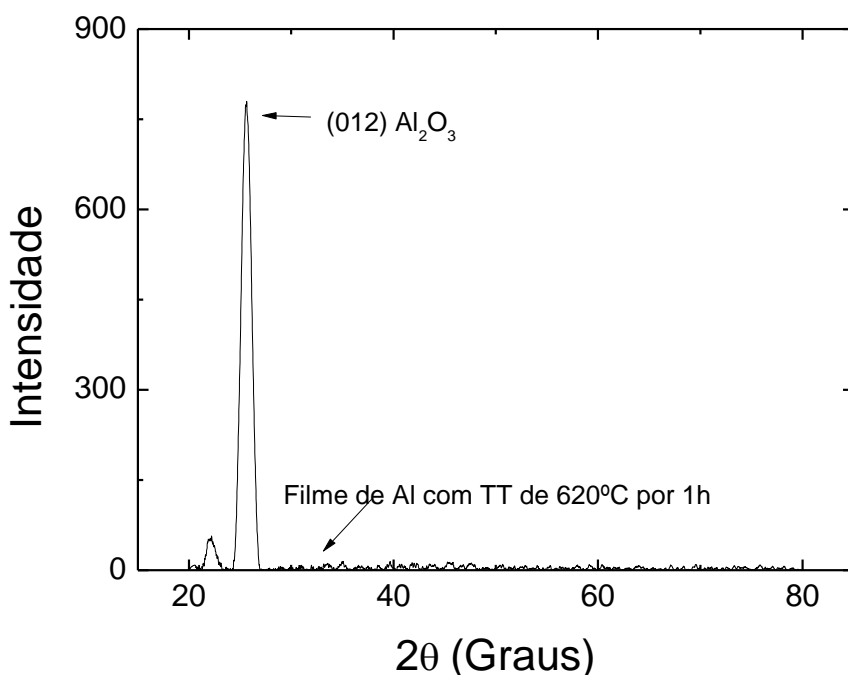


Figura 20 - Difratograma da amostra A13 após TT 620°C por uma hora em atmosfera de O_2 com pressão 1atm.

A direção mostrada no difratograma (012) corresponde ao ângulo 2θ de $25,64^\circ$ o qual confere com o padrão JCPDF (ficha nº 89-3072), indicando que o filme foi oxidado formando Al_2O_3 . Também quando comparamos este difratograma com o seu difratograma antes do

tratamento térmico notamos que todos os picos acima de 30° não estão mais presentes. O tamanho do cristalito avaliado para a direção (012), com o auxílio da figura 20 foi de 8,3nm. Na tabela 7, que será apresentada mais a frente, é mostrado um comparativo dos resultados obtidos desta amostra com as demais, onde é possível notar que o tamanho do cristalito apresenta valores próximos aos das demais amostras oxidadas.

Amostras Anodizadas.

Os testes realizados preliminarmente com solução de H_2SO_4 20% e uma tensão de 15V (Martins, 2009) mostraram-se muito fortes e como resultado disso alguns filmes foram arrancados dos substratos, como já foi mencionado na seção 3.6. A figura 21 traz uma foto dos filmes que passaram por este experimento inicial. Entretanto duas amostras (a direita da figura 21) foram observadas no microscópio óptico por apresentarem uma forma diferente das outras. Na região do filme que ficou localizado na interface ar-solução havia aparecido uma faixa após a anodização. Quando observado no microscópio óptico, foi possível notar que havia um filme depositado nesta faixa. Então, foi realizada a anodização com uma solução de H_2SO_4 5% e uma tensão de 5V. Neste experimento foram obtidas amostras com um aspecto muito melhor do que as amostras do experimento anterior. As amostras A11 e A12 tiveram um tempo de anodização de 15 segundos. A A14 teve um tempo de anodização um pouco maior (20 segundos), o que resultou no desprendimento de uma parte do filme do substrato. E por fim a amostra A15 teve um tempo de anodização menor, 10s. A figura 22 traz uma foto destas amostras. O difratograma de raios-X, figura 23, mostra que os filmes foram oxidados com sucesso.

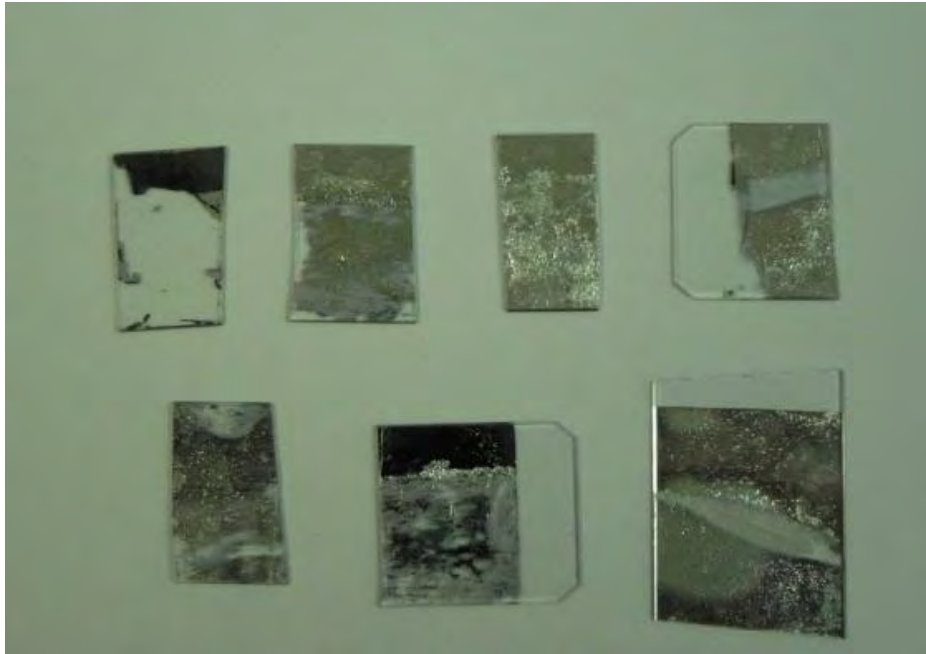


Figura 21 – Primeiras amostras anodizadas com a solução de H_2SO_4 20% e tensão de 15V. A direita da foto pode ser notada duas amostras que tiveram uma divisão na interface solução-ar.

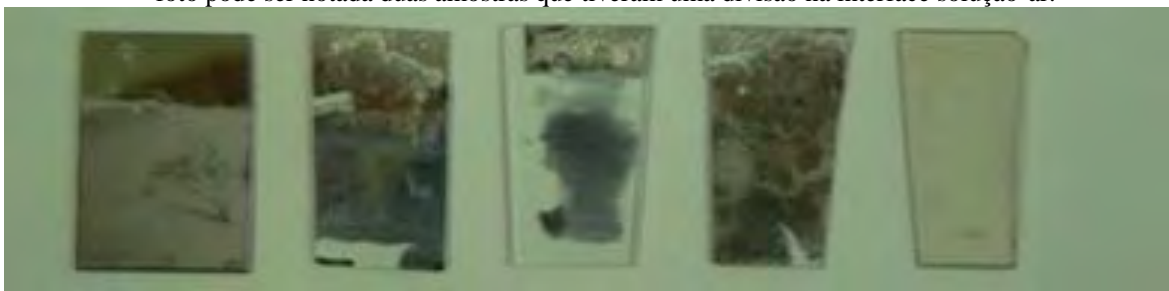


Figura 22 – Amostras da série Al anodizadas e tratadas termicamente. Da esquerda para a direita, amostra A11 (15 segundos de anodização), A12 (15 segundos de anodização), A14 (20 segundos de anodização), A15 (20 segundos de anodização) e A13 (tratamento térmico).

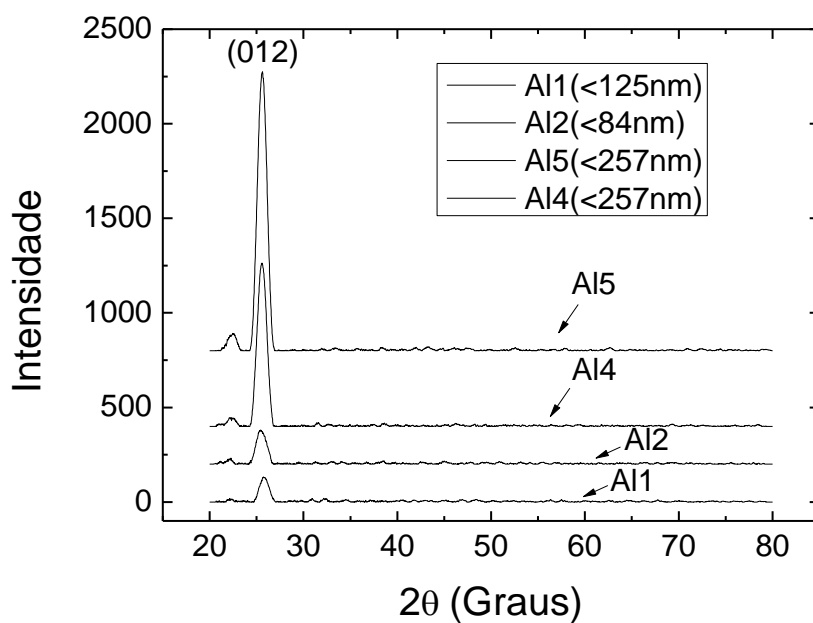


Figura 23 – Difratoograma das amostras da série Al tratadas por anodização. O sinal "<" indica que os filmes possuem espessura menor que o valor indicado.

Assim como no difratograma da amostra A13, a direção mais evidente é a (012), que também está de acordo com o padrão JCPDF (ficha nº 89-3072). A tabela 7 traz o cálculo do tamanho do cristalito e do coeficiente de textura das amostras da série Al após a sua oxidação.

Tabela 7 - Tamanho do Cristalito e Coeficiente de Textura das amostras da série Al após a sua oxidação.

Amostra	Espessura antes dos tratamentos (nm)	Tamanho do Cristalito (nm) (Direção)	Coeficiente de Textura (Direção)
A11	125	8,7 (012)	1 (012)
A12	84	7,8 (012)	1 (012)
A13	84	8,3 (012)	1 (012)
A14	257	8,7 (012)	1 (012)
A15	257	8,7 (012)	1 (012)

As amostras A11 e A12 eram mais finas (124,6nm e 83,9nm respectivamente) que as amostras A14 e A15 (ambas com 257,3nm) antes da anodização. Com a anodização, esperamos que a espessura dos filmes seja menor do que a espessura antes da anodização. Assim o fato dos picos de difração das amostras A11 e A12 após a anodização, serem menos intensos do que as amostras A14 e A15, pode estar ligado com as suas respectivas espessuras, uma vez que quando os filmes são muito finos a difração de raios-X pode ficar comprometida pelo próprio método de medição utilizado. O método utilizado foi o de ângulo rasante, neste método há pouca penetração dos raios-X na amostra. A interação dos raios-X ocorre somente nas camadas superficiais do filme. Entretanto quando o filme é muito fino mesmo com este método, próprio para filmes finos, uma parte do feixe de raios-X pode alcançar o substrato e comprometer a medida.

O tamanho dos cristalitos não teve muitas oscilações tendo um valor médio de 8,4nm e como somente obtivemos um pico de difração de raios-X o coeficiente de textura mostra que o filme aparentemente apresenta texturização e que a orientação preferencial é a direção (012).

Com o resultado positivo no processo de anodização, foi feita a heterojunção Al/GaAs com oxidação da camada de Al por meio da anodização, com tempo de 15 segundos. Para verificar a presença de Al₂O₃ sobre GaAs foi feita a difração de raio-x da heterojunção, cujo difratograma está na figura 24(a). Na figura 24 (b) está representado do difratograma da heterojunção Al/GaAs após o TT a 400°C por duas horas em atmosfera de O₂, para comparação

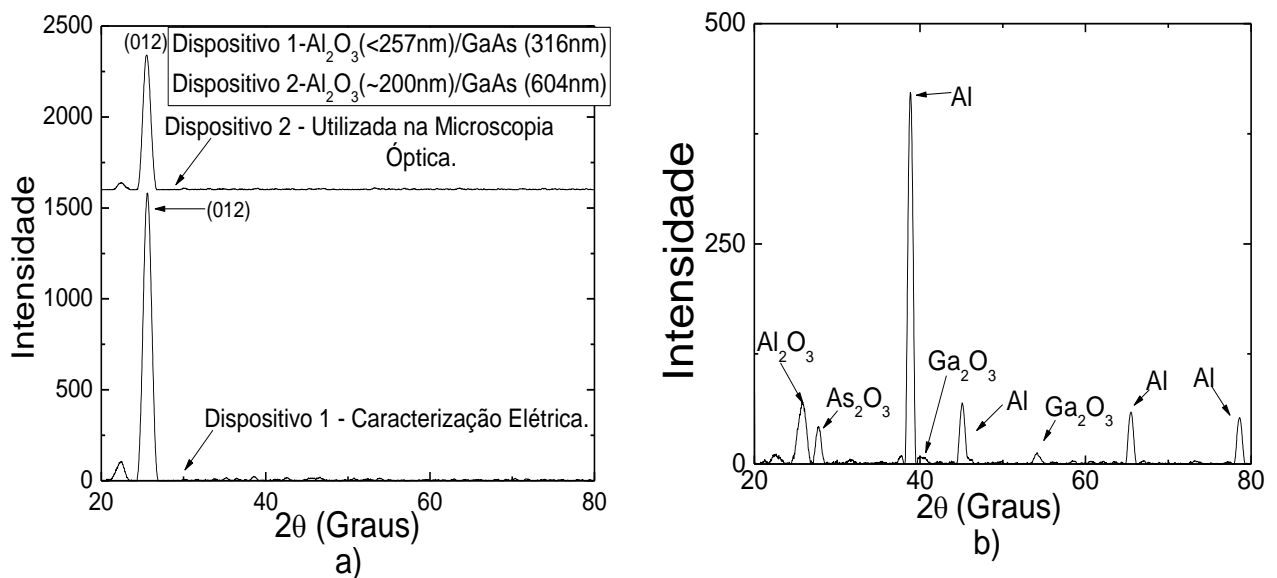


Figura 24 – Em a) Difratograma de raios-X das heterojunções Al₂O₃/GaAs com tempo de anodização de 15 segundos e em b) difratograma da heterojunção Al₂O₃/GaAs após TT a 400°C (em O₂) por duas horas..

Pela figura 24(a) é possível notar novamente que o pico da direção (012) que corresponde a Al₂O₃ é evidente em ambas as amostras. A camada de alumínio do dispositivo 1, depositada antes da anodização, foi feita na mesma evaporação que foram feitas as amostras Al4 e Al5. Portanto a camada de alumínio sobre o dispositivo 1 possuía 257nm e podemos esperar que a camada anodizada possua uma espessura menor, como já discutido. Já o dispositivo 2 foi feito em outra deposição. Entretanto nestes difratogramas não se notam a presença de picos correspondentes a GaAs em nenhum dos casos. Este fato pode estar relacionado também com o método do ângulo rasante, em que só há interação dos raios-X nas

camadas superficiais da amostra. Porém, para a confecção do dispositivo 1 foi usado uma parte da amostra ER2 e o dispositivo 2 foi usado uma parte da amostra ER3. Logo está assegurado que abaixo do Al_2O_3 está uma camada de GaAs, garantido pelo difratograma das respectivas amostras, conforme apresentado na figura 18.

Com relação à figura 24(b) é possível notar que ainda existe a presença de alumínio na amostra pelos picos em $38,9^\circ$; $45,2^\circ$; $65,5^\circ$; $78,6^\circ$; que são os mais intensos deste difratograma. Também deve ser observado que temos a presença do pico em $25,9^\circ$ que corresponde a alumina, indicando que uma parte do alumínio sofreu oxidação. É observada ainda a presença de picos menos intensos que acreditamos que sejam correspondentes ao óxido de arsênio ($27,8^\circ$) e óxido de gálio ($40,1^\circ$; $40,6^\circ$ e $54,2^\circ$), muito embora os picos em $27,8^\circ$ e $54,2^\circ$ sejam próximos aos picos que GaAs apresenta. Ainda assim, as fichas cristalográficas nº 06-0509 (Ga_2O_3) e nº 72-1333 (As_2O_3) do padrão JCPDF mostram que esses picos são mais próximos dos picos dos óxidos citados do que de GaAs. Outro fator que nos leva a acreditar na presença destes óxidos é a mudança no aspecto do filme como foi apresentado na figura 11.

5.1.2 – Microscopia.

Nesta seção são apresentados resultados de microscopia eletrônica de varredura (MEV) tanto da seção transversal quanto da superfície dos filmes de GaAs. Deve-se ressaltar que tanto a amostra quanto as medidas representadas nas figuras 25 e 26 foram feitas pela mestra Tatiane de Fátima Pineiz (Pineiz, 2009), na UNESP campus de Botucatu. No entanto, trata-se de amostra produzida exatamente pelo mesmo método usado aqui e, assim, esses resultados foram aqui reproduzidos para que tenhamos uma melhor visualização do tipo de amostra de GaAs depositada pela técnica de evaporação resistiva.

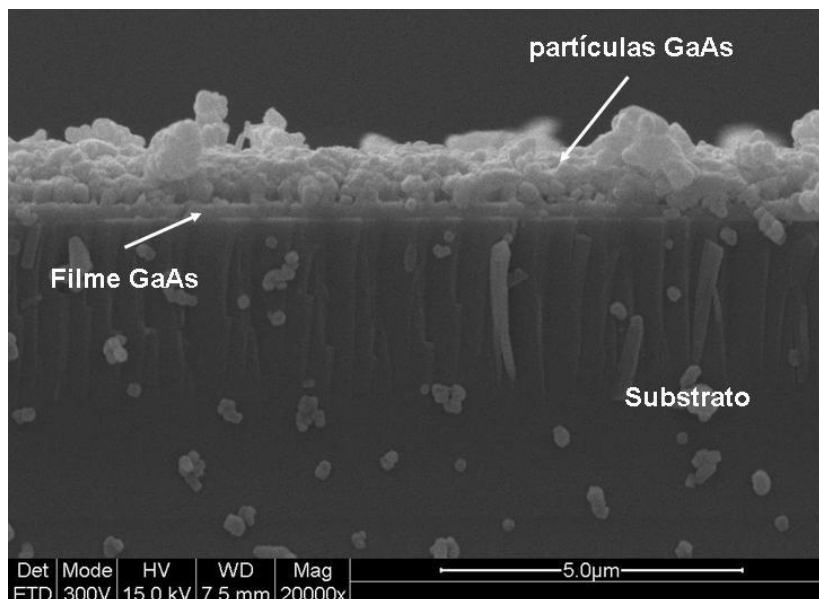


Figura 25 – Micrografia da seção transversal de um filme de GaAs depositado por evaporação resistiva com aproximadamente 1,4 μ m. (Pineiz, 2009)

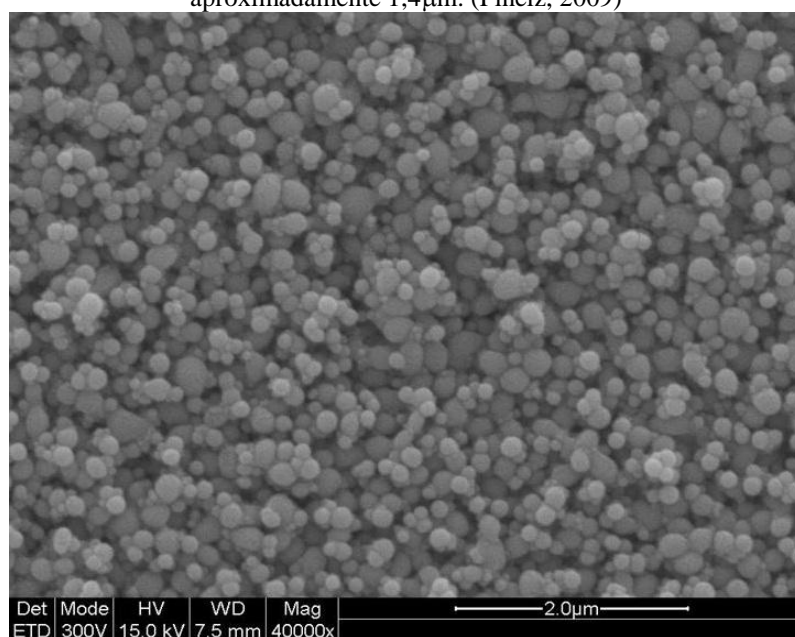


Figura 26 – Micrografia da superfície de um filme de GaAs depositado por evaporação resistiva (Pineiz, 2009).

Na figura 25 podemos notar que, aparentemente, existe um limite para o crescimento do filme de GaAs e que após esse limite as partículas de GaAs começam a se acomodar sobre o filme sem uma continuação na formação do mesmo. Essa descontinuidade na formação do filme pode ajudar a explicar porque as intensidades dos picos de difração de raios-X não sofrem alterações significativas quando aumentamos a espessura dos filmes da série ER. Como aparentemente existe um limite para a formação do filme, mesmo que mais material

seja evaporado, as regiões cristalinas do filme não se desenvolveram além desse limite. Ainda pela figura 25 podemos estimar a espessura do filme, que neste caso é de aproximadamente $1,4\mu\text{m}$. Como este filme foi depositado nas mesmas condições das amostras ER3, ER4 e ER5, também é esperado que nessas amostras ocorra um efeito semelhante ao visto neste filme, pois, ainda que a espessura desses filmes seja aproximadamente metade da espessura do filme apresentado na figura 25, a espessura dessas amostras (604nm) ainda é bem superior àquela onde se nota claramente a formação de um filme uniforme (com espessura de em torno de 420nm). A figura 26 traz uma imagem da superfície do filme onde pode-se notar a formação de uma superfície granular do filme de GaAs depositado por evaporação resistiva.

A figura 27 traz imagens feitas por microscopia óptica da heterojunção $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$.

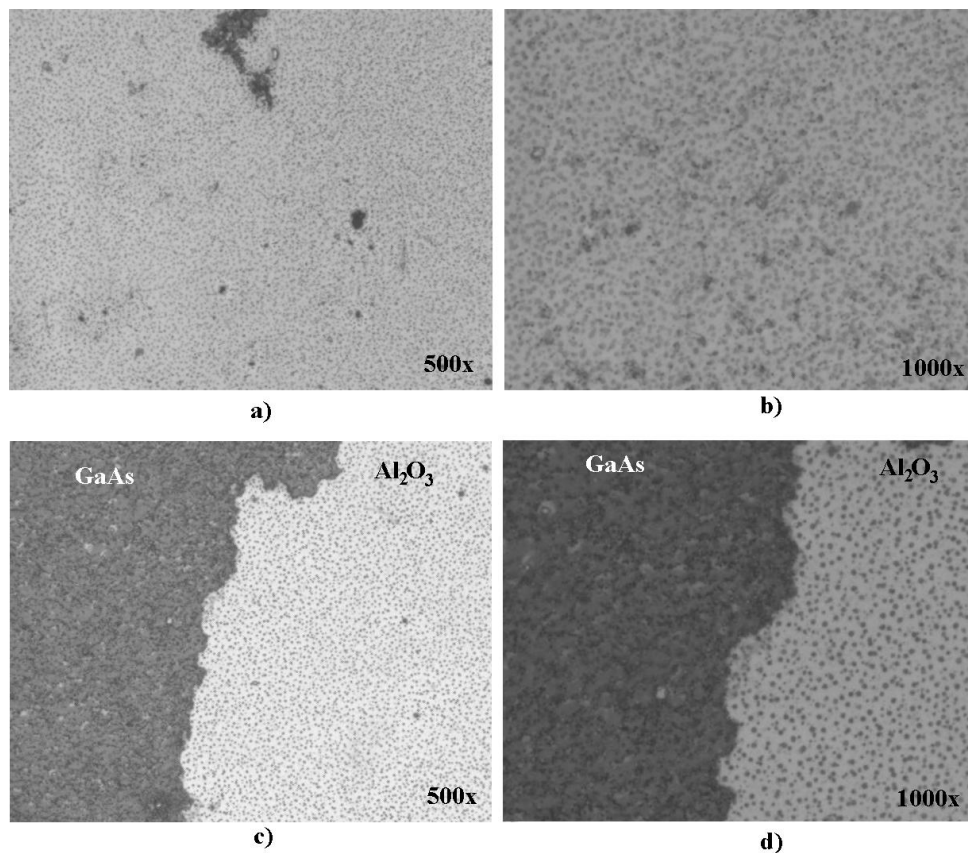


Figura 27 – Imagens da heterojunção $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ vistas com o microscópio óptico. Em a) superfície do filme de Al_2O_3 sobre GaAs com aumento de 500x, em b) superfície do filme de Al_2O_3 sobre GaAs com aumento de 1000x, em c) interface da heteroestrutura $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ com aumento de 500x e em d) interface da heteroestrutura $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ com aumento de 1000x.

Através das micrografias apresentadas na figura 27 temos a constatação da porosidade do filme de alumina, que será alvo de discussões mais adiante no trabalho.

5.2 – Caracterização Óptica.

Na caracterização óptica foram realizadas medidas de transmitância desde região do ultravioleta-visível (UV-Vis) até o infravermelho próximo. Como vimos na seção 4.2, medidas no infravermelho, quando realizada em filmes finos trazem informações sobre o grau de homogeneidade dos filmes. Estas informações são complementares à difração de raios-X com relação à estrutura do filme, ou seja, se o modo como o filme está depositado ser mais ou menos homogêneo. Além disso, é possível estimar a espessura dos filmes. Por outro lado, com o espectro de UV-Vis é possível estimar o *gap* das amostras.

5.2.1 - Espectroscopia no Infravermelho (FTIR).

Como foi visto na seção 4.2.2 os filmes finos podem apresentar o efeito de interferência óptica (Maia, 2006) no seu interior devido a que no caminho óptico que a radiação percorre, existem interfaces que promovem diferentes reflexões, levando a esta interferência. Quando isso ocorre temos um espectro que apresenta oscilações (franjas de interferência). A figura 28 traz os espectros das amostras SP92, SP93, SP94, ER1, ER2 e de GaAs cristalino, este último sendo graficado como parâmetro de comparação.

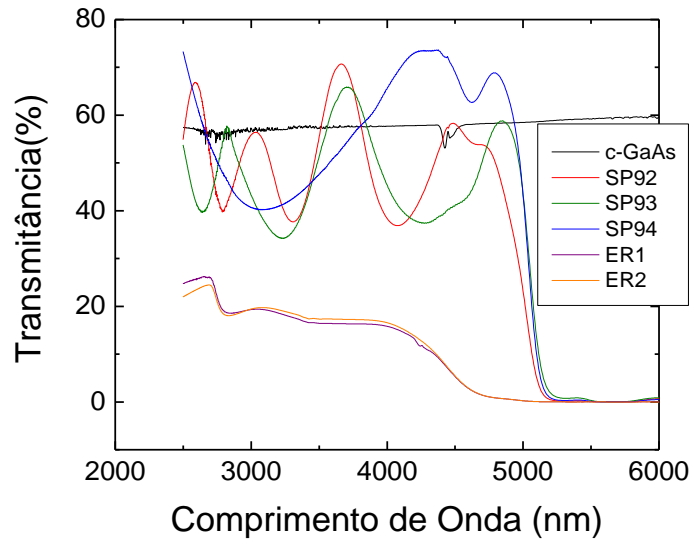


Figura 28 – Espectro de FTIR das amostras das séries SP e ER.

Como é possível notar na figura 28 as amostras da série SP apresentam franjas de interferência e com isso é possível estimar a espessura dos filmes com as equações (7), (8) e (9) da seção 4.2.2. A tabela 8 traz a comparação entre a espessura calculada (Manificier et.al., 1976) e a espessura medida.

Tabela 8 - Comparação entre a espessura calculada e a espessura medida experimentalmente das amostras da série SP.

Amostra	Espessura Calculada (μm)	Espessura Medida
SP92	3,5	3,5
SP93	2,7	2,5
SP94	0,5	0,7

As espessuras calculadas para as amostras SP92 e SP93 tiveram seus valores muito próximos dos valores medidos pelo sensor. Isso deve ter ocorrido devido ao número de franjas de interferência no espectro dessas amostras permitir um cálculo mais preciso, ao contrário das outras amostras que apresentam poucas ou nenhuma oscilação no espectro (figura 28). A existência de uma razoável periodicidade nas franjas de interferência também pode indicar uma melhor qualidade para estas amostras (um grau maior de homogeneidade) (Maia, 2006). Para a amostra SP94, a qualidade dos dados permitiu o cálculo, entretanto a

diferença entre a espessura medida e a calculada é muito discrepante, isto porque o número de franjas de interferências não é suficiente para um cálculo preciso (Manifacier et.al., 1976).

Já para as amostras da série ER não foi possível efetuar o cálculo, pois não possuem franjas de interferência com simetria regular para a estimativa da espessura. Mas podemos notar que há um princípio de oscilações, e com isso podemos afirmar que os filmes da série ER possuem certo grau de homogeneidade, porém inferior ao apresentado pelos filmes da série SP.

5.2.2 – Espectroscopia na Região do Ultravioleta e Visível (UV-Vis).

Na figura 29 está representado o espectro de absorção óptica na região do Uv-Vis das amostras ER3, ER4 e ER5, todas depositadas por evaporação resistiva com espessura de 604nm, na faixa 600-900nm. O espectro experimental foi realizado na faixa de 190 – 900 nm, entretanto neste resultado foi observado que este é muito ruidoso, o que pode ser atribuído às partículas que constituem a superfície do filme depositado, que leva a uma superfície com características não homogêneas, como visto na figura 25. Essas partículas levam a uma absorção óptica irregular do filme, que se traduz na forma de um ruído. Além disso, abaixo de aproximadamente 300nm passa-se a ter alta absorção do substrato de vidro, que passa a mascarar a absorção do filme de GaAs. Assim apenas a faixa representada na figura 29 foi utilizada no cálculo da estimativa do *gap* das amostras ER3, ER 4 e ER5 representada na figura 30.

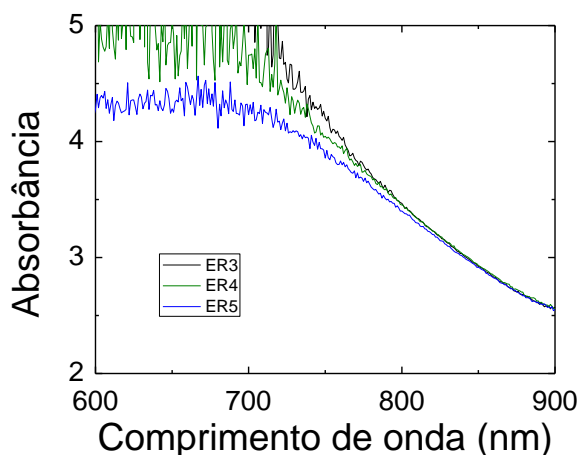


Figura 29 – Espectro de absorção óptica na região do Uv-Vis para as amostras ER3, ER4 e ER5.

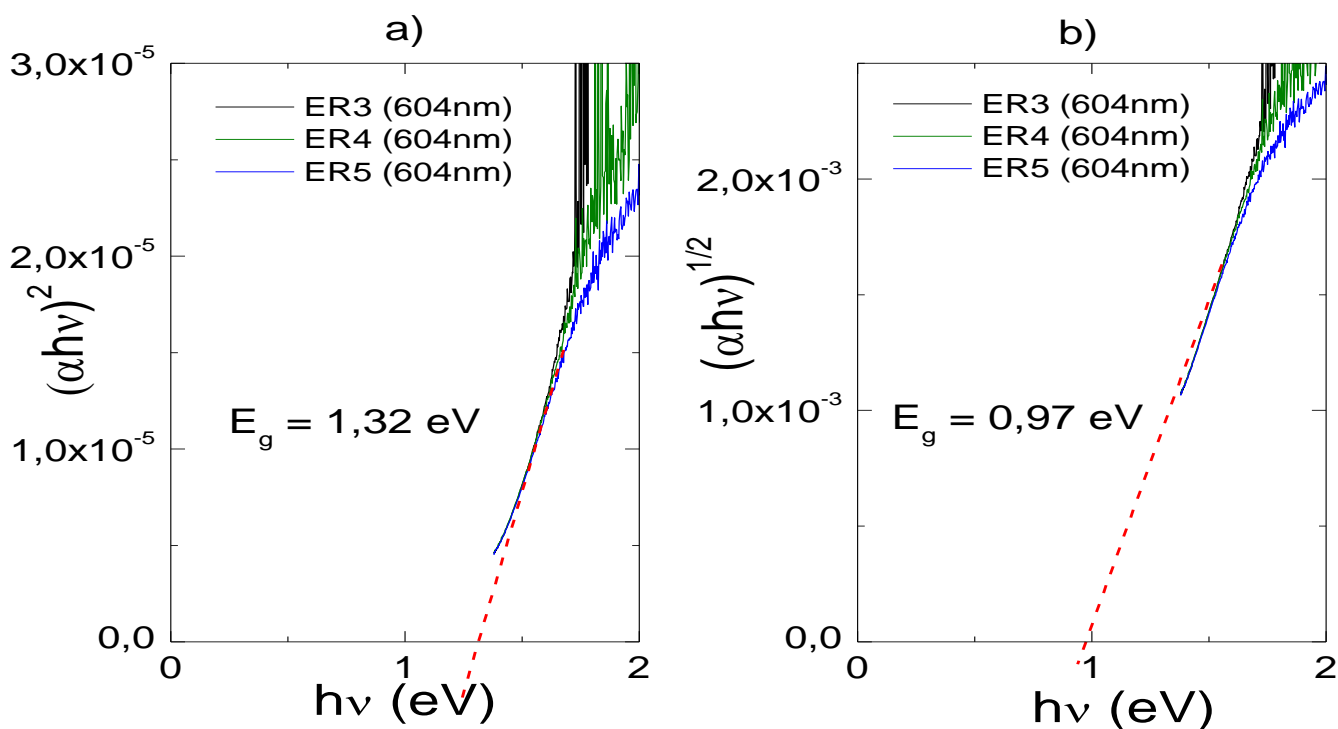


Figura 30 – Estimativa do *gap* das amostras ER3, ER4 e ER5 (espessura:604nm). Em a) estimativa feita com $y=1$ (semicondutores de transição direta) e em b) estimativa feita com $y=4$ (*gap* de Tauc).

O *gap* estimado para estas amostras na figura 30 (a) foi 1,32eV, para as três amostras apresentadas, assumindo-se comportamento de *gap* direto, como ocorre no GaAs monocristalino. Podemos notar que o *gap* destas amostras são ligeiramente inferiores ao *gap* de GaAs monocristalino (1,43eV) (Singh, 2003), com um desvio de 7% deste valor. Porém como se trata de um filme composto por regiões cristalinas e amorfas este valor está dentro da faixa de valores entre 1,20eV e 1,53eV que são aceitos para GaAs com essas características (Reuter,1995). Já a estimativa por *gap* de Tauc que foi feita aqui (figura 30(b)) não está dentro desta faixa de valores (Reuter, 1995). Como a estimativa por *gap* direto apresenta um valor mais próximo do material cristalino, e também a presença de picos de GaAs nos difratogramas raios-X das amostras da série ER (figura 18) nos leva a crer que os filmes depositados por evaporação resistiva são policristalinos.

5.3 - Caracterização Elétrica.

A caracterização envolveu medidas de resistência em função da temperatura ($R \times T$), com a qual é possível a estimativa da dependência da resistividade com a temperatura e o cálculo da energia de ativação do defeito com nível de energia mais profundo da amostra. Medidas de corrente elétrica foto-induzida são apresentadas na seqüência, onde a excitação é obtida através da irradiação da amostra com luz branca. As medidas de corrente-voltagem ($I \times V$), realizadas em diversas temperaturas e apresentadas ao final desta seção, são úteis para verificar o comportamento elétrico da amostra para vários valores de tensão e também para calcular valores de resistência para comparação com as medidas de $R \times T$.

5.3.1 - Resistividade e Energia de Ativação do Defeito com Nível de Energia mais Profundo.

Amostras Depositadas por Sputtering.

A resistividade (ρ) obtida das medidas de $R \times T$ para as amostras da série SP é mostrado na figura 31. Na figura 31(a) o “*” nas medidas 2 e 3 significa que estas medidas tiveram a sua coleta de dados de forma automática através do uso de uma placa GPIB, que é uma placa específica para essa finalidade, na qual foram conectados o controlador de temperatura e o eletrômetro, e o *software* fica encarregado de associar os dados obtidos.

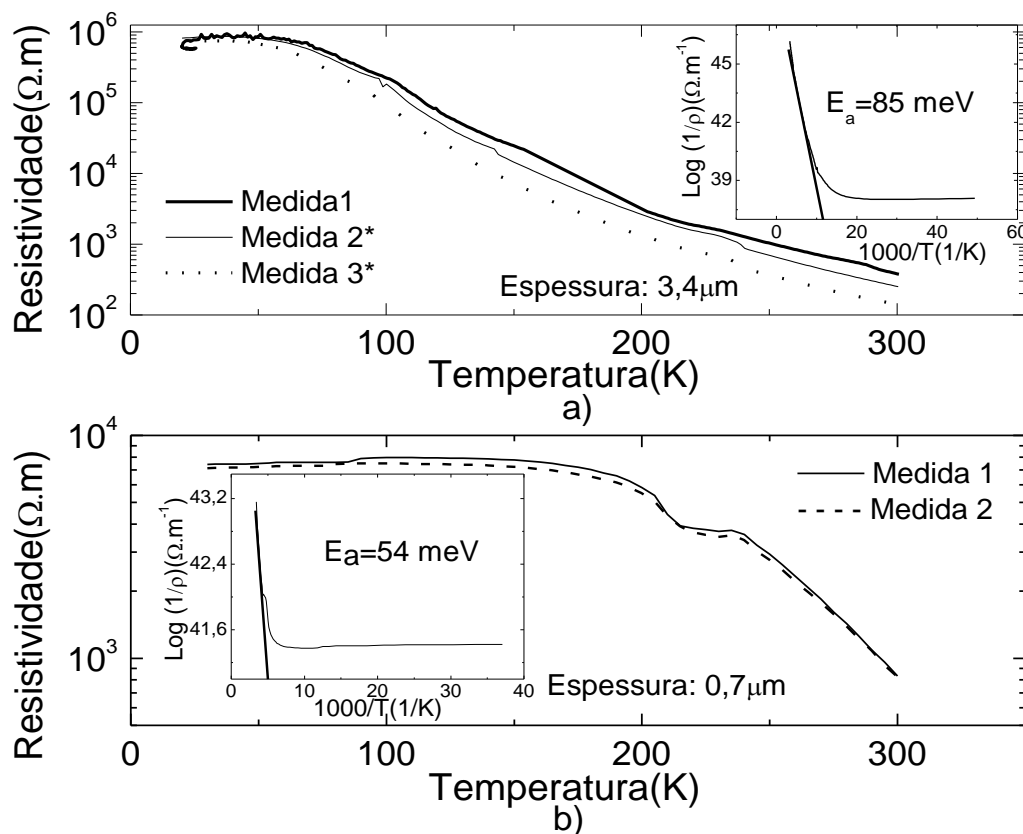


Figura 31 – Resultados de $\rho \times T$ para as amostras depositadas por *sputtering* em a) amostra SP92 e em b) amostra SP94. Nos detalhes, são mostradas as energias de ativação para ionização próxima da temperatura ambiente, para as respectivas amostras.

Como podemos notar na figura 31(a), a amostra SP92 tem o comportamento esperado de um semiconductor, ou seja, quando aumentamos a temperatura, a sua resistividade diminui. Um aspecto que devemos mencionar é que a amostra SP92 possui uma alta resistividade mesmo para temperaturas mais altas. Esta amostra é a que apresentou a maior resistividade dentre todas as amostras de GaAs investigadas. No detalhe da figura 31(a), está mostrado o gráfico da energia de ativação do defeito com nível mais profundo, que é ionizado nas proximidades da temperatura ambiente, e o valor encontrado é de 85 meV, este resultado é uma média do resultado das três medidas e representa a maior energia de ativação das amostras apresentadas no trabalho. Ainda pela análise do gráfico podemos notar duas regiões bem definidas, entre 1 a 10 K⁻¹ e entre 20 a 50 K⁻¹, assim esta amostra possui dois defeitos com níveis de ionização bem definidos (Blakemore, 1987).

A amostra SP94 é uma amostra com resistividade menor do que a amostra SP92, porém ainda bastante elevada, mesmo para temperaturas mais altas, como é verificado na

figura 31(b). Esta amostra também apresenta o comportamento característico dos semicondutores. Esta amostra apresenta um comportamento diferenciado das demais amostras, pois sua resistividade permanece praticamente constante quando a temperatura varia entre valores de 20K até aproximadamente 200K. Para temperaturas acima de 200K, a queda no valor da resistividade é brusca, como é possível verificar na figura 31(b). A energia de ativação do defeito com nível mais profundo desta amostra é 54 meV, este valor também é uma média dos valores obtidos no cálculo da energia de ativação. O detalhe da figura 31(b) traz o gráfico da média das medidas para esta amostra. A energia de ativação é menor do que para a amostra SP92, mas ainda assim é um valor relativamente maior quando comparado com as energias encontradas para as amostras da série ER (apresentado mais adiante). Esta amostra quando comparada com a amostra SP92, apresenta uma facilidade maior na ionização térmica do defeito com nível mais profundo de energia. Esta amostra também apresenta duas regiões bem definidas (entre 1 a 5 K⁻¹ e de 10 a 35 K⁻¹), ou seja, similar a amostra SP92, essa amostra possui dois defeitos com níveis de ionização bem definidos.

Amostras depositadas por Evaporação Resistiva

As amostras da série ER são amostras mais condutivas do que são as amostras da série SP, sendo a sua resistividade muito inferior à resistividade das amostras da serie SP. A figura 32 traz os gráficos de $\rho \times T$.

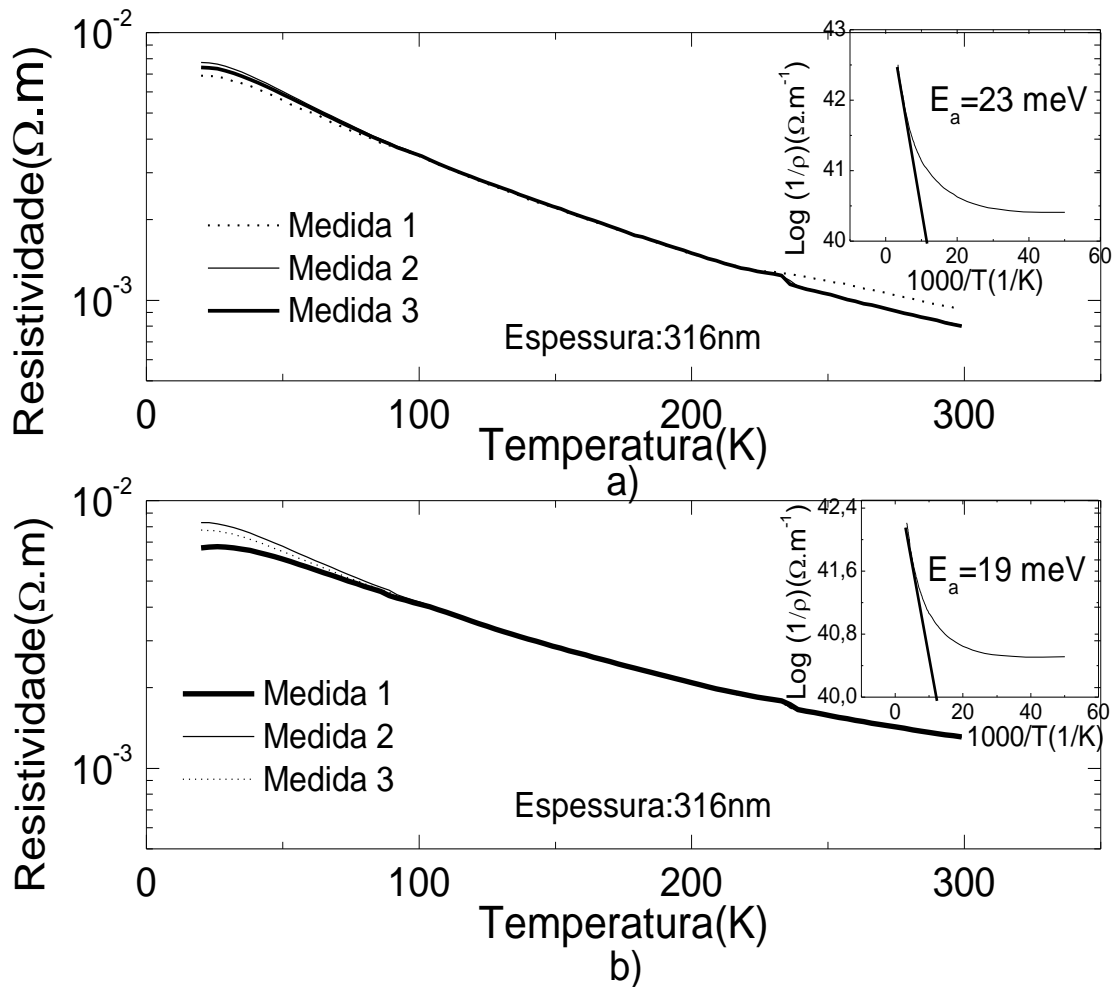


Figura 32 – Resistividade (ρ) x T para as amostras depositadas por evaporação resistiva em a) amostra ER1 e em b) amostra ER2. No detalhe energia de ativação para as respectivas amostras.

Nota-se também que estas amostras apresentam uma reprodutibilidade nos dados do mesmo modo que as amostras da série SP. E também a curva de $\rho \times T$ para ambas as amostras é quase linear.

A energia de ativação do nível mais profundo na amostra ER1 está apresentada no detalhe da figura 32(a). Diferentemente das amostras da série SP esta amostra apresenta uma variação da resistividade com a temperatura muito mais suave do que as curvas referentes às amostras da série SP. Esta suavidade na curva de $\rho \times T$ é traduzida como uma variação praticamente continua da tangente da curva de $\ln(1/qR)$ em função de $1/T$, o que pode ser interpretado como a existência de vários níveis de energia de defeitos no interior do *gap* do filme depositado. A amostra ER1 apresentou um valor mais baixo para a energia de ativação

do nível mais profundo, 23meV, quando comparada com as amostras da série SP. Com esse valor mais baixo, este defeito é mais suscetível à ionização térmica.

Assim como no caso da amostra ER1, a amostra ER2 apresentou um valor mais baixo de energia de ativação do nível mais profundo do que as amostras da série SP, e também foi o valor mais baixo de energia de ativação obtido dentre as amostras apresentadas, possuindo um valor médio de 19meV. Esta amostra é a que apresenta maior sensibilidade de ionização térmica, em relação ao defeito de nível de energia mais profundo, dentre as amostras do estudo. Assim, como notamos no detalhe da figura 32(a), a curva desta amostra também é suave o que revela que esta amostra possui vários níveis de ionização no interior do *gap*.

GaAs em sua forma pura (sem dopantes) é considerado semi-isolante (Ghandhi,1994). Os filmes da série SP possuem uma resistividade muito elevada, portanto o material GaAs está depositado em sua forma semi-isolante. Os filmes da série ER apresentam uma resistividade muito inferior do que a série SP. Uma explicação para as resistividades das amostras da série ER serem da ordem de $10^{-2}\Omega.m$ a 20K, pode estar ligado a evaporação excessiva de As. Uma vez que o ponto de fusão do Ga é 29,7°C e o seu ponto de ebulição é 2.400°C (Newton, 1999) e o ponto de fusão do As é 814°C em altas pressões e sublima na pressão atmosférica (Newton, 1999). Quando GaAs é aquecido até temperaturas acima de 600°C em vácuo (como é o caso da evaporação resistiva), ocorre uma evaporação em excesso de arsênio, restando apenas Ga no material fonte (Tersoff, 2009). Esse Ga remanescente pode então ser evaporado pela manutenção da corrente circulando no cadinho. Foi verificado em algumas deposições que após a evaporação, havia ficado no cadinho restos de um material de coloração acinzentada. Acreditamos que seja Ga remanescente da evaporação excessiva de As, podendo o Ga ter sido evaporado posteriormente e formado regiões (*clusters*) de Ga no filme, melhorando a condução elétrica do filme. Também já foi constatado através de medidas de espectroscopia de raios-X (EDX) (medida utilizada para medir a proporção de elementos

químicos em uma determinada amostra) (Castro, 2004) que filmes finos de GaAs depositados por meio de evaporação resistiva são ricos em arsênio. Logo, como é possível a evaporação de As em excesso, nossa hipótese para explicar a menor resistividade das amostras da série ER é que uma parte do excesso de As seja incorporada inicialmente ao filme. Após a total evaporação de As, restará apenas Ga no cadinho, que pode então ser evaporado e formar regiões concentradas na superfície do filme.

Heterojunções Al/GaAs e Al₂O₃/GaAs

Os resultados da medida de R x T, ligação b-c (fonte-gate) e a ligação c-d (fonte-dreno), estão na figura 33 para as duas heterojunções. As linhas contínuas são as curvas para a heterojunção Al/GaAs e as curvas tracejadas são para o dispositivo Al₂O₃/GaAs. O esquema das ligações das heterojunções é apresentado na seção 4.4, na figura 16 e é reproduzido no detalhe da figura 33 para auxiliar na interpretação desses resultados.

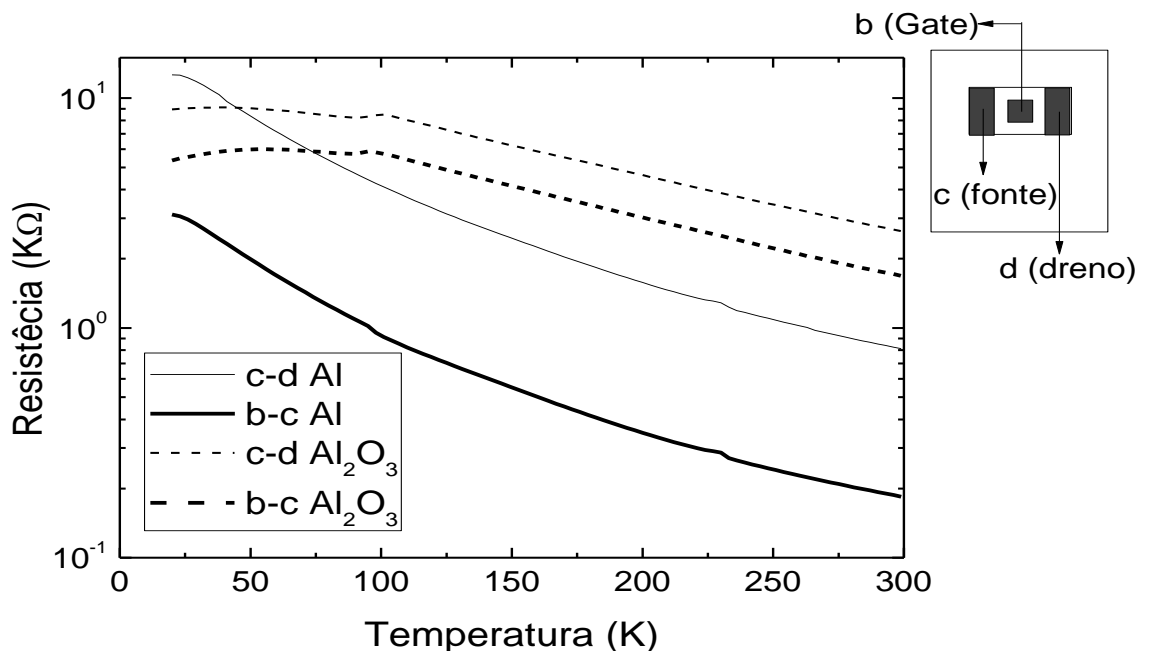


Figura 33 – Medida R x T para as heterojunções: Al/GaAs (GaAs: 316nm e Al: 257nm) e Al₂O₃/GaAs (GaAs: 316nm e tempo de anodização 10 segundos). No detalhe, mostramos novamente o esquema de ligações feitas na amostra.

Como seria de se esperar, a resistência da ligação b-c (fonte-gate) da heterojunção Al/GaAs é menor do que a resistência da ligação c-d (fonte-dreno) da mesma heterojunção.

Além disso, como podemos verificar, há a diminuição da resistência com o aumento da temperatura nas duas medidas, um efeito natural, pois no semicondutor há aumento no número de portadores de carga com o aumento da temperatura, e a condução melhora. Aqui é notada também a influência da camada de Al sobre o GaAs. Pois quando comparamos a esta medida das amostras da série ER, a 20K resistência destas amostras é da ordem de $18\text{K}\Omega$, ao passo que a resistência desta heterojunção entre os contatos a 20K é de aproximadamente $12\text{K}\Omega$, ou seja, uma diminuição de aproximadamente 33,3% na resistência da amostra. Uma possibilidade para esta diminuição da resistência da heterojunção está ligada a uma difusão de Al. Este agora passaria a agir como um dopante na rede do GaAs, o que melhoraria a condutividade do filme, criando um canal altamente condutivo nas proximidades da interface GaAs/Al.

Para o dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ (curvas tracejadas) é possível notar um aumento na resistência da amostra quando a medida é feita na ligação b-c e comparada com o dispositivo Al/GaAs. Pela comparação das medidas podemos notar que a curva b-c do dispositivo com alumina ainda apresenta resistência menor do que a curva c-d do mesmo dispositivo, quando o que esperaríamos seria o oposto, pois a alumina é um isolante. Conforme podemos verificar na figura 27, a superfície da camada de alumina depositada traz indicações de que a mesma é porosa, como é relatado em vários trabalhos (Kuang-Hsuan et.al. 2009; de Melo, 2007) e assim quando In é evaporado para ser o *gate* do dispositivo, o In pode entrar em contato com o filme de GaAs diretamente, através dos poros. A medida de microscopia óptica apresentada na figura 27 é uma boa indicação desta hipótese. Quando a comparação é feita entre a mesma ligação b-c do dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ com as ligações b-c e c-d do dispositivo Al/GaAs verificamos que a resistência da ligação b-c do dispositivo com alumina é maior do que a resistência destas duas ligações do dispositivo com alumínio. Isto indica a camada de alumina está influenciando a condução elétrica na ligação b-c. Ainda podemos verificar que a queda da

resistência com o aumento da temperatura mais abrupta para a heterojunção com alumínio do que para o dispositivo com alumina.

5.3.2 - Medidas Elétricas Foto-Induzidas.

Através das medidas de caracterização elétrica foto-induzidas, obtivemos resultados que mostraram que as amostras de GaAs depositadas por *sputtering* e evaporação resistiva são excitáveis opticamente, podendo ser utilizados para aplicações eletro-ópticas em trabalhos futuros. As heterojunções também são excitáveis opticamente, porém para a heterojunção $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ é notado um perfil diferenciado dos demais casos como será visto nesta seção.

Nas amostras da série SP observamos que a amostra SP94 não apresenta resposta na temperatura ambiente, entretanto a uma temperatura mais baixa, passamos a observar um sinal para esta medida. Diferente da amostra SP94, a SP92 apresentou sinal quando excitada à temperatura ambiente. Os resultados são apresentados na figura 34.

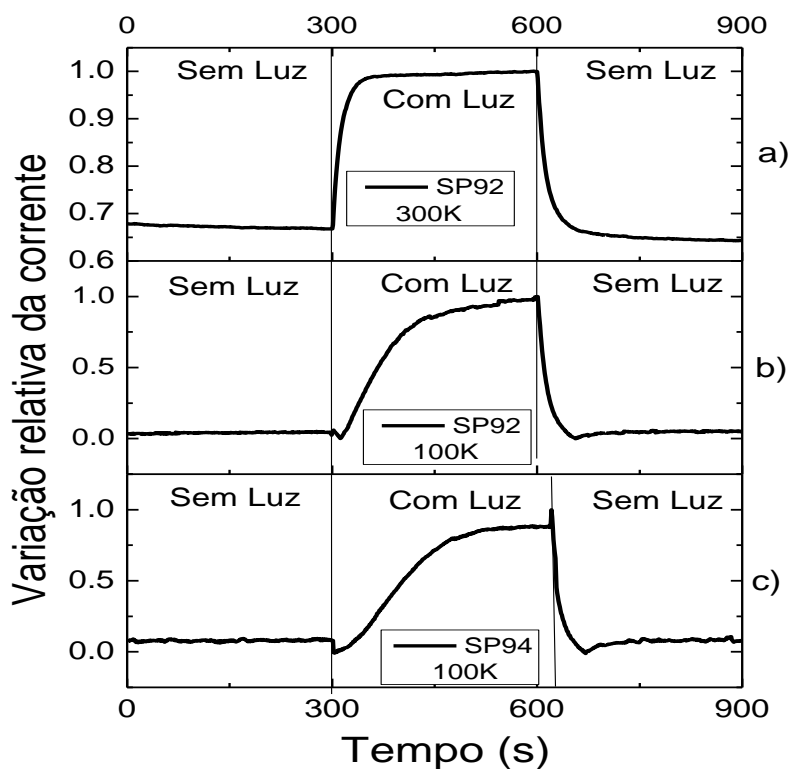


Figura 34 - Medida de Excitação com Luz Branca para a amostra em a) SP92 (300K), em b) SP92 (100K) e em c) SP94 (100K). Tensão aplicada na amostra: 1V. Potência da fonte luminosa utilizada 126W Medida realizada à temperatura ambiente.

A amostra SP92 apresenta uma resposta imediata ao estímulo óptico da luz a 300K, porém quando a temperatura é abaixada para 100K a sua resposta se torna mais lenta, por outro lado a nesta temperatura a amostra SP92 apresenta uma variação na corrente maior do que a 300K. O mesmo perfil de resposta é observado para a amostra SP94 a 100K. Quando a luz é removida, o decaimento da corrente é rápido, como se nota na figura 34. Também observamos uma grande variação na corrente desta amostra.

Os resultados das medidas elétricas foto-induzidas para as amostras da série ER são mostrados na figura 35.

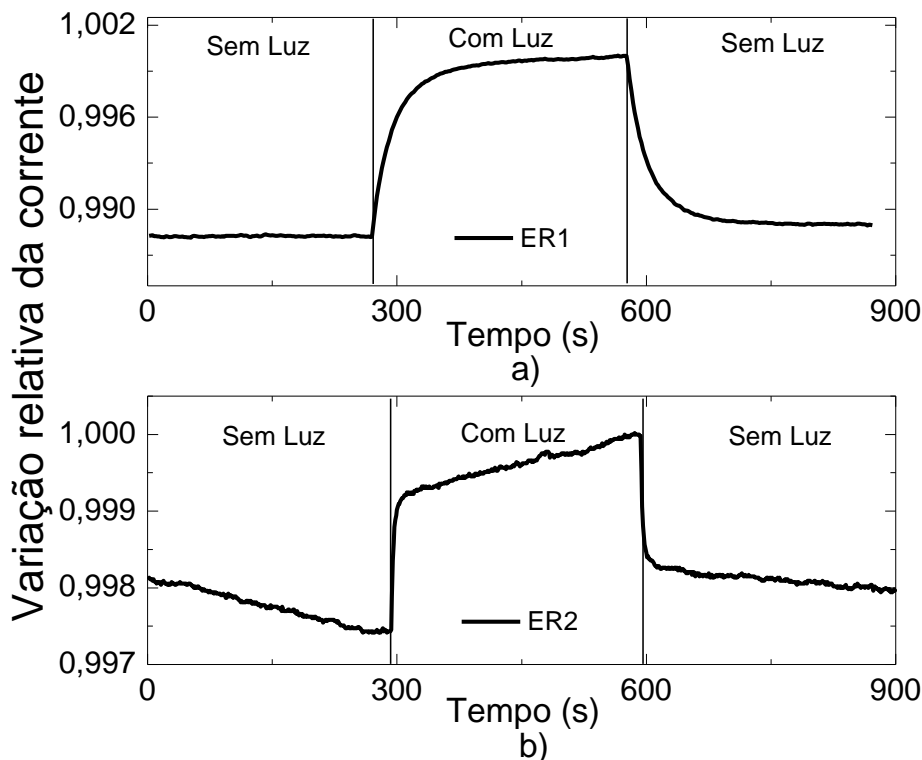


Figura 35 - Medida de Excitação com Luz Branca para a amostra em a) ER1 e em b) ER2. Tensão aplicada na amostra: 1V. Potência da fonte luminosa utilizada 126W Medida realizada à temperatura ambiente.

A excitação mostrada na figura 35 ocorre imediatamente quando a luz incide sobre a amostra. No entanto a variação na corrente é muito baixa, da ordem de $6\mu\text{A}$ (1%). A potência da luz utilizada foi de 126 W, o que significa uma alta intensidade e mesmo assim a variação de corrente foi muito baixa.

Comparando os resultados das amostras da série ER com o resultado da amostra SP92, que teve sinal de resposta a 300K, percebemos que as amostras da série ER apresentam uma

variação da corrente muito menor do que a variação apresentada pela amostra SP92. Porém, devemos lembrar que esses filmes são bem resistivos, de modo que uns poucos pares elétron-buraco opticamente excitados, já geram grande variação na corrente. Pensando na aplicação eletro-óptica desses filmes quando fosse necessário um material que tenha uma variação relativa de corrente maior quando nele fosse irradiada luz branca, um filme produzido por *sputtering* seria mais indicado. Porém se fosse necessário um filme que apresente variações relativas pequenas de corrente, aquele obtido por evaporação resistiva seria mais indicado.

O mesmo tipo de medida foi realizada para as heterojunções Al/GaAs e Al₂O₃/GaAs. As figuras 36 e 37 mostram os resultados destas medidas.

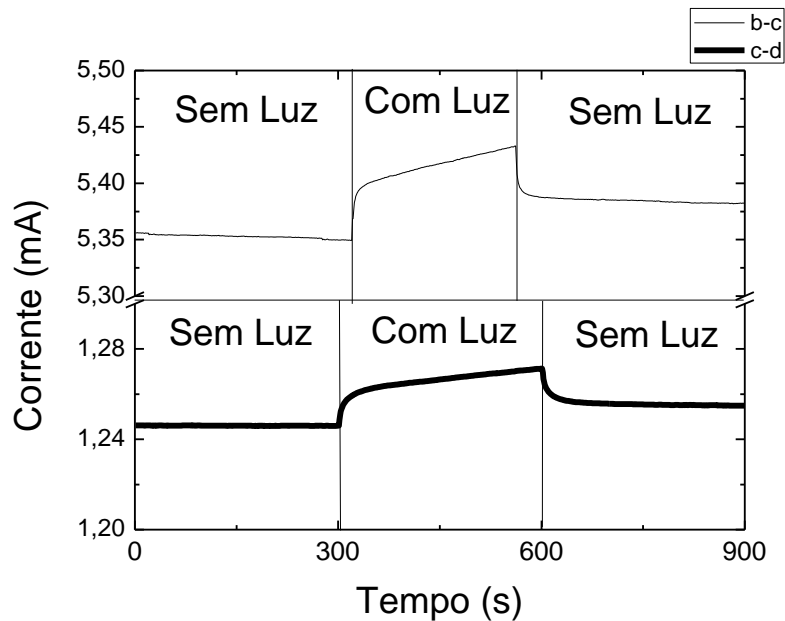


Figura 36 – Medida de Excitação com Luz Branca para a heterojunção Al/GaAs. Tensão aplicada na amostra em ambas ligações: 1V. Potência da fonte luminosa utilizadas 126W Medida realizada a temperatura ambiente.

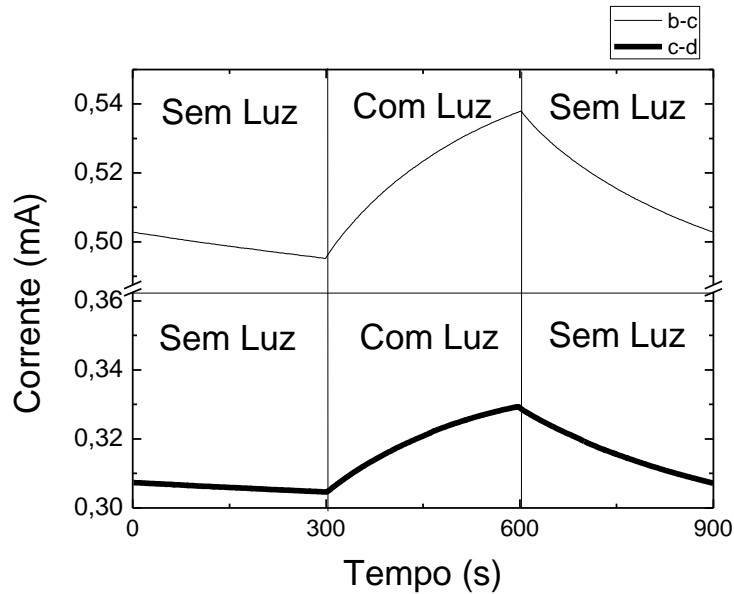


Figura 37 – Medida de Excitação com Luz Branca para o dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$. Tensão aplicada na amostra em ambas ligações: 1V. Potência da fonte luminosa utilizadas 126W Medida realizada a temperatura ambiente.

Também nas heterojunções, o efeito da excitação com luz branca é visível. No caso da heterojunção Al/GaAs o perfil da excitação se assemelha ao perfil das amostras da série ER, onde temos um salto na corrente assim que a luz é incidida sobre ela e um abaixamento na corrente quando a luz é interrompida. Já no dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ o comportamento fica alterado, ou seja, pode-se verificar que o tempo de reação ao estímulo da luz branca foi bem mais lento do que nos demais casos. Quando interrompemos a luz branca, o decaimento da corrente induzida também é mais lento. Com isso podemos afirmar que a camada de alumina interferiu na resposta óptica do dispositivo, tornando a resposta aos estímulos ópticos mais lentos, enquanto que nas amostras de GaAs (amostras ER1 e ER2) e na heterojunção de Al/GaAs a resposta foi imediata.

É possível notar também que quando comparamos os gráficos das figuras 36 e 37, nesta última a curva que corresponde à medida entre a fonte e o dreno (c-d), conforme a geometria mostrada na figura 16 da seção 4.4, observamos que 1) na figura 35(a), antes da excitação pela luz, a corrente era de aproximadamente 0,495mA. 2) na figura 35(b) antes da excitação causada pela luz, a corrente teve uma variação de 0,52885 a 0,52850mA. Em ambos os casos as amostras são de GaAs (ER1 e ER2) e os valores estão bem próximos um do outro.

Entretanto, quando comparamos com o valor da corrente antes da excitação pela luz, na figura 36, é evidente que o valor da corrente é aproximadamente três vezes maior para esta medida (~1,24mA) do que nos casos das amostras ER1 e ER2. O fato de se obter um aumento na condutividade da heterojunção de Al/GaAs entre a fonte e o dreno também é verificado nas demais medidas elétricas ($R \times T$ e $I \times V$), como mostrado nas seções 5.3.1 e 5.3.3. Porém quando comparamos as figuras 35 e 37, e também nesta última a ligação entre a fonte e o dreno (c-d), nota-se que na figura 37 o valor da corrente volta para valores mais próximos dos valores obtidos na figura 36.

A medida mostrada aqui, de efeitos de foto-indução na condutividade dos materiais estudados, apenas mostra que as amostras são excitáveis opticamente, sem especificar os comprimentos de onda onde ocorrem maiores absorções de energia pelos elétrons, incluindo-se a borda fundamental (da banda de valência para a banda de condução), ou excitação de defeitos com energia *intra-bandgap*. Isso influenciaria a condutividade do material de modo mais específico, não observado aqui. Na medida na qual a luz monocromática era incidida nas amostras, não houve variação observável, ou seja, nenhuma absorção óptica foi observada na região do espectro que corresponde ao *gap* de GaAs ou nas proximidades. Atribuímos à baixa intensidade de luz que chegava na amostra o fato de não ter havido nenhum tipo de resposta.

5.3.3 – Medidas de Corrente-Voltagem $I \times V$.

As figuras 31 a 35 trazem os resultados de medidas de $I \times V$, realizadas a diversas temperaturas, para as amostras da série SP, da série ER e das heterojunções. Esse tipo de gráfico pode nos fornecer a resistência do material estudado, através do coeficiente angular dessas curvas, o qual é igual ao inverso da resistência, além de fornecer informações sobre a linearidade e simetria das curvas.

A temperatura máxima que efetuamos este tipo de medida nas amostras da série SP foi 200K e a faixa de varredura da tensão foi de -10V a 10V. Estas faixas de tensão e de

temperatura foram escolhidas para não provocar danos nas amostras. Já para as amostras da série ER as medidas foram realizadas até a temperatura máxima de 300K e a faixa de varredura da tensão foi de -20V a 20V. As faixas de tensão e de temperatura foram ampliados em relação às medidas feitas para as amostras da série SP para que se pudesse obter mais informações sobre o comportamento elétrico das amostras da série ER, por se tratar de amostras depositadas por um método ainda pouco utilizado. Nas heterojunções, a faixa de tensão foi significativamente menor, -2V a 2V, devido a heterojunção com alumínio apresentar resistência muito baixa, da ordem de ohms, o que, conseqüentemente leva a valores muito altos de corrente, para se medir com o eletrômetro. Quando a temperatura aumenta, o valor desta corrente também aumenta e, pensando na conservação e preservação dos instrumentos de medida, esta faixa de tensão foi escolhida para garantir que a corrente medida durante o experimento não fosse maior que o valor máximo de corrente que o equipamento suporta (fundo de escala) e assim não provocando nenhum dano aos equipamentos utilizados. Para fins de comparação, as mesmas condições foram adotadas para as duas heterojunções.

Amostra SP92

Na figura 38 são apresentados os resultados das medidas de corrente-voltagem para esta amostra, com comportamento ôhmico para todas as temperaturas avaliadas.

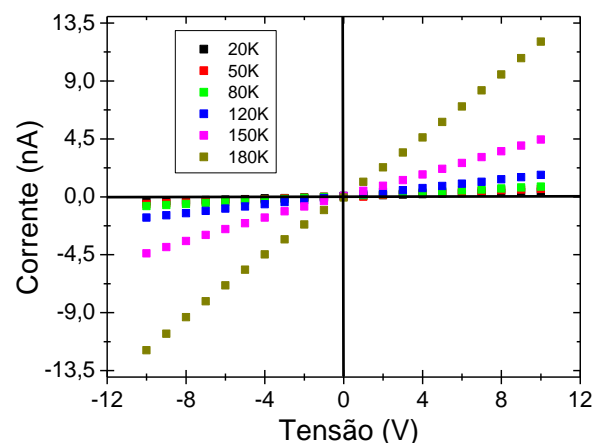


Figura 38 - Medida de I x V para a amostra SP92

A tabela 9 traz os valores de resistividade calculados a partir das curvas da figura 38. A estimativa da resistividade foi feita do mesmo modo que foi feito nas medidas de $R \times T$, com ajuda da equação (2). Nesta tabela podemos verificar os altos valores da resistividade desta amostra. O gráfico de $\rho \times T$ (figura 31(a)) mostra valores de resistividade próximos aos valores encontrados por meio das medidas de $I \times V$, mostrados na tabela 9.

Tabela 9 - valores de resistividade obtidos pelo inverso do coeficiente angular da amostra SP92.

Temperatura (K)	Resistividade ($\Omega.m$)
20	$1,6.10^5$
50	$1,4.10^5$
80	$0,9.10^5$
120	$0,9.10^5$
150	$0,8.10^5$
180	$0,7.10^5$

Amostra SP94

Como vimos anteriormente, esta amostra não é muito sensível a variações de temperatura até aproximadamente 200K. Isso pode ser notado na figura 39. Entretanto a partir de 200K, a amostra apresenta uma queda significativa no valor da sua resistividade. O detalhe da figura 39 traz a curva de $I \times V$ para esta amostra a 300K, onde podemos verificar um grande aumento nos valores de corrente em comparação aos mostrados na figura 39 (principal).

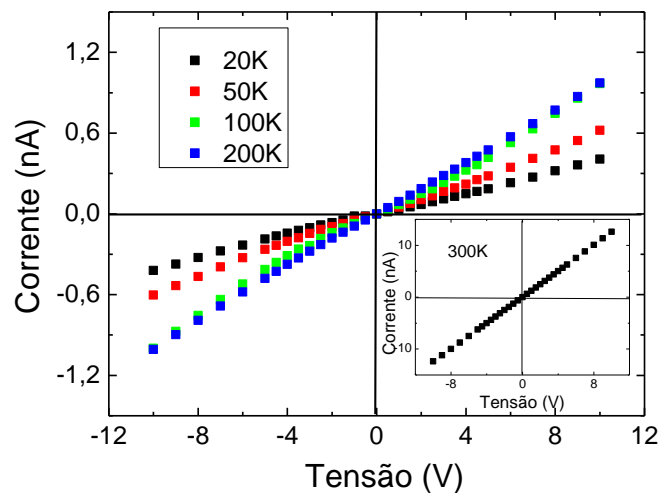


Figura 39 – Medidas de $I \times V$ para a amostra SP94 para várias temperaturas. No detalhe medida realizada para a temperatura de 300K.

A tabela 10 traz os valores de resistividade para a amostra SP94. Podemos notar que os valores de resistividade obtidos a 100K e 200K são muito próximos. Mas, quando observamos os valores para as temperaturas de 200K e 300K verificamos que ocorre uma variação muito grande nos valores de resistividade, em acordo com os resultados das medidas de $R \times T$ (figura 31(b)).

Tabela 10 - valores de resistividade obtidos pelo inverso do coeficiente angular da amostra SP94.

Temperatura (K)	Resistividade ($\Omega.m$)
20	$2,5.10^4$
50	$1,7.10^4$
100	$1,1.10^4$
200	$1,0.10^4$
300	$0,1.10^4$

Amostras ER1 e ER2

Conforme abordamos na seção 5.3.1, essas amostras apresentam uma resistividade bem menor do que aquelas apresentadas pelas amostras da serie SP. Nestas amostras nenhum tipo de efeito ou comportamento anômalo foi notado como no caso da amostra da série SP94, que não sofre grandes variações de resistência em temperaturas mais baixas. A figura 40 traz os resultados de $I \times V$ para as amostras ER1 e ER2, medidos em diversas temperaturas.

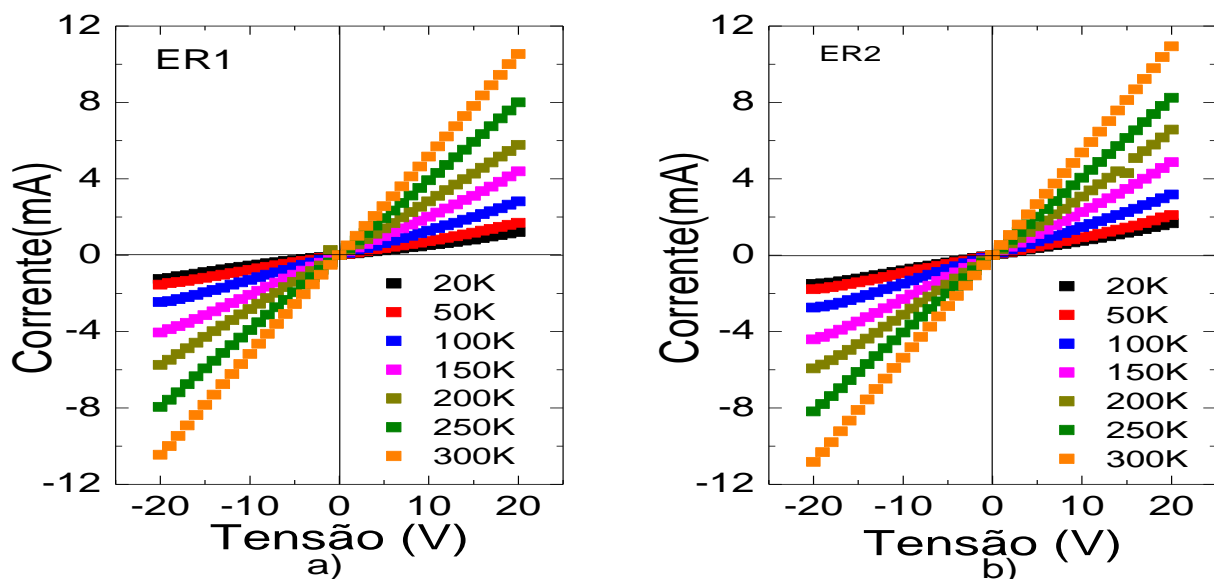


Figura 40 – Medidas de $I \times V$ para várias temperaturas. Em a) medida para a amostra ER1 e em b) para a amostra ER2.

A tabela 11 que traz o valor da resistividade para cada curva de I x V das amostras ER1 e ER2, obtido das figuras 33(a) e (b) respectivamente.

Tabela 11 - Valores de resistência obtidos pelo inverso do coeficiente angular das amostras ER1 e ER2.

Temperatura (K)	Resistividade ($\Omega.m$) – ER1	Resistividade ($\Omega.m$) – ER2
20	$7,1.10^{-3}$	$5,7.10^{-3}$
50	$5,2.10^{-3}$	$4,7.10^{-3}$
100	$3,1.10^{-3}$	$3,0.10^{-3}$
150	$2,0.10^{-3}$	$1,9.10^{-3}$
200	$1,4.10^{-3}$	$1,4.10^{-3}$
250	$1,0.10^{-3}$	$1,1.10^{-3}$
300	$0,8.10^{-3}$	$0,5.10^{-3}$

Com base nestes dados, que conduzem a um melhor conhecimento sobre as amostras de GaAs estudadas, podemos avaliar melhor as influências que as camadas de alumínio e alumina, poderão ter nas propriedades elétricas das heterojunções, quando são submetidas a uma variação de tensão.

Heterojunção Al/GaAs

A figura 41 traz as curvas de I x V para a heterojunção feita com uma camada de Al sobre GaAs. Esta heterojunção apresenta uma condutividade significativa. Na ligação b-c (fonte-gate), como era de se esperar, a resistência elétrica é menor do que a da ligação c-d (fonte-dreno), pois trata-se de um caminho mais curto. A ligação c-d também possui uma baixa resistência, em acordo com resultados apresentados nas seções 5.3.1 e 5.3.2, pois nesta ligação pode ocorrer a formação de um canal de condução, associado com a difusão de Al atuando como um doador na rede do filme de GaAs o que garante uma menor resistência.

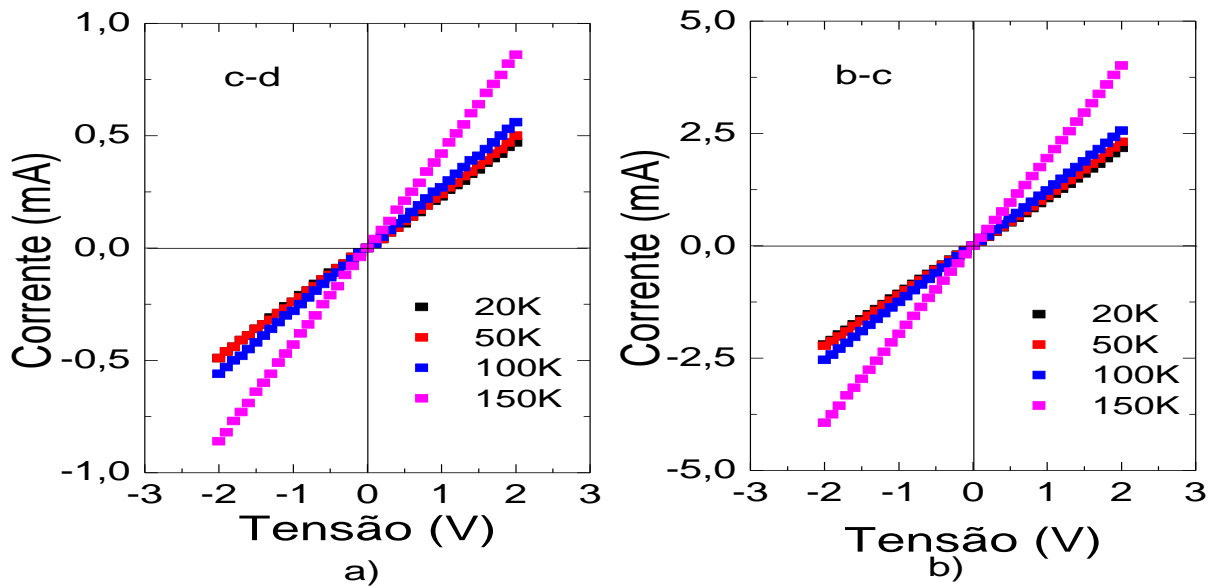


Figura 41 – Medidas de I x V para várias temperaturas para a heterojunção Al/GaAs. Em a) medida para a ligação c-d e em b) para a ligação b-c.

Na tabela 12 podemos verificar com mais clareza esta diminuição da resistência na ligação c-d (fonte-dreno) quando comparadas aos filmes da série ER.

Tabela 12 - Valores de resistência obtidos pelo inverso do coeficiente angular para a heterojunção Al/GaAs.

Temperatura (K)	Resistência (K Ω) – b-c	Resistência (K Ω) – c-d
20	0,9	4,2
50	0,8	4,1
100	0,7	3,6
150	0,5	2,3

Dispositivo Al₂O₃/GaAs

Neste dispositivo, podemos verificar através das medidas de I x V, que apesar deste inicialmente ter sido como a heterojunção, discutida na seção anterior, antes da anodização, após este processo, o alumínio é oxidado e, portanto agora não temos mais a hipótese de formação de um canal de condução, o que aumenta a resistência. A figura 42 traz os resultados de I x V e a tabela 13 traz o valor das resistências calculadas. Por esta tabela podemos verificar que os valores de resistência da ligação c-d (fonte-dreno) volta para valores mais próximos dos valores encontrados na amostras da série ER. Isto mostra que o alumínio que sofre o processo de anodização foi, senão totalmente, pelo menos na maior parte oxidado, o que explica a inexistência do canal condutivo que ocorre para o outro dispositivo. Para as

medidas da ligação b-c (fonte-gate), a condutividade é maior que para a ligação c-d, em acordo com as medidas de $R \times T$. No entanto, o que esperávamos é que a ligação b-c fosse menos condutiva do que a ligação c-d, porque temos agora um isolante entre o filme e o *gate*. Porém os valores de resistência encontrados aqui são superiores ao da ligação b-c do dispositivo com alumínio como o visto na figura 41 (b), onde isto também é verificado.

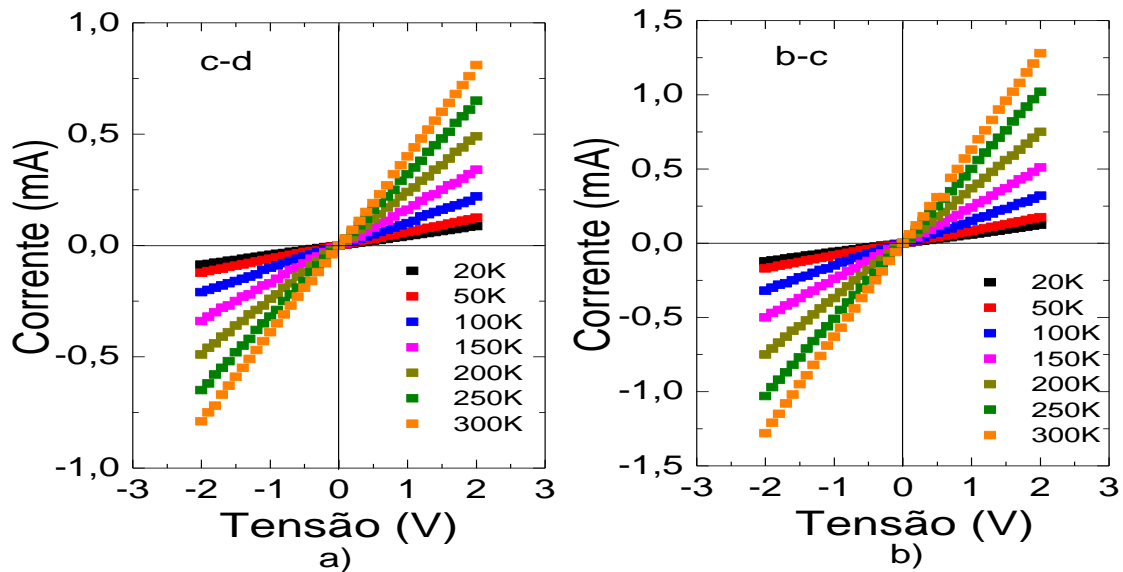


Figura 42 – Medidas de I x V para várias temperaturas para o dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$. Em a) medida para a ligação c-d e em b) para a ligação b-c.

Tabela 13 - Valores de resistência obtidos pelo inverso do coeficiente angular para o dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$.

Temperatura (K)	Resistência ($\text{K}\Omega$) – b-c	Resistência ($\text{K}\Omega$) – c-d
20	16,5	23,2
50	11,8	16,4
100	6,4	9,5
150	4,0	6,0
200	2,7	4,1
250	1,9	3,1
300	1,6	2,5

Em todos os casos, os filmes apresentaram um comportamento ôhmico, ou seja, linear e, quando a temperatura é aumentada ocorre o afastamento das curvas, o que está ligado com a diminuição da resistividade do material com o aumento da temperatura, em acordo com os dados de resistividade em função da temperatura mostrados na seção 5.3.1. As amostras possuem um comportamento ôhmico em toda a faixa de tensão estudada, podendo ser útil em

trabalhos futuros. Para as heterojunções, não foi possível uma varredura muito vasta, similar ao caso da série ER, devido à baixa resistência que a heterojunção Al/GaAs possui, mas em toda a faixa de tensão estudada ambas heterojunções tiveram um comportamento ôhmico. Convém mencionar que o dispositivo $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ na ligação b-c (fonte-*gate*), assim como nas demais medidas elétricas, apresentou uma resistência menor do que a ligação c-d (fonte-dreno). Medidas de corrente de fuga foram realizadas para verificar a quantidade de corrente que passa pelo *gate* quando estamos efetuando o mesmo tipo de medida na ligação fonte-dreno. Neste tipo de medida era esperado que a corrente medida pela ligação fonte-*gate* fosse muito menor do que a corrente medida na ligação fonte-dreno, devido ao caráter isolante da alumina, porém não é o que foi verificado para a amostra investigada neste trabalho. No apêndice A descrevemos o método utilizado para se medir a corrente de fuga e o resultado que foi obtido com a amostra deste trabalho, ficando este método como uma proposta para trabalhos futuros.

6 – Conclusões.

A deposição de filmes finos semicondutores pela técnica da evaporação resistiva é uma contribuição ao estudo de técnicas de evaporação de semicondutores em vácuo. Através deste trabalho verificamos que este método de evaporação para o material GaAs requer ainda mais estudos para que o processo seja aperfeiçoado. Por outro lado é uma técnica muito eficaz na deposição de filmes metálicos, como por exemplo, filmes de alumínio e índio. Os filmes metálicos são facilmente obtidos, necessitando apenas de uma avaliação do tipo do material do cadinho (ou do filamento) para que este seja apropriado para a evaporação. Caso esta avaliação não seja feita, poderão ocorrer contaminações por uma possível evaporação do próprio cadinho ou ainda podendo haver reações entre o cadinho e o material a ser evaporado, trazendo assim resultados indesejáveis para o trabalho.

Assim sendo, a aplicação desta técnica para a evaporação do semicondutor GaAs é um processo não tão simples quanto a evaporação de metais. GaAs não apresenta fusão na pressão usada dentro da câmara (cúpula de vidro), sendo sublimado durante o processo. Observamos que diversas vezes o material “pulava” para fora do cadinho, quando este era composto de Molibdênio. Apesar das dificuldades técnicas da evaporação, filmes de GaAs foram obtidos, conforme mostram os difratogramas de raios-X. Nas condições que os filmes da série ER são depositados, acreditamos que ocorre uma evaporação excessiva de As e a formação de regiões ricas em Ga, o que aumentaria a condutividade elétrica dos filmes, explicando porque os filmes da série ER são mais condutivos que os filmes de GaAs produzidos por *sputtering* (série SP). No entanto, quando analisamos os difratogramas da amostras da série ER não se nota a formação de regiões apenas de compostos de As nem de Ga, pois todos os picos dos difratogramas destes filmes foram identificados como sendo de GaAs. Já para os filmes produzidos por *sputtering*, estes possuem um ordenamento estrutural melhor do que os filmes depositados por evaporação resistiva. Com relação a isso, devemos lembrar que as amostras da série SP possuem uma espessura muito maior do que as amostras

da série ER, o que pode influenciar no difratograma de raios-X, pois o feixe incidente de raios-X pode ter atingido o substrato das amostras da série ER e isso pode comprometer a medida.

Filmes finos de alumínio, diferentemente dos filmes de GaAs, não apresentaram grandes problemas na evaporação. Um estudo do diagrama de fases do sistema alumínio-oxigênio nos conduziu a um resultado positivo na oxidação do filme pelo tratamento térmico em atmosfera de oxigênio. No entanto, a revisão bibliográfica e a nossa experiência no desenvolvimento do trabalho, mostrou que GaAs é oxidado na atmosfera de O₂. Além disso, quando o foi realizado o TT na heterojunção a temperatura de 400°C verificamos que o filme de GaAs não suportou este tratamento, ficando evidente que a confecção do dispositivo Al₂O₃/GaAs não seria conveniente por esta rota.

A heterojunção Al/GaAs apresentou uma resistência inferior às demais amostras. Isto se deve ao tratamento térmico para a difusão dos contatos de In na amostra. Assim como o In pode ter se difundido no filme de GaAs para que ocorresse o estreitamento da barreira Schottky, a camada de Al também pode ter tido uma difusão no filme possivelmente atuando como um dopante no filme de GaAs, o que criaria um canal de condução e, portanto, diminuiria a resistência elétrica.

O sistema de anodização apesar de simples foi eficiente, dentro de suas limitações para a oxidação dos filmes. Conforme foi visto, este sistema também foi bem sucedido na oxidação da camada de Al depositada sobre o filme de GaAs, formando assim uma das heterojunções investigadas (Al₂O₃/GaAs). Apesar do resultado da caracterização elétrica não ter sido como o esperado, é possível notar que a camada oxidada influencia na resposta elétrica do dispositivo, e assim, mais estudos devem ser feitos para que este método de oxidação seja mais eficiente e tenha melhor desempenho com relação às características elétricas, dentro do que é esperado para filmes isolantes.

De modo geral, o trabalho realizado, mostrou a possibilidade de deposição filmes de GaAs e de Al pela técnica de evaporação resistiva. Também apontou as dificuldades de se encontrar um método eficaz de fazer a oxidação de uma camada de Al sobre um filme de GaAs, sem causar danos profundos ao filme do semiconductor. Assim com uma proposta de pesquisa para a oxidação desta camada de Al, a anodização foi um método no qual este processo se tornou mais viável. Portanto, este é um método que podemos utilizar para a oxidação de filmes, não só para filmes de Al, mas para qualquer filme metálico. O trabalho mostrou um meio de obtenção da heterojunção $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{GaAs}$ a partir da heterojunção Al/GaAs. Para trabalhos futuros, deixamos a proposta de realizar novamente as medidas elétricas fotoinduzidas com a colocação de um fotômetro junto à amostra para a verificação da quantidade de luz que está efetivamente chegando na amostra. Sugerimos também que seja feito um estudo para verificar se ocorre o fechamento dos poros da camada de alumina através da hidratação da camada de alumina e assim obter uma camada com propriedades isolantes melhores do as obtidas aqui. Em longo prazo, espera-se que os métodos de deposição e oxidação apresentados aqui, sejam úteis para a continuação do trabalho e para outros trabalhos futuros, alcançando amostras mais otimizadas, aperfeiçoando as mesmas técnicas vistas aqui e por fim utilizar estes conhecimentos para a aplicação em transistores.

7 – Referências Bibliográficas.

ADASHI, S. **GaAs and Related Materials**. 1ª edição. Singapore: World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., 1994.

ASKELAND, D.R. **The Science and engineering of materials** , 4ª edição, Pacific Grove: Thomson, 2003.

BABU, G. A. Crystal Structure and Characterization of a Novel Organic Optical Crystal: 4-Chloro 3-nitrobenzophenone. **Crystal Research and Technology**, Volume 44, número 5, p. 561-566, 2009.

BLAKEMORE, J. S. **Semiconductor Statistics**, Dover publications New York, 1987

BRUNDLE, C.R.; EVANS, J.C.A.; WILSON, S. **Materials Characterization Series Surfaces, Interfaces, Thin Films**. 1ª edição. Boston: Manning Publications Co., 1992.

CALLISTER, W.D. **Uma Introdução a Ciência e Engenharia de Materiais**. 5ª edição. Rio de Janeiro: LTC, 2002.

CASTRO, M. C., et.al. Utilização de Cloreto de Érbio como Precursor na Dopagem de GaAs pelo Método de Evaporação Resistiva, **Revista Matéria**, vol. 9, nº4, p.392-398, 2004.

DAVEY, J. E.; PANKEY, T. Epitaxial GaAs Films Deposited by Vacuum Evaporation, **Jounar of Applied Physics**, vol.39, nº4, 1968.

EINSPRUCH, N.G.;FRENSLEY,W.R. **Heterostructures and Quantum Devices**. Academic Press, 1994.

ENDERLEIN, R.; HORING, N.J.M. **Fundamentals of Semiconductor Physics and Devices**, 1ª edição, Singapore: World Scientific Publishing Co. Pte. Ltd., 1999.

GHANDHI, S.K. **VLSI Fabrication Principles – Silicon and Gallium Arsenide**. 2ª edição. New York: Jonh Wiley & Sons, 1994.

GHITA, R.V., et al. Studies of Ohmic Contact and Schottky Barriers on Au-Ge/GaAs and Au-Ti/GaAs, **Journal of Optoelectronics and Advanced Materials**, vol. 7, nº 6, p. 3033-3007, 2005

HONG-LIANG, L.U., et al. Characterization of Al₂O₃ Thin Films on GaAs Substrate Grown by Atomic Layer Deposition, **Chinese Physics Letters**, vol 23, nº 7, p.1929-1931, 2006.

JUN, B.K. et.al. Fabrication of a depletion mode GaAs MOSFET using Al₂O₃ as a gate insulator through the selective wet oxidation of AlAs, **Thin Solid Films**, n 360, p.229-232, 2000.

KIM, T. K.; HAN, S. S.; BAE, B. S. Optical and Electrical Properties of Amorphous Thin Films in Ge_xTe_{1-x} System, **Metals e Materials**, vol 5, nº1, p.33-37, 1999

KUANG-HSUAN, Y.; SHIH-HSUN, C.; CHIEN-CHON, C. **Anodic Aluminum Oxide Surface Area**, Disponível em: <http://www.electrochem.org/meetings/scheduler/abstracts/214/0312.pdf> Acessado em: 03/04/2009.

LIMA, E. C.; GUARUNY, C. A.; ARAÚJO, E. B. Construção de um Sistema de Pulverização Catódica DC de Baixo Custo para Deposição de Filmes Metálicos, **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, vol 25, nº4, p.203-208, 2006.

LIN, H.C.; YE, P.D.; WILK G.D. Leakage current and breakdown electric-field studies on ultrathin atomic-layer-deposited Al₂O₃ on GaAs, **Applied Physics Letters**, vol 87, 2005.

MAIA, L.J.Q., **SÍNTESE E CARACTERIZAÇÃO DE FILMES FINOS DO SISTEMA Y₂O₃-Er₂O₃-Al₂O₃-B₂O₃ PARA APLICAÇÃO COMO AMPLIFICADORES ÓPTICOS PLANARES**. Tese (Doutorado em Ciências de Materiais) Instituto de Física de São Carlos - USP, Brasil e a Université Joseph Fourier, Grenoble, França. São Carlos, 2006.

MANIFACIER, J.C.; GASLOT, J.; FILLARD, J.P. A simple method for the determination of the optical constants n, h and the thickness of a weakly absorbing thin film, **Journal of Physics E: Scientific Instruments**, Vol 9, p.1002-1004, 1976.

MARTEL, A.; et. al. X-ray study of tin oxide films obtained by reactive DC sputtering from a metallic tin target in pure oxygen plasma, **Surface & Coatings Technology**, Vol 201, 2007, p. 4659–4665.

MARTINS, L. **Apontamentos sobre anodização**: Q.A.E. FEUP//DEEC.SANTOS, R. D.

Disponível

em:<<http://repositorio.up.pt/aberto/bitstream/10216/592/2/Anodiza%C3%A7%C3%A3o%20e%20colora%C3%A7%C3%A3o%20de%20pe%C3%A7as%20de%20alum%C3%ADnio.pdf>>

Acessado em: 03/04/2009

MASSALSKI, T.B.; OKAMOTO, H. **Binary alloy phase diagrams**. 2ª edição. Ohio: ASM Internacional, 1990.

MELO, J.L. et al, Obtenção e Sinterização de Filmes de Alumina Porosa Através da Anodização de Folhas de Alumínio, in: 51º Congresso Brasileiro de Cerâmica, Salvador-BA, 2007.

MURARKA, S.P. Thermal Oxidation of GaAs, **Applied Physics Letters**, vol26, nº 180, 1975.

NEWTON, D.E. **Chemical Elements: From Carbon to Krypton**, 1ª edição. vol. 1, 2, 3. Detroit: UXL, 1999.

OHRING, M. **The Material Science of Thin Film**. 1ª edição. California: Academic Press, 1992.

PANKOVE, J.I. **Optical processes in semiconductors**. 1ª edição. New York : Dover, 1971.

PAGLIA, G. **Determination of the Structure of γ -alumina using Empirical and First Principles Calculations combined with Supporting Experiments**. Tese (Doutorado em Ciência de Materiais), Curtin University of Technology- Austrália. Perth, 2004.

PEREIRA, A.L.J.; LOPEZ, J.V.; da SILVA, J.H.D. Construção de um sistema de RF magnetron sputtering para preparação de filmes de GaAs amorfo, **Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo**, vol. 22, nº. 2, p. 50-53, 2003

PINEIZ, T.F. **Matrizes semicondutoras GaAs e SnO₂ dopado com terras-raras Ce ou Eu: investigação do transporte elétrico**. Dissertação (Mestrado em Ciências e Tecnologia de Materiais) Faculdade de Ciências - UNESP, Bauru, 2009.

RAMGIR, N.S.; et. al. Effect of particle size and strain in nanocrystalline SnO₂ according to doping concentration of ruthenium, **Solid State Sciences**, Vol 8, 2006, p. 359–362.

SCALVI, L.V.A., **Um estudo sobre centro DX em Al_xGa_{1-x}As**. Tese (Doutorado em Ciências de Materiais) Instituto de Física de São Carlos - USP, São Carlos, 1991

SCALVI, L.V.A. Substitutional donor related states and Au/Ge/Ni contacts to Al_xGa_{1-x}As, **Philosophical Magazine**, vol 68, nº5, p.727-735, 1993.

SCHUBERT, E.F.; et al. Properties of Al₂O₃ optical coatings on GaAs produced by oxidation of epitaxial AIAs/GaAs films, **Applied Physics Letters**, Vol 64, nº22, p.2976-2978, 1994.

SEEGER, K. **Semiconductor Physics: an introduction**. 6^a edição. Berlin : Springer-Verlag, 1997.

SINGH, J. **Electronic and Optoelectronic Properties of Semiconductor Structures**. 1^a edição, New York: Cambridge University Press, 2003.

SMITH, D.L. **Thin-Film Deposition – Principles and Practice**. 1^a edição. New York: McGraw-Hill, 1995.

STOUT, G.H.; JENSEN, L.H. **X-ray structure determination : a practical guide**. 2ª edição. New York: John Wiley & Sons, 1989.

STREETMAN, B.G.; BANERJEE, S. Solid State electronic Devices. 5ª edição. New Jersey: Prentice Hall, 2000. p.524.

SZE, S.M. **Modern Semiconductos Device Physics**. 1ª edição. New York: John Wiley & Sons, 1998.

SZE, S.M. **Semiconductor Devices – Physics and Tecnolog**. 2ª edição. New York: John Wiley & Sons, 2002.

TANG, Z. et al. Electrical measurements of voltage stressed Al₂O₃/GaAs MOSFET, **Microelectronics Reliability**, ScienceDirect, disponível em www.sciencedirect.com. Acessado em: 03/04/2009.

TERRIER, C.; CHATELON, J. P.; ROGER, J.A. Electrical and optical properties of Sb:SnO₂ thin films obtained by the sol-gel method, **Thin Solid Films**, v. 295, p. 95-100, 1997.

TERSOFF, J; JESSON, D.E.; TANG, W.X. Running Droplets of Gallium from Evaporation of Gallium Arsenide, **Science**, vol.324, p. 236-238, 2009

TIMOTEO Jr, J.F. et al, Obtenção de Membranas de Alumina a partir da Anodização de Pó de Alumínio Prensado, in: 17º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências de Materiais, Foz do Iguaçu-PR, 2006.

VALADARES, E.C.; CHAVES, A.; ALVES, E.G. **Aplicações da física quântica: do transistor à nanotecnologia**. 1ª edição. São Paulo: Livraria da Física, 2005.

WASA, K.; KITABATAKE, M.; ADASHI, H. **Thin Films Materials Technology: Sputtering of Compound Materials**. 1ª edição. Norwich, NY : William Andrew Pub., 2004.

WILSON, J.E.B.; DECIUS, J.C.; CROSS, P.C. **Molecular Vibrations – The Theory of IR and Raman Vibrational Spectra**. 1ª edição. New York: Dover Publications, 1955.

YE, P.D. et.al. Improvement of GaAs metal–semiconductor field-effect transistor drain–source breakdown voltage by oxide surface passivation grown by atomic layer deposition, **Solid-State Electronics**, vol. 49, p. 790-794, 2005.

Apêndice A

Medida de Corrente de Fuga.

Para uma melhor caracterização do dispositivo obtido propomos aqui um método para medir a corrente de fuga do sistema, este tipo de medida é comum para verificar se a camada isolante do sistema está atuando de forma satisfatória.

O objetivo deste texto é apresentar um método para este tipo de medida e também os resultados obtidos em nosso dispositivo. Como ficou caracterizado ao longo do texto, nossa camada não é exatamente isolante, mas o método aqui descrito pode ser sempre utilizado. Assim, verifica-se a quantidade de corrente que passa pelo *gate*, quando uma tensão é aplicada na ligação c-d (fonte-dreno), ou seja, pode-se verificar quantitativamente o efetivo isolamento da camada óxida, através da medida de corrente de fuga.

Assim para se avaliar a corrente fuga do sistema propomos o arranjo experimental da figura A1.

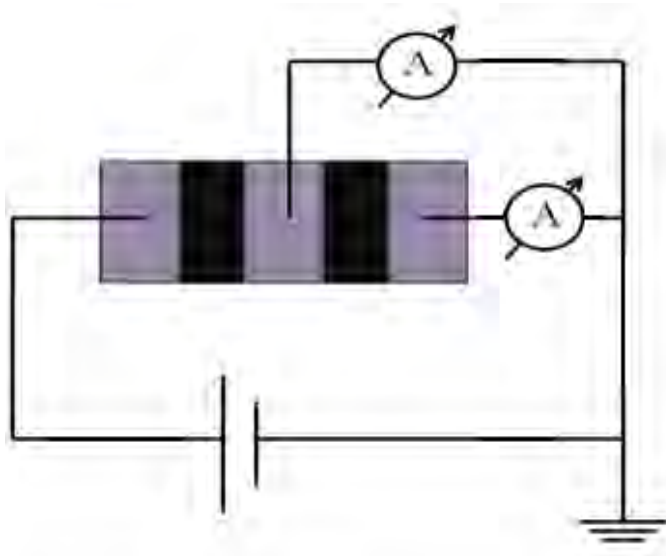


Figura A1 – Esquema de ligações feitas no dispositivo para medir a corrente de fuga.

A figura A2 traz o resultado desta caracterização quando aplicada a nossa amostra, realizada com o aumento da temperatura do sistema.

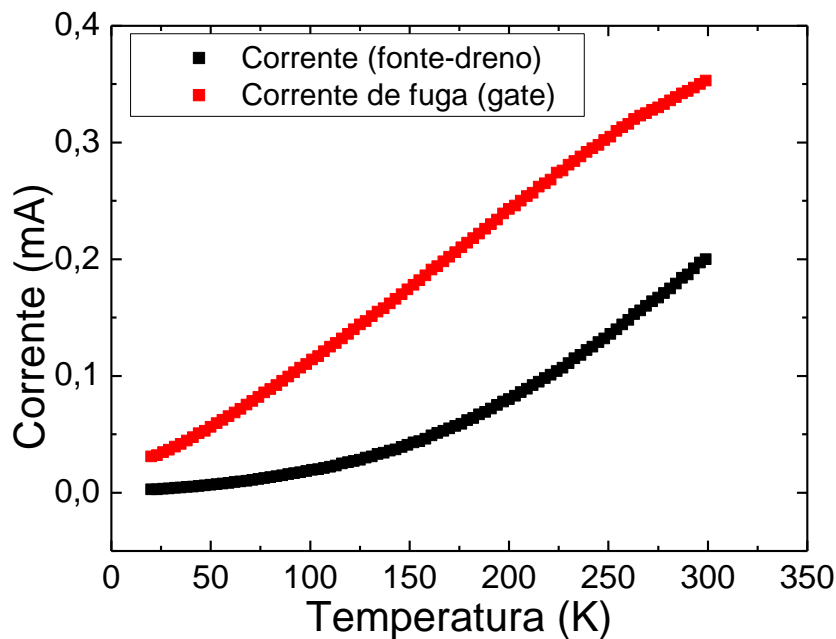


Figura A2 – Medida da corrente de fuga com o aumento da temperatura.

A partir deste resultado podemos concluir que a camada de alumina não está tendo um efeito isolante, pois a corrente que passa pelo *gate* é bastante alta, sendo inclusive sempre superior a corrente que percorre a ligação c-d (fonte-dreno). Porém podemos notar na figura 44 que a corrente de fuga tem um comportamento linear ditado por duas retas (uma reta entre 20K a 250K e outra reta com um coeficiente angular menor entre 250K a 300K) e a corrente que passa pela ligação c-d tem um comportamento aparentemente quadrático. Utilizando o *software* OringLab 8 para calcular os parâmetros das equações que melhor se ajustam aos pontos obtidos experimentalmente podemos utilizar o *software* Maple 11 para fazer o gráfico destas curvas, tendo como objetivo fazer uma extrapolação destes dados. Isto está representado na figura A3.

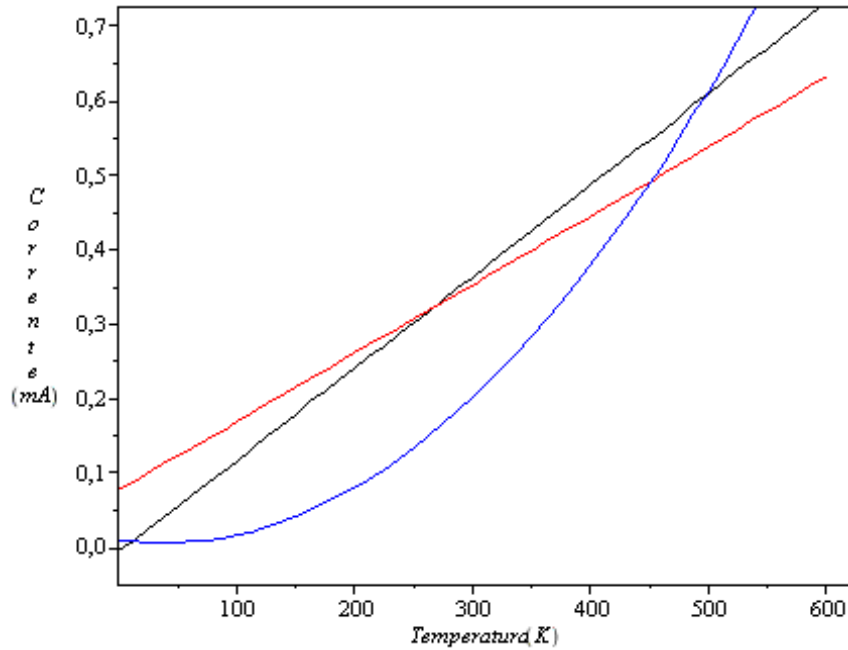


Figura A3 – Extrapolação dos dados obtidos da medida de corrente de fuga.

Na figura A3 as curvas em preto e vermelho correspondem a corrente de fuga. A curva em preto tem validade entre 20K a 250K e a curva em vermelho tem validade acima de 250K. A curva em azul corresponde a corrente da ligação c-d.

Através desta extrapolação podemos ver que existe um ponto no qual a corrente fica abaixo da corrente da ligação fonte-dreno, começando a partir de aproximadamente 450K a ligação fonte-*gate* ser menos condutora do que a ligação fonte-dreno. Uma hipótese para este resultado está relacionada com a própria camada porosa de alumina. Quando aumentamos a temperatura também aumentamos a resistência dos canais metálicos de In através dos poros. Como é conhecido, a resistividade de um metal aumenta com o aumento da temperatura e assim a condução elétrica pela ligação fonte-dreno seria mais privilegiada.

Como isso, esperamos que, em trabalhos futuros, este método possa ser utilizado para complementar as caracterizações elétricas de amostras com características de transistor mais evidentes.