

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA ELÉTRICA**

**Dispositivos de ondas acústicas de superfície
com base em filmes de nitreto de alumínio
depositados por processos a plasma**

Cícero Luiz Alves Cunha

Campus Prof. José Rodrigues Seabra
Itajubá, MG – Brasil
Março de 2021

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA ELÉTRICA**

Cícero Luiz Alves Cunha

**Dispositivos de ondas acústicas de superfície
com base em filmes de nitreto de alumínio
depositados por processos a plasma**

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação
em Engenharia Elétrica como parte dos
requisitos para obtenção do Título de Doutor em
Ciências em Engenharia Elétrica.

Área de Concentração: Microeletrônica

Orientador: Prof. Dr. Tales Cleber Pimenta

Campus Prof. José Rodrigues Seabra
Itajubá, MG – Brasil
Março de 2021

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA ELÉTRICA**

Cícero Luiz Alves Cunha

**Dispositivos de ondas acústicas de superfície
com base em filmes de nitreto de alumínio
depositados por processos a plasma**

Tese aprovada por banca examinadora em 05 de
março de 2021, conferindo ao autor o Título de
Doutor em Ciências em Engenharia Elétrica.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Marco Antonio Ridenti	-	ITA
Prof. Dr. Gilberto Petraconi Filho	-	ITA
Prof. Dr. José Antônio Justino Ribeiro	-	UNIFEI
Prof. Dr. Leonardo Breseghello Zoccal	-	UNIFEI
Prof. Dr. Tales Cleber Pimenta (orientador)	-	UNIFEI

Campus Prof. José Rodrigues Seabra
Itajubá, MG – Brasil
Março de 2021

À minha esposa, Maria Salete, o Amor da minha vida.

AGRADECIMENTOS

Agradeço a Deus que é bom o tempo todo.

Ao meu pai, Expedito, in memoriam, e, em especial, à minha mãe, Maria de Lourdes, o incondicional incentivo e amor.

Aos meus irmãos, José Maurício, in memoriam, Miguel Neto, in memoriam, José Nilton, in memoriam, Expedito Filho, Ângela, Francisco e Cheylla, o amor e companheirismo. Aos meus sobrinhos por acreditarem em mim.

Ao meu orientador, Prof. Tales Cleber Pimenta, a ajuda na concretização desse trabalho, a amizade e confiança.

Aos professores do Grupo de Microeletrônica da UNIFEI, o compartilhamento de seus conhecimentos. Aos servidores e trabalhadores da UNIFEI, pela amizade e disposição em ajudar.

Aos irmãos iteanos, a amizade e respeito.

Aos professores do INATEL, por fazerem parte da minha formação profissional.

Ao prof. José Antônio Justino Ribeiro, o compartilhamento de seus conhecimentos e por participar da minha formação profissional desde a graduação.

Aos meus amigos do Grupo de Microeletrônica da UNIFEI, a amizade e constante disposição em ajudar.

Agradeço a CAPES, CNPq e FAPEMIG pelo suporte financeiro.

Por fim, agradeço a Unicamp, INPE, USP e ITA pelo suporte técnico.

Meus mais sinceros agradecimentos.

“Todas as obras do Senhor são boas; Ele põe cada coisa em prática quando chega o tempo. Não há razão para dizer: “Isto é pior do que aquilo”, porque todas as coisas serão achadas boas a seu tempo. E agora, de todo o coração e com a boca, cantai e bendizei o nome do Senhor!”

(Eclo 39, 39-41)

RESUMO

O estudo dos filmes finos de nitreto de alumínio (AlN) e dos dispositivos construídos envolvendo a tecnologia de ondas acústicas de superfície (OAS) é complexo. Contudo, este trabalho serve de base no desenvolvimento de dispositivos SAW, tais como filtros com alta seletividade, ressonadores, etiquetas de identificação, linhas de retardo, compressores de pulsos, sensores diversos (pressão, temperatura, biosensores). Os dispositivos construídos sobre filmes de AlN usam a tecnologia sem fio e são capazes de operar em ambientes agressivos sem sofrerem degradação.

A atividade se deu em quatro frentes: a *primeira* refere-se à síntese de filmes finos AlN, e visou ao estabelecimento de critérios a fim de caracterizar a deposição dos filmes AlN por pulverização reativa com magnetron e RF; a *segunda* diz respeito à aplicação das técnicas de análise por difração de raios-X (XRD), espectroscopia por infravermelho com transformada de Fourier (FTIR), espectroscopia Raman, perfilometria e espectroscopia por espalhamento Rutherford (RBS); a *terceira* refere-se ao projeto de novos dispositivos SAW e fotolitografia; a *quarta* trata-se da caracterização acústica usando um analisador de rede, e visou-se a determinação da velocidade da SAW, coeficiente de acoplamento eletromecânico e resposta em frequência dos dispositivos. Neste trabalho, realizou-se um estudo dos principais problemas envolvidos na deposição dos filmes de nitreto de alumínio, com boa texturização AlN(100), e altamente cristalinos. Estudou-se a influência da alta velocidade SAW desses filmes de AlN sobre a confecção dos dispositivos SAW. Os principais parâmetros característicos do comportamento dos dispositivos SAW, fabricados na configuração de linha de retardo, foram analisados. Sugeriu-se um novo método de estimativa da velocidade SAW com base na resposta ao impulso dos dispositivos construídos. Onde esse novo método é mais abrangente que os encontrados na literatura científica.

Os resultados das análises dos filmes AlN são coerentes com os encontrados na literatura especializada. Foi possível construir dispositivos SAW com base na estrutura AlN(100)/Si(100). Os dispositivos SAW mostraram uma resposta no domínio da frequência satisfatória e seus parâmetros característicos foram determinados.

Palavras-chaves: Filmes finos, nitreto de alumínio, onda acústica de superfície, velocidade SAW, dispositivo SAW, piezoelétrico, RBS, Raman, modos fônons, FTIR, pulverização reativa com magnetron e RF, estrutura wurtzita, litografia, difração de raios-X, XRD, AlN(100), acoplamento eletromecânico, plasma, caracterização elétrica, parâmetros de espalhamento.

ABSTRACT

The study of thin films of aluminum nitride (AlN) and devices constructed involving surface acoustic waves (SAW) technology is complex. However, this work serves as a basis for the development of SAW devices, such as filters with high selectivity, resonators, identification tags, delay lines, pulse compressors, different sensors (pressure, temperature, biosensors). Devices constructed on AlN films use wireless technology and are capable of operation in harsh environments without suffering degradation.

The activity took place on four fronts: the *first* one refers to the synthesis of AlN thin films, and aimed at the establishment of criteria to characterize the deposition of AlN films by reactive RF magnetron sputtering; the *second* concerns the application of the techniques of analysis by X-ray diffraction (XRD), infra-red spectroscopy with Fourier transform (FTIR), Raman spectroscopy, profilometry and spectroscopy by Rutherford backscattering (RBS); the *third* front refers to the project of new SAW devices and Photolithography; the *fourth* is the acoustic characterization using a network Analyzer, and aimed at the determination of the SAW velocity, electromechanical coupling coefficient and frequency response of the devices. This work performed a study of the main problems involved in the deposition of aluminum nitride films, with good texturing AlN (100), and highly crystalline. It was studied the influence of the high SAW velocity of AlN films on the manufacture of SAW devices. The main characteristic parameters of the SAW devices performance, manufactured in the delay line configuration, were analyzed. It was suggested a new method of estimation of SAW speed based on the impulse response of the devices constructed. Hence this new method is more extensive than those found in the scientific literature.

The results of the analysis of AlN films are consistent with those found in specialized literature. It was possible to construct SAW devices based on the AlN(100)/Si(100) structure. The SAW devices showed a satisfactory response in the frequency domain and their characteristic parameters were determined.

Key-words: Thin films, aluminum nitride, surface acoustic wave, SAW velocity, SAW device, piezoelectric, RBS, Raman, phonon modes, FTIR, reactive RF magnetron sputtering, wurtzite structure, lithography, X-ray diffraction, XRD, AlN(100), electromechanical coupling, plasma, electrical characterization, scattering parameters.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

- Figura 1.1.** Seção transversal de um filme de nitreto de alumínio (AlN) pulverizado, observada por SEM (*Scanning Electron Microscope*). Ela mostra claramente o crescimento colunar, AlN(002), com o eixo-c orientado perpendicularmente ao plano do substrato. Micrografia extraída de [19]. 29
- Figura 1.2.** Esquema mostrando o mecanismo do crescimento do filme fino de AlN, com a escala aproximada. Figura construída com base em [37]. 42
- Figura 2.1.** (a) Câmara de vácuo usada nas deposições dos filmes finos. (b) Desenho esquemático da câmara de vácuo com suas principais partes constituinte. 70
- Figura 2.2.** Sistema de aquecimento do substrato desmontado a fim de mostrar suas principais partes constituintes. 71
- Figura 2.3.** Fotografia dos filmes finos depositados sobre substrato de Si(100) tipo-p por pulverização reativa com magnetron e fonte de RF. Deposições realizadas no Laboratório de Plasmas e Processos (LPP/ITA/DCTA). 72
- Figura 2.4.** Sistema de análise FTIR da Divisão de Química do Instituto de Aeronáutica e Espaço do DCTA. 76
- Figura 2.5.** Espectro de transmissão FTIR dos filmes AlN/Si(100) tipo-p depositados em 200 W, 300 W e 400 W. Figura construída com base em [67]. Absorção característica da ligação Al-N em 682 cm^{-1} (modo vibracional de estiramento $E_1(\text{TO})$). 77
- Figura 2.7.** (a) Diagrama dos estados energéticos vibracional das moléculas e os espalhamentos de Raman e Rayleigh devido à interação com a onda incidente. (b) Espectro de Raman do CCl_4 (tetracloreto de carbono), para deslocamento Raman inferior a 500 cm^{-1} , excitado por uma linha azul (488 nm) de um laser de íon argônio, desenho realizado com base em [143]. 81
- Figura 2.8.** Espectros Raman típicos de filmes finos AlN/Si(100) tipo-p depositados por laser pulsado com diferentes valores de energia. Nos espectros percebe-se três picos onde os dois localizados em 620 cm^{-1} e 670 cm^{-1} correspondem aos modos fônons $A_1(\text{TO})$ e $E_1(\text{TO})$ do filme fino de AlN, respectivamente. O terceiro pico em 824 cm^{-1} é atribuído ao modo fônon do substrato de Si. Figura desenhada com base em [73]. 82
- Figura 2.9.** Difração de raios-X por planos de átomos A-A' e B-B'. Desenho feito com base em [78]. 83
- Figura 2.10.** (a) Difrátômetro de raios-X Philips X-Pert Pro. Figura obtida no Laboratório de Cristalografia e Difração de raio-X do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas. (b) Diagrama esquemático do funcionamento de um difratômetro de raios X onde o desenho foi realizado com base em [78]. 84
- Figura 2.11.** Planos (h k l) do nitreto de alumínio na estrutura hexagonal wurtzita onde $a = b = 3,112\text{ \AA}$ e $c = 4,982\text{ \AA}$. 85
- Figura 2.12.** Difratogramas típicos do AlN/Si onde a Figura foi desenhada com base em [36]. 86
- Figura 2.13.** Diagrama esquemático do funcionamento de um equipamento RBS (*Rutherford Backscattering Spectroscopy*). Desenho realizado com base em [84]. 87
- Figura 2.14.** Sistema RBS do Laboratório de Materiais e Feixes Iônicos (LAMFI) na USP. A aquisição de dados é feita por um buffer-multicanal acoplado a um microcomputador pessoal tipo IBM-PC®. Para cálculo e simulação de espectros de RBS utiliza-se o programa RUMP ou SIMNRA. 87

- Figura 2.15.** Espectro RBS típico de um filme $\text{Al}_1\text{N}_1\text{Ar}_{0,027}$ de espessura 3000×10^{15} átomos/cm² (~ 300 nm de espessura) depositado sobre substrato de silício. Desenho realizado com base em [77]. 89
- Figura 2.16.** Perfilômetro modelo Alpha-Step 500, usado para determinar a espessura dos filmes AlN, do Laboratório Associado de Sensores e Materiais (LAS) no INPE. 90
- Figura 2.17.** Perfil da superfície de uma amostra analisada por perfilometria. Essa figura foi desenhada com base no manual do usuário, do equipamento Alpha-Step® 500 Surface Profile, da TENCOR INSTRUMENTS [87]. 90
- Figura 2.18.** Corte transversal do IDT uniforme excitando os modos acústicos SAW e BAW em uma linha de retardo. 92
- Figura 2.19.** Análise realizada a fim de obter as equações (2.19) e (2.20) as quais permitem estimar a velocidade da SAW em uma região parcialmente metalizada. 93
- Figura 2.20.** Linha de retardo uniforme com base em SAW construída conforme a estrutura IDT Au/AlN/Si. 95
- Figura 2.21.** Excitação de uma SAW por um pulso, com duração muito pequena, a fim de obter a função de transferência da linha de retardo. Os IDT1 e IDT2 são idênticos. 97
- Figura 2.22.** Diagrama de blocos da linha de retardo. 98
- Figura 2.23.** Determinação da largura de faixa Δf de um IDT uniforme nos pontos de -3 dB. 100
- Figura 2.24.** Análise da convolução $\text{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) * \text{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right)$. 101
- Figura 2.25.** Determinação da largura de faixa Δf da linha de retardo nos pontos de -3 dB. 103
- Figura 2.26.** Análise dos sinais no dispositivo. (a) representação passa-faixa de banda estreita. (b) representação complexa, passa-baixas. 107
- Figura 2.27.** Sinais na entrada e na saída do dispositivo. $x(t) = [2 + \cos(8\pi \times 10^3 t)] \cos(\pi \times 10^5 t)$ é o sinal na entrada e $y(t) = \{2 + \cos[8\pi \times 10^3 (t - 0,00014)]\} \cos[\pi \times 10^5 (t - 0,0001)]$ é o sinal disponível na saída. 108
- Figura 2.28.** Máscara fotolitográfica com fundo claro projetada no autoCAD 2008 e impressa pela DGM Design Eletrônica. A máscara tem uma área de 5×5 cm, possibilitando a fabricação de 64 sensores, em uma lâmina de duas polegadas. 110
- Figura 2.29.** Fotoalinhadora Karl Suss MJB-3 Mask Aligner do CCS/Unicamp. 110
- Figura 2.30.** Representação da estrutura AlN/Si tipo-p em corte lateral submetida ao processo fotolitográfico invertido para *lift-off* usando máscara com fundo claro e resiste 5214E. Litografia realizada no CCS/Unicamp. 111
- Figura 2.31.** (a) Imagem dos IDT's de Au depositados sobre filme AlN. (b) Imagem mostrando o contato (*pad*). (c) Imagem da interconexão eletrodo/contato. (d) Imagem mostrando a largura do eletrodo e do espaço entre eletrodos (escala: $2\mu\text{m}$ /subdivisão). Imagens obtidas com microscópio do CCS/Unicamp. 112
- Figura 2.32.** Corte da lâmina de Si usando uma máquina riscadora a diamante do CCS/Unicamp. 113
- Figura 2.33.** Desenho esquemático das etapas de corte da lâmina de silício (de 3 polegadas de diâmetro) contendo os dispositivos SAW, conexão do dispositivo SAW ao suporte *chip carried* por fios de ouro de $25\mu\text{m}$ de diâmetro (*bonding wire*). 114
- Figura 2.34.** Desenho esquemático de um dispositivo de duas portas com as quantidades de onda e coeficientes de espalhamento. Desenho realizado com base em [117]. 115

Figura 2.35. Dispositivo de duas portas durante a operação de medição direta. Desenho realizado com base em [117].	117
Figura 2.36. Dispositivo de duas portas durante a operação de medição reversa. Desenho realizado com base em [117].	117
Figura 2.37. Carta de Smith com os três pontos característicos.	118
Figura 2.38. Caracterização elétrica de um dispositivo SAW realizada no Laboratório de Guerra Eletrônica do ITA/DCTA. (a) Dispositivo SAW conectado ao analisador de rede (RF Network Analyzers 8714ES) fabricado pela Agilent Technologies. (b) Realização da medição do coeficiente de transmissão direta S_{21} , perda por inserção (-7,27 dB), largura de faixa (5,166 MHz) e frequência de operação (10,545 MHz). (c) Medida do coeficiente de reflexão S_{11} mostrado pela carta de Smith.	119
Figura 2.39. Circuito elétrico equivalente de um IDT uniforme.	122
Figura 3.1. Diagramas de difração por raios-X ($\lambda_{Cu,K\alpha} = 1,5405 \text{ \AA}$) dos filmes AlN depositados em função da distância entre o alvo de Al e o substrato Si (100) tipo-p. Condições de deposição: temperatura do substrato (200 ± 5)°C, frequência de RF de 13,56 MHz, potência de RF de 200 W, fluxo Ar de 4,0 sccm, fluxo de N ₂ de 6,0 sccm, pressão base de 10^{-6} Torr, pressão de sputtering de ($3,5 \pm 0,5$) mTorr e pré-sputtering de 15 min.	127
Figura 3.2. Espectros FTIR dos filmes AlN depositados em função da distância entre o alvo de Al e o substrato Si (100) tipo-p e temperatura do substrato fixada em (200 ± 5)°C. Todas as amostras mostram a formação do AlN. Contudo, percebe-se a existência de alguns óxidos amorfos (Al ₂ O ₃ , SiO ₂).	130
Figura 3.3. Espectros Raman dos filmes AlN depositados em função da distância entre o alvo de Al e o substrato Si (100) tipo-p e temperatura do substrato fixada em (200 ± 5)°C. Todas as amostras mostram a formação do AlN. Contudo, percebe-se a existência da alumina Al ₂ O ₃ .	131
Figura 3.4. (a) Estrutura de camadas previstas para o filme fino da amostra C03. (b) Simulação da composição das camadas do filme fino usando-se o código RUMP na interpretação dos espectros RBS da amostra C03.	132
Figura 3.5. (a) Espectro RBS experimental da amostra C03 mais as curvas do substrato Si e das camadas que constituem o filme fino que foi depositado sobre o substrato. (b) Espectro RBS experimental (curva preta) da amostra C03 e resultado do espectro simulado (curva vermelha).	133
Figura 3.6. (a) Estrutura de camadas previstas para o filme fino da amostra C01. (b) Simulação da composição das camadas do filme fino usando-se o código RUMP na interpretação dos espectros RBS da amostra C01.	134
Figura 3.7. (a) Espectro RBS experimental da amostra C01 mais as curvas do substrato Si e das camadas que constituem o filme fino que foi depositado sobre o substrato. (b) Espectro RBS experimental (curva preta) da amostra C03 e resultado do espectro simulado (curva vermelha).	135
Figura 3.8. (a) Estrutura de camadas previstas para o filme fino da amostra C07. (b) Simulação da composição das camadas do filme fino usando-se o código RUMP na interpretação dos espectros RBS da amostra C07.	136
Figura 3.9. (a) Espectro RBS experimental da amostra C07 mais as curvas do substrato Si e camadas que constituem o filme fino que foi depositado sobre o substrato. (b) Espectro RBS experimental (curva preta) da amostra C07 e resultado do espectro simulado (curva vermelha).	137
Figura 3.10. Hibridização do alumínio e do nitrogênio. (a) Camada de valência no estado não excitado e subníveis híbridos $3sp^3$ do alumínio no estado excitado. (b) Camada de valência no estado não excitado e subníveis híbridos $2sp^3$ do nitrogênio no estado excitado.	140
Figura 3.11. Ligações entre átomos de alumínio e nitrogênio formando um prisma de base triangular.	141

Figura 3.12. Ligações entre átomos de alumínio e nitrogênio formando a célula unitária hexagonal wurtzita do AlN com os seguintes parâmetros de rede $a = b = 0,3100$ nm e $c = 0,4980$ nm .	142
Figura 3.13. Célula unitária hexagonal ($a = b \neq c$, $\alpha = \beta = 90^\circ$ e $\gamma = 120^\circ$) do AlN com seus eixos cristalinos a_1 , a_2 , a_3 e identificação dos planos (100) e (001).	143
Figura 3.14. Modos fônons do filme fino de AlN ativos no IR, $E_1(TO)$ e $A_1(TO)$.	145
Figura 3.15. Desenho esquemático do dispositivo sobre teste (DUT) de duas portas.	146
Figura 3.16. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	147
Figura 3.17. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.	148
Figura 3.18. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	148
Figura 3.19. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	149
Figura 3.20. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.	150
Figura 3.21. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	150
Figura 3.22. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	151
Figura 3.23. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.	152
Figura 3.24. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	152
Figura 3.25. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	153
Figura 3.26. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.	154
Figura 3.27. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	154
Figura 3.28. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	155
Figura 3.29. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.	156
Figura 3.30. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	156
Figura 3.31. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	157

Figura 3.32. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.	158
Figura 3.33. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	158
Figura 3.34. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	159
Figura 3.35. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.	160
Figura 3.36. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	160
Figura 3.37. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.	161
Figura 3.38. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.	162
Figura 3.39. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.	162
Figura 3.40. Medida da resposta ao degrau para o SAW 7a a fim de determinar a velocidade da SAW e a resposta ao impulso. As medidas foram realizadas usando um osciloscópio e um gerador de sinal.	163
Figura 3.41. Medida da resposta ao impulso para o SAW 7a a fim de determinar a função de transferência $h(t-t_a)$ do dispositivo, no domínio do tempo, e estimar a velocidade da SAW. A resposta $h(t-t_a)$ foi obtida pela derivada da resposta ao degrau (Figura 3.40).	164
Figura 3.42. Efeito do <i>bonding wire</i> .	168
Figura 3.43. Análise série do dispositivo SAW 7a usando o modelo de Mason para um IDT.	169
Figura 3.44. Análise paralela do dispositivo SAW 7a usando o modelo de Mason para um IDT.	170
Figura 3.45. Casamento de impedância da porta 1 e porta 2 com um transformador $\lambda/4$.	172
Figura 3.46. Casamento de impedância da porta 1 e porta 2 com uma célula L.	173
Figura 3.47. Casamento de impedância da porta 1 e porta 2 com uma célula L. (a) Solução da célula L com o ramo transversal indutivo e o ramo longitudinal capacitivo. (b) Solução da célula L com o ramo transversal capacitivo e o ramo longitudinal indutivo.	175

LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1. Resumo das técnicas importantes e propriedades típicas dos filmes finos piezoelétricos atualmente em uso em MEMS. Dados extraídos de [19].	31
Tabela 1.2. Resumo dos modos fônons ópticos típicos e suas respectivas energias para o filme fino de nitreto de alumínio (AlN) sem tensão residual. Dados extraídos de [66].	58
Tabela 2.1. Parâmetros das seis deposições dos filmes finos de nitreto de alumínio, AlN/Si(100) tipo-p, por pulverização reativa com magnetron RF.	71
Tabela 2.2. Regiões do espectro eletromagnético e métodos espectroscópicos comuns com base na radiação eletromagnética. Os valores limites são aproximados das várias regiões do espectro eletromagnético.	73
Tabela 2.3. Distância interplanar e ângulo de alguns dos planos (h k l) para h-AlN estrutura wurtzita.	85
Tabela 2.4. Parâmetros das duas linhas de atraso calculados a partir das especificações iniciais a fim de confeccionar as máscaras que serão usadas na litografia.	104
Tabela 2.5. Aplicações específicas de dispositivos SAW, filtros e linhas de retardo, e valores típicos de máxima perda por inserção IL(dB).	124
Tabela 3.1. Parâmetros estruturais das amostras C03, C01 e C07 dos filmes AlN depositados.	126
Tabela 3.2. Espessura e taxa de deposição (T.D.) dos filmes AlN/Si(100) medidos usando um perfilômetro nos laboratórios do CCS/Unicamp. A taxa de deposição (T.D.) é estimada dividindo-se a espessura (nm) do filme AlN pelo tempo de deposição (s).	128
Tabela 3.3. Propriedades e características típicas do óxido de alumínio ou alumina Al ₂ O ₃ (Fonte: site da CERAMIC INDUSTRY, www.ceramicindustry.com e da MolTech GmbH, www.mt-berlin.com).	139
Tabela 3.4. Dispositivos SAW caracterizados eletricamente usando um analisador de rede.	146
Tabela 3.5. Parâmetros técnicos medidos na caracterização elétrica dos dispositivos fabricados ($Z_0 = 50 \Omega$ e $P_T = 0 \text{ dBm}$).	166
Tabela A.1. Algumas propriedades da Transformada de Fourier.	194

LISTA DE ABREVEATURAS E SIGLAS

AlN	Nitreto de alumínio
OAS	Onda acústica de superfície
SAW	<i>Surface acoustic wave</i>
RF, rf	<i>Radio frequency</i>
XRD	<i>X-ray diffraction</i>
FTIR	<i>Fourier transform infrared spectroscopy</i>
RBS	<i>Rutherford backscattering spectrometry</i>
IDT	<i>Interdigital transducer</i>
LSI	<i>Large scale integration</i>
SEM	<i>Scanning electron microscope</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MEMS	<i>Micro-electro-mechanical systems</i>
CMOS	<i>Complementary metal oxide semiconductor</i>
BAW	<i>Bulk acoustic wave</i>
DC, dc	<i>Direct current</i>
AFM	<i>Atomic force microscopy</i>
TEM	<i>Transmission electron microscopy</i>
DRX	Difração de raios-X
CVD	<i>Chemical vapor deposition</i>
MO-CVD	<i>Metalorganic chemical vapor deposition</i>
MET	Microscopia eletrônica de transmissão
HRTEM	<i>High resolution transmission electron microscopy</i>
IVD	<i>Ion-vapor deposition</i>
SAED	<i>Selected area electron diffraction</i>

TCF	<i>Temperature coefficient of frequency</i>
PMBE	<i>Plasma enhanced molecular beam epitaxy</i>
FWHM	<i>Full width at half maximum</i>
GSAW	<i>Generalized surface acoustic wave</i>
EDS	<i>Energy-dispersive spectroscopy</i>
MIS	<i>Metal-insulator-semiconductor</i>
HR-XRD	<i>High resolution X-ray diffraction</i>
VHF	<i>Very high frequency</i>
UHF	<i>Ultra-high frequency</i>
DRIFT	<i>Diffuse-reflectance infrared Fourier transform</i>
IBA	<i>Ion beam analysis</i>
LVDT	<i>Linear variable differential transformer</i>
LFF	Largura de faixa fracional
DUT	<i>Device under test</i>
IL	<i>Insertion loss</i>
RL	<i>Return loss</i>
ROE	Relação de onda estacionária
SWR	<i>Standing-wave ratio</i>
KM	<i>Kubelka-Munk</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

k^2	Fator de acoplamento eletromecânico
γ	Raios gama
ν	Frequência
E_ν	Energia
λ	Comprimento de onda
c	Velocidade da luz
h	Constante de Planck
\hbar	Constante de Planck reduzida
$\bar{\nu}$	Número de onda
I_o	Intensidade de radiação incidente
I	Intensidade de radiação transmitida
J	Intensidade de radiação refletida
T	Transmitância
A	Absorbância
a	Seção transversal de captura
b	Percurso óptico
c	Concentração molar
ϵ	Absortividade molar
R	Refletância
K	Coefficiente de absorção
S	Coefficiente de espalhamento
$f(R')$	Refletância <i>Kubelka-Munk</i>
ν_{esp}	Frequência da onda espalhada
ν_{inc}	Frequência da onda incidente

n	Níveis de energia
E_n	Energia do nível n
K	Constante de força
μ	Massa reduzida
m_1, m_2	Massas
E_{inc}	Energia incidente
E_{esp}	Energia espalhada
ν_0	Frequência do nível 0
ν_1	Frequência do nível 1
$P(n)$	População do nível n
κ	Constante de Boltzmann
T	Temperatura
ν_{laser}	Frequência do laser
λ_{esp}	Comprimento de onda espalhada
a, b, c	Parâmetros de rede
h, k, l	Índices cristalográficos de Miller-Bravais
d_{hkl}	Distância interplanar
$\alpha, \beta, \gamma, \theta$	Ângulos
n	Número inteiro positivo
$D_{médio}$	Tamanho do grão
H	Largura a meia altura do pico
A	Número total de partículas detectadas
Q	Número total de partículas incidentes
$d\Omega$	Ângulo sólido diferencial
S	Área do feixe
λ_0	Comprimento de onda do modo SAW
f_0	Frequência do modo SAW

v_{SAW}	Velocidade da SAW
$\lambda(\theta_R)$	Comprimento de onda do modo BAW
$v(\theta_R)$	Velocidade da BAW
θ_R	Ângulo de Rayleigh
f	Frequência
f_c	Frequência central
L_T	Comprimento efetivo do transdutor
Θ, Θ', t	Tempo
η	Taxa de metalização
f_0	Frequência máxima da SAW
w	Largura das digitais
Δf	Largura de faixa
A	Abertura acústica
L	Espaço livre de metalização entre IDT's
L_{DL}	Comprimento da linha de retardo
d	Distância
N	Número efetivo de digitais
N_p	Número efetivo de pares de digitais
t_{Delay}	Tempo de atraso
Q	Fator de qualidade
\vec{P}	Polarização
\vec{p}	Momento de dipolo
V	Volume
ϕ	Potencial elétrico
τ	Tempo
T	Período da onda
$h_1(t), h_2(t)$	Função de transferência no domínio do tempo para IDT1 e IDT2

$H_1(f), H_2(f)$	Função de transferência no domínio da frequência para IDT1 e IDT2
$x(t), y(t)$	Função no domínio do tempo
$X(f), Y(f)$	Função no domínio da frequência
t_p	Atraso de fase
t_g	Atraso de grupo
$\beta(f)$	Fase
f_m	Frequência máxima
$\tilde{h}(t)$	Fasor de $h(t)$
S_{ij}	Coefficientes de espalhamento onde $i = 1, 2$ e $j = 1, 2$
S	Matriz de espalhamento
a_i	Amplitude normalizada do sinal (tensão/corrente) de entrada, na porta i
b_i	Amplitude normalizada do sinal (tensão/corrente) de saída, na porta i
Z_0	Impedância de referência
Z_{ii}	Impedância complexa na porta i
z_{ii}	Impedância normalizada na porta i
Γ_{ii}	Coefficiente de reflexão na porta i
T	Coefficiente de transmissão do DUT
Γ	Coefficiente de reflexão do DUT
SWR_{ii}	Relação de onda estacionária na porta i do DUT
$V_{m\acute{a}x}, V_{m\acute{i}n}$	Valores máximo e mínimo da tensão
$Y(f)$	Admitância
C_T	Capacitância estática equivalente do IDT
C_E	Capacitância estática por par de digital
$G_a(f)$	Condutância de radiação
$B_a(f)$	Susceptância móvel do transdutor
f_c	Frequência central ou frequência no ponto de mínima perda por inserção
L	Indutância

ξ	Eficiência de radiação acústica
$(\Delta f)_m$	Largura de faixa mecânica
$N_{p, \text{ótimo}}$	Valor ótimo do número de pares de digitais
Q_e	Fator de qualidade do circuito elétrico
$(\Delta f / f_c)_{\text{máx}}$	Largura de faixa fracional máxima
$P\bar{6}_3mc$	Grupo espacial (notação de Hermann-Mauguin)
C_{6v}^4	Grupo espacial (notação de Schoenflies)
A_1, B_1, E_1, E_2	Modos fônons
E_{2l} (ou $E_2^{(1)}$)	Modo fônion
E_{2h} (ou $E_2^{(2)}$)	Modo fônion
$A_1(\text{LO}), E_1(\text{LO})$	Modos fônons longitudinal óptico
$A_1(\text{TO}), E_1(\text{TO})$	Modos fônons transversal óptico
t_i	Espessura da i-ésima camada do filme
t	Espessura do filme fino
l_1, l_2	Comprimento das ligações covalentes
s, p	Subníveis energéticos
f_1, f_2	Frequências nos pontos de -3dB
P_R	Potência refletida
P_T	Potência transmitida
Z_{linha}	Impedância série
Y_{linha}	Admitância série
a	Raio do fio de ouro
D	Diâmetro do fio de ouro
$2r$	Distância entre os contatos
μ_c	Permeabilidade magnética do condutor
$\varepsilon/\varepsilon_0$	Rigidez dielétrica relativa

ρ_c	Resistividade do condutor
l_{linha}	Comprimento dos fios
R_{linha}	Resistência dos fios
L_{linha}	Indutância dos fios
C_{linha}	Capacitância dos fios
G_{linha}	Condutância dos fios
$Z_{paralelo}$	Impedância em paralelo
$Z_{série}$	Impedância em série
R_{Sii}	Resistência série na porta i
C_{Sii}	Capacitância série na porta i
Z_{Tii}	Impedância do circuito equivalente paralelo na porta i
Y_{Tii}	Admitância do circuito equivalente paralelo na porta i
G_{Tii}	Condutância do circuito equivalente paralelo na porta i
B_{Tii}	Susceptância do circuito equivalente paralelo na porta i
R_{Pii}	Resistência do circuito equivalente paralelo na porta i
C_{Pii}	Capacitância do circuito equivalente paralelo na porta i
R_g	Resistência do gerador
$X_{l ii}$	Reatância longitudinal do adaptador L, na porta i
$X_{t ii}$	Reatância transversal do adaptador L, na porta i
$L_{M ii}$	Indutância de compensação na porta i
f_r	Frequência de ressonância
$C_{l ii}$	Capacitância longitudinal do adaptador L, na porta i
$L_{l ii}$	Indutância longitudinal do adaptador L, na porta i
$C_{t ii}$	Capacitância transversal do adaptador L, na porta i
$L_{t ii}$	Indutância transversal do adaptador L, na porta i

SUMÁRIO

1

INTRODUÇÃO DO PROBLEMA

1.1	Sinopse histórica	25
1.2	Revisão da literatura	28
1.3	Justificativa e objetivos	64

2

MATERIAIS E MÉTODOS

2.1	Deposição dos filmes finos	69
2.2	Análise físico-química dos filmes finos	72
2.3	Modelagem dos dispositivos SAW	91
2.4	Fabricação dos dispositivos SAW	109
2.5	Caracterização dos dispositivos SAW	115

3

RESULTADOS E DISCUSSÕES

3.1	Resultados das análises físico-químicas dos filmes finos	125
3.2	Resultados da caracterização elétrica dos dispositivos SAW	145
3.3	Determinação da velocidade da SAW	163

3.4	Escolha do melhor dispositivo	165
3.5	Análise do efeito das conexões dos fios de ouro	167
3.6	Casamento de impedância	171

4

CONCLUSÕES

4.1	Aspectos relevantes do trabalho	176
4.2	Sugestões para trabalhos futuros	181
4.3	Publicação	182

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	183
-----------------------------------	-----

ANEXO A – Transformadas de Fourier	194
---	-----

1

INTRODUÇÃO DO PROBLEMA**1.1 Sinopse histórica**

Nesta seção faz-se um relato cronológico desse fascinante dispositivo com base na tecnologia de ondas acústicas de superfície (SAW-*surface acoustic wave*) desde a descoberta das ondas SAW até sua aplicação em sistemas de comunicações atuais [1]. Embora a existência da *onda acústica de superfície* (OAS) tenha sido primeiramente discutida em 1885, por Lord Rayleigh [2], ela não despertou interesse da engenharia por um longo tempo. Em 1965, a situação mudou dramaticamente. O pesquisador White sugeriu que a SAW pode ser excitada e detectada usando-se um transdutor interdigital (IDT-*interdigital transducer*), colocado sobre um substrato piezoelétrico [3]. Isso é porque o IDT é muito fino e, portanto, pode ser produzido em massa através da tecnologia da fotolitografia, a qual tem sido bastante desenvolvida para fabricação de dispositivos semicondutores, e o projeto adequado do IDT possibilitou a construção dos *filtros transversais com excelente desempenho*.

Então, na Europa e América, foi investido um grande esforço na pesquisa e desenvolvimento dos dispositivos SAW para uso em aplicações militares e em comunicações, tais como *linhas de retardo, filtros de compressão de pulso para radar e ressonadores com alta estabilidade para geração de sinal de relógio*. As pesquisas estão refletidas na grande quantidade de publicações técnicas especiais [4-6]. O estabelecimento das tecnologias de projeto, fabricação e o avanço das tecnologias digitais, representados pelo microcomputador, fizeram com que a importância dos dispositivos SAW, para os militares, decrescesse ano após ano e muitos pesquisadores em instituições nacionais e universidades deixaram este campo,

após a redução ou cortes em seu suporte financeiro. Assim, com o fim da guerra fria, muitos pesquisadores de várias empresas abandonaram suas pesquisas na área de SAW.

Por outro lado, pesquisadores japoneses também se dedicaram aos dispositivos SAW a partir de 1960, porém preocuparam-se principalmente com o consumidor e aplicações nas comunicações. Iniciando com filtros de frequência intermediária (FI) para televisão [7], vários filtros e ressonadores foram desenvolvidos e produzidos em massa a partir da década de 1970. Depois disso, porém, muitas empresas deixaram a competição por causa das reduções dos preços e quotas de mercado fixo. Essa mesma razão forçou empresas bem-sucedidas a reduzirem seus custos com pesquisa. Com isso, as atividades de pesquisa dos japoneses foram diminuindo até meados dos anos 1980.

O rápido crescimento do mercado das comunicações móveis no final dos anos 1980 mudou a situação novamente. Novas empresas se uniram às empresas sobreviventes e uma concorrência muito forte foi reiniciada [8]. No Japão, atualmente, mais de 20 empresas produzem dispositivos SAW. A expansão do mercado também estimulou as pesquisas, e muitos trabalhos inovadores (sensores químicos, biológicos e novos materiais para SAW/filmes finos, etc.) surgiram nos últimos 30 anos.

Com o progresso, as desvantagens anteriores dos dispositivos SAW, como *elevada perda por inserção e baixa potência*, foram superadas. Os dispositivos SAW já foram aplicados em *antena duplex de fone móvel*, cujas exigências são extremamente rigorosas.

Até recentemente, pesquisadores acreditavam que o limite prático da frequência para a produção em massa dos dispositivos SAW era 1 GHz. Contudo, com o progresso nas tecnologias de microfabricação, importados da tecnologia de produção LSI de circuitos integrados¹, e refinamento dos processos de fabricação possibilitaram a produção em massa dos dispositivos SAW na faixa de 2,5 GHz [9, 10].

¹ A tecnologia LSI (*Large Scale Integration*) apareceu na década de 60 e se refere à tecnologia usada na construção de 1.000 ou mais transistores num único chip.

Assim, com o rápido avanço na tecnologia de comunicação digital as especificações para os dispositivos SAW tornaram-se mais rigorosas. Esse recente progresso no desenvolvimento dos sistemas de comunicação tem possibilitado uma maior evolução dos dispositivos SAW, que são normalmente usados como elementos chave em tais sistemas. As especificações de desempenho necessárias para esses dispositivos SAW não pode sempre ser realizada com os três materiais cristalinos mais utilizados como substrato: *quartzo*, *niobato de lítio* e *tantalato de lítio*. Portanto, existe uma tremenda necessidade de novos *materiais piezoelétricos* capazes de melhorar o desempenho das capacidades dos dispositivos SAW. Primeiramente, para fornecer uma baixa *perda por inserção*, um novo material do substrato deve possuir um forte ou moderadamente forte *acoplamento piezoelétrico*. Um novo material deve também proporcionar uma variação mínima da frequência com a temperatura. Ao mesmo tempo a propagação da SAW sobre esses novos substratos deve possuir mínimo *ângulo de fluxo de energia* e mínima *difração*. O substrato deve também ter um *fator Q acústico* suficientemente alto, tal que a atenuação SAW seja aceitável em altas frequências. Não é difícil encontrar substratos que possuam algumas dessas propriedades desejadas, mas não é possível satisfazer todas essas necessidades com uma simples orientação de alguns dos três materiais, comumente usados. O desafio é, portanto, encontrar um novo material que possua uma orientação ou faixa de orientações que satisfaçam, simultaneamente, todas essas exigências. Adicionalmente a essas exigências técnicas, um novo material precisa ser comercialmente avaliado por um preço razoável, cujos recursos da técnica de crescimento não podem ser complexos nem caros. Ou seja, deve ser possível crescer cristais de tamanho grande com um diâmetro de no mínimo três polegadas (3"). Para muitas aplicações comerciais, uma velocidade SAW baixa é preferida a fim de minimizar a lâmina (*chip*), o tamanho do encapsulamento e, conseqüentemente, reduzir o custo do dispositivo SAW [11].

Atualmente, sabe-se que existe somente um material piezoelétrico capaz de satisfazer todas essas exigências. Esse material é o *silicato de gálio e lantânio*, ou seja, $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ ou *Langasite*. Esse material foi sintetizado na Rússia no início dos anos 80, possuindo uma piezoeletricidade moderadamente forte com um fator de acoplamento eletromecânico superior ao do quartzo. Vários estudos têm mostrado que o Langasite é bem aceito para aplicações em ambientes agressivos (temperaturas acima de 1000 °C), sendo limitado apenas pela perda elevada na propagação, especialmente em altas frequências, sendo inaceitável para aplicações acima de 1 GHz, sob condições de alta temperatura. Consequentemente, vários trabalhos têm relatado o desenvolvimento de dispositivos SAW sobre o Langasite [11-18].

A seguir, será realizada uma revisão da literatura a fim de mostrar os principais trabalhos reportando avanços e tendências da tecnologia em nível de filmes finos piezoelétricos, em particular o *nitreto de alumínio* (AlN), e tipos de dispositivos adequados a esses filmes.

1.2 Revisão da literatura

(a) Crescimento e deposição de filmes finos piezoelétricos. Os materiais piezoelétricos podem ser disponíveis nas formas de filme fino ou volumétricas para aplicações em sensores. Esses materiais em ambas as formas podem ser integrados usando técnicas apropriadas de microusinagem nas estruturas micromecânicas a fim de construir sensores sensíveis. A parte crítica na construção dos transdutores piezoelétricos microusinados é a deposição do material piezoelétrico na forma de filmes finos com espessura variando de 0,1 μm a várias dezenas de 1 μm , e propriedades piezoelétricas próximas àsquelas dos correspondentes materiais volumétricos. As propriedades dos materiais piezoelétricos do filme fino dependem da

estequiometria, morfologia do filme, densidade do filme, impurezas e defeitos. A fim de obter uma larga resposta às deformações mecânicas, os filmes piezoelétricos precisam ser crescidos com uma estrutura texturizada com alto grau de alinhamento do eixo piezoelétrico (polarização). Em adição às condições usadas para o processo de crescimento, a orientação e qualidade do material do substrato é também uma grande influência na nucleação e subsequente crescimento dos filmes piezoelétricos [19]. Por essas razões, os filmes piezoelétricos são crescidos, tipicamente, sobre uma camada semente apropriados, por exemplo, Pt (111) ou Si (100). A Figura 1.1 mostra uma imagem SEM (*Scanning Electron Microscope*) típica de uma estrutura colunar obtida num filme piezoelétrico, depositado por pulverização (*sputtering*).

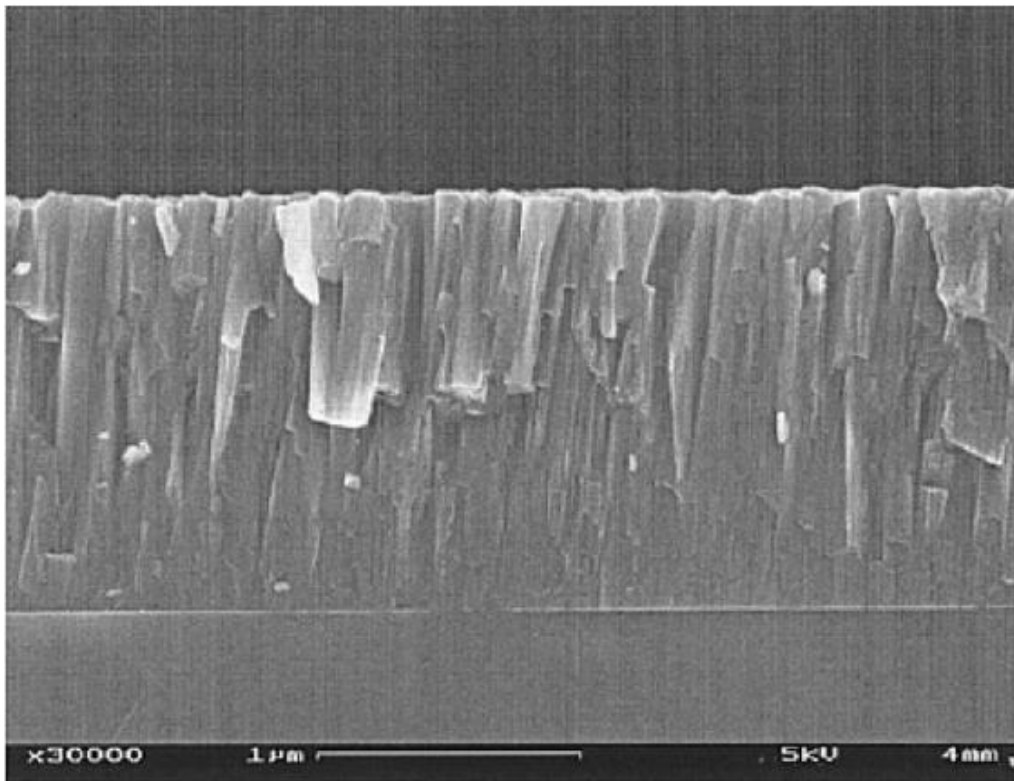


Figura 1.1. Seção transversal de um filme de nitreto de alumínio (AlN) pulverizado, observada por SEM (*Scanning Electron Microscope*). Ela mostra claramente o crescimento colunar, AlN(002), com o eixo-c orientado perpendicularmente ao plano do substrato. Micrografia extraída de [19].

Os filmes finos piezoelétricos podem ser depositados por várias técnicas tais como pulverização, métodos com solução química, impressão de telas e técnica de deposição de camada atômica. Geralmente todos esses métodos envolvem três etapas principais: (i) geração das espécies atômicas ou moleculares de interesse, (ii) transporte e condensação (deposição) das espécies no substrato e (iii) cristalização e cozimento do filme após a deposição. Além disso, dependendo de como as espécies atômicas ou moleculares são geradas e conduzidas sobre o substrato, os métodos podem ser, de modo geral, classificados em *métodos químicos* (por exemplo, deposição por vapor químico, técnicas sol-gel, etc.) ou *métodos físicos* (por exemplo, pulverização, epitaxia por feixe molecular, deposição por laser pulsado, etc.). Para cada um dos materiais piezoelétricos de interesse, vários desses métodos foram explorados com gradual sucesso e vantagens. Os detalhes das técnicas e publicações, relatando sobre o controle da deposição e a qualidade dos filmes finos, são bastante extensos. A Tabela 1.1 resume muitas técnicas importantes e as propriedades típicas dos filmes finos piezoelétricos atualmente em uso ou de interesse em dispositivos MEMS (*micro-electro-mechanical systems*).

Em geral, filmes finos piezoelétricos como o nitreto de alumínio (AlN), óxido de zinco (ZnO) e titanato zirconato de chumbo (PZT ou $\text{Pb}[\text{Zr}_x\text{Ti}_{1-x}]\text{O}_3$ com $0 \leq x \leq 1$), policristalinos *in natura*, são usados em dispositivos SAW para alta frequência. O nitreto de alumínio possui alta velocidade SAW, baixa perda de propagação, e alta estabilidade térmica, e pode ser crescido sobre vários substratos. Além disso, é essencial que o crescimento e o processamento desses filmes sejam compatíveis com o processo CMOS e poder ser usado como parte integrante de circuitos integrados. Dentre as várias técnicas de deposição, a pulverização tem muitas vantagens para o crescimento dos filmes finos devido a sua simplicidade, baixo custo, e a capacidade de se obter filmes de boa qualidade com as propriedades desejadas.

Tabela 1.1. Resumo das técnicas importantes e propriedades típicas dos filmes finos piezoelétricos atualmente em uso em MEMS. Dados extraídos de [19].

Material	Método de deposição	Taxa de deposição ou espessura do filme	Temperatura do substrato (°C)	Propriedades piezoelétricas
AlN/z-LiNbO ₃	Pulverização catódica usando magnetron e fonte corrente contínua	6 nm/min	200	$k = 0,14 - 0,17$
AlN/Pt(111)	Pulverização catódica usando magnetron e fonte corrente contínua pulsada	0,4 μm	400	$e_{31,f} = 1,0$ (pC/m ²), $d_{33,f} = 3,4$ (pC/m ²), $\text{tg}(\delta) = 0,002$, $k = 0,23$
AlN	Pulverização reativa	1 μm	300	$e_{31,f} = -0,58$ (pC/m ²), $d_{33,f} = 3,56$ (pC/N), $k = 0,25$
AlN/Si(111)	Deposição de vapor químico metal orgânico	130–250 nm	1050–1190	$d_{33} = 5,47 - 6,56$ (pm/V)
AlN/Si(111)	Deposição usando laser pulsado	43–18 nm/min	500–920	–
ZnO/Pt	Processo Sol-gel	–	650, 700	$d_{33} = 17,11$ (pm/V)
ZnO/glass (Corning 7059)	Pulverização catódica usando magnetron e radiofrequência	18 nm/min	200	$k = 0,25 - 0,26$
ZnO/Si(001)	Pulverização catódica usando magnetron e radiofrequência	22 nm/min	ambiente	–
ZnO/glass	Deposição usando laser pulsado	45,8 nm	250	–
PZT/Pt(111)/Ti/SiO ₂ /Si	Método de solução química	0,25–6 μm	700 (Sinterização)	$e_{31,f} \approx -7$ (pC/m ²), $d_{33,f} = 150$ (pC/N), $\text{tg}(\delta) = 0,05 - 0,02$
PZT/LSMO/Si	Sol-gel em pó híbrido	~ 5 μm	800 (Sinterização)	$d_{33,f} = 340$ (pC/N), $\text{tg}(\delta) = 0,02$
PZT/Si/SiO ₂ /Ti/TiO ₂ /Pt	Deposição de solução química à base de diol	4,1 μm	–	$e_{31,f} = 7,29$ (pC/m ²) $e_{31,f} = 7,29$ (pC/m ²), $\text{tg}(\delta) = 0,023$
PZT/Ti/SiO ₂ /Si(100)	Deposição usando laser pulsado	1–3 μm	700	–

(b) Filmes de nitreto de alumínio altamente orientados. Filmes de nitreto de alumínio monocristalinos e com orientação preferencial do eixo-c perpendicular à superfície do substrato foram crescidos sobre o plano basal da safira, AlN(001)/Al₂O₃(001) e, também sobre os substratos de vidro e de filme de Au/vidro, conforme SHIOSAKI, T. et al. [20]. Nas deposições eles usaram uma temperatura do substrato baixa (50 a 500 °C) e a técnica de *pulverização reativa com magnetron e radiofrequência (RF)*. Ondas acústicas de superfície foram geradas em ambas as estruturas onde os transdutores interdigitais (IDT's) foram colocados no topo do filme de nitreto de alumínio e na interface entre o filme e o substrato de safira. O fator de acoplamento eletromecânico efetivo k^2 foi 0,09 e 0,12 %, para essas

respectivas configurações dos transdutores interdigitais. Os filmes de nitreto de alumínio pulverizados sobre filme Au/vidro e sobre lâmina de vidro são piezoelétricos e usados como transdutores de ondas acústicas volumétricas (BAW) e de superfície (SAW), respectivamente. Esse é o primeiro relato sobre filmes piezoelétricos de AlN crescidos sobre substratos de vidro e de filme metálico, a baixa temperatura e orientação no eixo-c.

A *pulverização reativa com magnetron e radiofrequência*, com temperaturas dos substratos inferiores a 300 °C, foi usada por PEARCE, L. G. et al. [21] para depositarem filmes AlN piezoelétricos altamente orientados sobre substratos de silício. Os substratos são lâminas de Si(100) tipo-n com e sem o crescimento de óxido termicamente. Os resultados das análises por difração de raios-X mostraram picos AlN(002). Esses picos correspondem ao AlN orientado com o eixo-c normal à superfície do substrato de silício. Com esses filmes construíram dispositivos SAW de acordo com a estrutura SAW/AlN/Si. Esses dispositivos fabricados incluem: duas linhas de retardo, um convolutor monolítico degenerado e ressonador SAW de duas portas com refletores formados por uma matriz de fitas metálicas.

Filmes de AlN foram crescidos sobre diferentes substratos pelo método do *canhão de pulverização catódica modificado*, segundo ONISHI, S. et al. [22]. Essa técnica permite um isolamento elétrico entre a fonte e o substrato e o uso de alta densidade de potência sem submeter os substratos ao bombardeio de elétrons. Qualquer vazamento de elétrons no eixo é capturado pelo campo magnético adicional. O crescimento do filme AlN é completamente livre do bombardeio de elétrons. Um campo magnético muito forte torna possível pulverizar abaixo de 1 mTorr. Esta pulverização em alto vácuo melhora a *intensidade do pico de raios-X (002)*, a *lisura da superfície*, a *cor*, a *transparência* e a *taxa de deposição* do filme. A taxa de deposição do *canhão de pulverização* é tão alta quanto 2,4 $\mu\text{m/h}$ a uma potência de entrada de 300 W. Os autores relatam sobre a qualidade das propriedades acústica e óptica. A perda por inserção do filme AlN ($h/\lambda = 0,35$) sobre vidro *Corning 0211* é 39 dB na frequência de

193,4 MHz. A distância de propagação centro a centro é 10 mm. Os parâmetros do projeto dos transdutores interdigitais são: 12 pares de digitais, comprimento de onda 23,3 μm , abertura acústica 1,0 mm. A técnica de deposição por canhão magnetron de pulverização possui as seguintes vantagens: (i) o forte campo magnético permite pulverizações tão baixa quanto 1 mTorr, orientação do eixo-c pura, superfície espelhada, filmes incolores e transparentes, alta taxa de deposição e coeficiente de expansão térmica equivalente; (ii) a taxa de deposição com canhão de pulverização é três vezes superior à taxa da pulverização reativa com magnetron tradicional, visto que o sistema de resfriamento do alvo torna possível aumentar a potência de rf ou dc; (iii) filmes de alta qualidade podem ser depositados a baixas temperaturas, 300–350 °C; (iv) quanto menor, melhor utilizados os alvos possibilitando uma fonte de material mais barata e mais fácil fabricar que os alvos do sistema pulverização reativa com magnetron.

As propriedades do nitreto de alumínio (AlN), ou seja, *rigidez elástica*, *piezoelectricidade* e *permissividade* foram determinadas por TSUBOUCHI, K. et al. [23]. Eles realizaram cálculos usando um computador a partir dos resultados experimentais das velocidades de fase SAW e coeficientes de acoplamento eletromecânico. Os filmes de AlN(001) utilizados são filmes monocristalinos sobre o plano basal da safira crescidos pela técnica de *deposição por vapor químico metalorgânico (metalorganic chemical vapor deposition (MO-CVD))*. Pela primeira vez são reportados todos os elementos matriciais das constantes materiais. As variações calculadas das velocidades de fase SAW e constantes de acoplamento com espessuras dos filmes AlN nos planos basal e R da safira concordam com os resultados experimentais reportados. Em seguida, usando as constantes dos materiais avaliadas, é mostrado que as características de alta frequência (UHF) e baixa dispersão SAW (variação da velocidade inferior a 0,1 % para uma largura de faixa fracional de ~ 20 %) com

alto acoplamento (1 %) podem ser esperadas para AlN/Si e AlN/Si/Safira, quando o eixo-c do AlN está alinhado ao longo da superfície do Si(001).

Uma descrição da morfologia da superfície, composição e estrutura dos filmes finos de nitreto de alumínio (AlN) foi realizada por WANG, Xiao-Dong et al. [24]. Os filmes de AlN foram depositados pelo método de *pulverização por feixe de íons* de Al, no qual usou-se ou N₂ puro ou uma mistura de gás N₂(75 %)+H₂(25 %) como alimentação de gás para o canhão de íons. Os filmes formados usando a mistura de gás contendo hidrogênio foram depositados nos substratos, ou à temperatura ambiente ou 200 °C. A superfície dos filmes é extremamente lisa para os filmes crescidos sob todas as condições de deposição: as análises AFM (*Atomic Force Microscopy*) indicaram uma rugosidade média inferior a 1 nm em uma área de 500×500 nm². As análises TEM (*Transmission Electron Microscopy*) dos filmes mostraram que eles são altamente texturizados: o eixo-c dos grãos AlN estão preferencialmente orientados perpendicularmente à interface filme/substrato, ou seja, orientação AlN(002). Os filmes crescidos com N₂ puro consistiram de grãos com diâmetros da ordem de 100 nm, enquanto os filmes formados com uma alimentação de gás contendo hidrogênio possuem, no mínimo, uma ordem de magnitude inferior ao tamanho do grão.

Filmes finos de nitreto de alumínio (AlN) foram crescidos em ultra-alto vácuo, pela técnica de deposição por pulverização catódica reativa, sobre substratos Si(111) e Si(001). Os filmes AlN foram caracterizados por espalhamento Raman, RBS (*Rutherford Backscattering Spectroscopy*) e microscopia eletrônica de transmissão, os quais mostram a ocorrência do crescimento epitaxial do filme fino AlN, estrutura wurtzita, sobre Si(111) em temperaturas superiores a 600 °C, conforme reportado por MENG, W. J. et al. [25]. Em contraste, a caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de transmissão (MET) mostra a formação de filmes AlN estrutura wurtzita, policristalinos, altamente orientados AlN(001)/Si(001). Medições em tempo real, da curvatura do substrato, revelaram a existência

de um grande estresse intrínseco nos filmes de nitreto de alumínio, crescidos sobre ambos os substratos Si(111) e Si(001).

Filmes de nitreto de alumínio (AlN) foram crescidos epitaxialmente sobre substratos de Si(111), pela primeira vez, através de ablação por laser pulsado do alvo de AlN sinterizado, segundo VISPUTE, R. D. et al. [26]. A influência dos parâmetros de processo, tais como densidade de energia do laser, temperatura do substrato, taxa de repetição do pulso, pressão parcial do nitrogênio, etc., sobre o crescimento epitaxial foi investigado a fim de obter filmes AlN de alta qualidade. Esses filmes foram caracterizados por técnicas de *espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (Fourier Transform Infrared (FTIR) spectroscopy)*, *espectroscopia Raman*, *difração de raios-X (DRX)*, *microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução (High Resolution Transmission Electron Microscopy (HRTEM))*. Os filmes depositados com densidade de energia do laser na faixa de 2–3 J/cm², temperatura do substrato de 750 °C, e pressão base de 3×10⁻⁷ Torr são monofásicos e altamente orientados com o eixo-c normal à superfície do substrato Si(111).

LIAW, H. Ming; HICKERNELL, Fred S. [27], depositaram filmes de nitreto de alumínio policristalinos sobre substratos de Si(100), revestidos por uma camada isolante de Si₃N₄, pelo método de *pulverização reativa com magnetron e corrente contínua (d.c.)*. Os autores realizaram experimentos a fim de avaliar o efeito dos parâmetros materiais do AlN sobre as características SAW. Os transdutores SAW foram fabricados com eletrodos interdigitais de Al sobre os filmes AlN e as medições de transmissão realizadas na faixa de frequência de 50 MHz a 1,5 GHz. As características SAW foram correlacionadas com os parâmetros materiais da orientação cristalina, tamanho do grão, morfologia da superfície e concentração de oxigênio. Um parâmetro material importante, afetando as características SAW, é o grau de orientação cristalina preferencial do eixo-c normal ao plano do substrato. Com a melhor orientação dos grãos AlN tem-se uma resposta SAW mais forte, uma maior

velocidade de fase SAW e uma menor perda por inserção e de propagação, na faixa de frequência da medição. Com base nos dados experimentais o coeficiente de acoplamento eletromecânico k^2 , para os melhores filmes pulverizados, é de aproximadamente 0,28 %. Esse valor, juntamente com as características de velocidade e a perda de propagação, mostram que as propriedades SAW dos filmes AlN(002) aproximam-se das dos filmes AlN(002) epitaxiais.

WATANABE, Y. et al. [28], sintetizaram filmes de nitreto de alumínio (AlN) pela *evaporação do alumínio e irradiação simultânea de íons de nitrogênio*, usando o método de *deposição por vapor de íons (ion-vapor deposition (IVD))*, sobre substratos de vidro e silício, com a temperatura do substrato igual à temperatura ambiente ou 473 K. A energia cinética do feixe de íons de nitrogênio incidente foi mantida em 0,5 keV e a taxa de deposição variou de 0,075 a 0,28 nm/s. A estrutura dos filmes sintetizados foi examinada por *X-ray diffraction (XRD)* e a morfologia da superfície caracterizada por AFM. Nos difratogramas XRD de ambos os filmes sintetizados na temperatura ambiente ou 473 K, as linhas de difração de um pico forte devida ao plano AlN(100), e de um pico largo correspondente aos planos AlN(002) e (101), foram identificadas. As observações de AFM revelaram que a superfície dos filmes sintetizados em 473 K tornou-se rugosa quando comparada com a dos filmes obtidos na temperatura ambiente. Isso pode ser atribuído ao crescimento das partículas de AlN sobre um substrato mantido a 473 K. Além disso, nos filmes sintetizados com o substrato a 473 K, percebem-se várias saliências agregadas à superfície relativamente lisa, na taxa de deposição de 0,28 nm/s, enquanto que a superfície dos filmes é uniforme na escala nanométrica com taxa de deposição inferior a 0,12 nm/s. Esses resultados sugerem que a síntese dos filmes finos AlN com superfície uniforme é exequível, controlando-se a temperatura do substrato e a taxa de deposição.

O crescimento dos filmes de AlN sobre substratos Si(100) usando a técnica de *deposição a laser pulsado* foi relatado por KUMAR, A. et al. [29]. Os parâmetros da deposição a laser e temperatura do substrato são importantes na fabricação dos filmes AlN de alta qualidade. Os filmes depositados em altas temperaturas (675 °C) mostraram melhores propriedades cristalinas e também são altamente orientados AlN(002)/Si(100), com o eixo-c perpendicular à superfície do substrato. Os filmes foram caracterizados por XRD, *scanning electron microscope* (SEM) e FTIR. Um AFM foi usado a fim de obter topografias tridimensionais das superfícies desses filmes.

VACANDIO, F. et al. [30], depositaram filmes finos de nitreto de alumínio (AlN) sobre substratos de vidro por pulverização reativa com triodo corrente contínua (d.c.). Foram usadas várias pressões parciais do N₂ para produzir filmes cuja composição variou de alumínio puro a nitreto de alumínio estequiométrico. Esses filmes foram caracterizados por XRD, medidas da resistência elétrica e testes eletromecânicos. Os difratogramas XRD mostram que os filmes são estequiométricos ($N/Al = 1$), com o aparecimento do pico AlN(002), para uma pressão parcial $p_{N_2} = 1,33 \times 10^{-2}$ Pa. A partir dos difratogramas XRD e valores da resistência elétrica dos filmes, demonstrou-se que para filmes subestequiométricos ($p_{N_2} = 1,33 \times 10^{-2}$ Pa, $N/Al < 1$), a estrutura passa por um estado intermediário onde ocorrem ambas as fases metálicas (Al) e cerâmicas (AlN). O comportamento eletroquímico dos filmes foi estudado, em soluções de H₂SO₄ e HCl, usando técnicas eletromecânicas clássicas como diagramas de impedâncias e curvas de polarização. Os resultados permitem a proposição de um modelo para os filmes subestequiométricos, que descreve um contato entre a fase metálica do Al e fases cerâmicas do AlN. Quando a pressão parcial do N₂ cresce a resistência à corrosão dos filmes também cresce. Os filmes AlN estequiométricos ($p_{N_2} = 1,33 \times 10^{-2}$ Pa) mostram uma resistência à corrosão superior à dos subestequiométricos.

Quando filmes finos AlN são aplicados a dispositivos SAW, são necessários filmes AlN(100) com o eixo-c orientado paralelamente à superfície do substrato. Pois, segundo ISHIHARA, M. et al. [31], o coeficiente de acoplamento eletromecânico k^2 dos filmes AlN(100) são superiores àqueles dos filmes AlN(001). Contudo, é difícil preparar filmes AlN(100) pelas técnicas de pulverização catódica e de revestimento iônico (um processo PVD). Com a intenção de investigar a orientação preferencial dos filmes finos de nitreto de alumínio, eles cresceram os filmes por pulverização catódica reativa com magnetron corrente contínua sobre substratos de aço inox e vidro. Onde a orientação preferencial AlN(100) foi conseguida para distância alvo-substrato longa (superior a 120 mm) e altas pressões de pulverização catódica (superior a 0,6 Pa). Segundo a teoria deles, a taxa de crescimento relativa (100)/(001) do filme varia, quando a unidade de deposição muda de átomos Al e N para o dímero Al-N. Normalmente, quando o *livre percurso médio* das espécies Al e N é muito maior que a distância alvo-substrato, as espécies Al e N são depositadas diretamente sobre o substrato, e os filmes crescem com orientação preferencial AlN(001). Entretanto, quando o *livre percurso médio* é muito menor que a distância alvo-substrato, as colisões entre as espécies Al e N ocorrem com mais frequência no espaço entre alvo e substrato, e os dímeros Al-N são formados e depositados sobre a superfície do substrato, originando a orientação preferencial AlN(100).

Filmes AlN/vidro, AlN/KCl e AlN/aço inox foram crescidos por *pulverização catódica reativa com magnetron e corrente contínua* (d.c.). Neste trabalho, DIMITROVA, V. et al. [32] relataram que os filmes de AlN foram preparados em uma mistura gasosa Ar+N₂, e suas microestruturas, rigidez, índice de refração e transmitância no infravermelho foram examinados. Em $\lambda = 640$ nm, o coeficiente de extinção para esses filmes na faixa do visível é 3×10^{-3} e o índice de refração $n = 1,93$. Os filmes finos AlN produzidos nesse estudo são *policristalinos* com uma superfície lisa e uma microestrutura densa e homogênea. Os

resultados obtidos confirmam a possibilidade da produção dos filmes finos AlN policristalinos, com boas características ópticas e mecânicas, por *pulverização catódica reativa com magnetron e corrente contínua*.

LIUFU, D.; KAO, K. C. [33], mediram as propriedades piezoelétricas dos filmes AlN depositados por pulverização reativa com magnetron dc. Os resultados experimentais mostram que filmes AlN(002) podem ser fabricados por pulverização reativa com magnetron dc em campo elétrico baixo, com os elétrons energéticos expulsos pelo campo magnético, a fim de reduzir eventuais efeitos prejudiciais devidos ao bombardeio de elétrons sobre os filmes em crescimento, e que os filmes AlN possuem um forte efeito piezoelétrico em micro-ondas. As medidas elétricas foram realizadas com as seguintes estruturas (Au-Cr)/AlN/(Au-Cr)/vidro e Al/AlN/Al/vidro. As análises XRD mostraram um único pico AlN(002), eixo-c normal à superfície do substrato, e foi realizada na estrutura AlN/Si(100) tipo-n. Com a estrutura (Au-Cr)/AlN/(Au-Cr)/z-LiNbO₃ foram realizadas medidas das propriedades piezoelétricas e construção de uma linha de retardo na faixa de micro-ondas. O filme AlN possui uma velocidade de onda acústica volumétrica de 10400 m/s e uma boa característica dielétrica com um gap de 6 eV, e um alto coeficiente de acoplamento eletromecânico variando de 0,14–0,17.

Os parâmetros de deposição, durante a pulverização reativa com radiofrequência, têm uma influência marcante sobre a resposta piezoelétrica dos filmes finos AlN segundo RUFFNER, J. A. et al. [34]. Observou-se que os valores da resposta piezoelétrica variaram de -3,5 a +4,2 pm/V para filmes AlN, de espessura 1 µm, depositados sobre a estrutura Ru/Ti/Si. Essa variação substancial na resposta piezoelétrica ocorreu apesar de que todos os filmes finos AlN exibirem uma orientação cristalográfica correta para a atividade piezoelétrica (planos cristalográficos (002) paralelos ao plano do substrato). Uma investigação dos efeitos dos parâmetros de deposição, em particular a natureza da interface entre AlN e Ru, foi realizada.

O intervalo de tempo entre a deposição das camadas de filme fino adjacentes parece ter maior influência no valor da resposta piezoelétrica. Esse resultado sugere que uma reação química, ocorrendo na superfície do filme fino Ru, é responsável pela alteração de uma importante propriedade do filme fino, tal como a orientação do dipolo dentro do filme fino AlN sobrejacente.

DUMITRU, V. et al. [35], depositaram filmes finos AlN por pulverização reativa com magnetron e radiofrequência (1,78 MHz) e corrente contínua, numa atmosfera de argônio e nitrogênio, sobre substratos de vidro em baixas temperaturas ($< 150\text{ }^{\circ}\text{C}$) e taxas de nitrogênio 16, 21 e 30 %. Foram encontradas distintas características ópticas e estruturais para os filmes (ambos opacos e transparentes), obtidos estes dois métodos experimentais. Sugere-se que essas diferenças são devidas aos efeitos do plasma sobre o substrato, durante o crescimento, resultante das diferentes taxas de bombardeio iônico nos dois modos de pulverização. Nas baixas concentrações de nitrogênio, foram obtidos filmes Al_xN_y não transparentes, uma alta taxa de bombardeio iônico facilita a formação da fase AlN, e numa taxa de nitrogênio de 30 %, onde foram depositados filmes transparentes em ambos os modos de pulverização, o alto bombardeio iônico produz filmes altamente orientados AlN(002).

O crescimento com sucesso de filmes finos de nitreto de alumínio (AlN) sobre substratos de Si(111) usando o método de pulverização reativa com magnetron e corrente contínua foi relatado por XU, Xiao-Hong et al. [36]. Os filmes caracterizados possuem orientações preferenciais dos planos (100) e (002), baixa rugosidade superficial, e uma composição homogênea. Os efeitos da pressão de pulverização, potência de pulverização e distância (D) do alvo ao substrato sobre a orientação preferencial dos filmes AlN, são estudados. Os resultados mostram que uma menor pressão de pulverização e uma distância D mais curta são propícias para a formação do plano (002). Ao contrário, uma pressão de pulverização mais elevada e distância D mais longa são benéficas para o crescimento do plano

(100). Além disso, a orientação preferencial do filme AlN também é tratada do ponto de vista da formação da ligação química Al–N (dímero) e o *livre percurso médio* das espécies pulverizadas.

O mecanismo de crescimento dos filmes finos de nitreto de alumínio (AlN) pulverizados reativamente foram analisados por HWANG, Bing-Hwai et al. [37]. Os filmes finos de AlN crescidos sobre substratos Si(100) pela técnica de deposição por vapor físico (PVD), adotando pulverização reativa e radiofrequência, foram analisados por XRD, SEM e TEM. Os filmes de espessura aproximadamente 3 μm exibiram uma direção de crescimento preferencial [001], onde os cristais AlN colunares são crescidos num formato não-epitaxial e, normalmente, alinhados perpendicularmente à superfície do substrato SiO₂/Si. A análise microestrutural detalhada TEM da seção transversal dos filmes finos revelam três áreas incluindo o substrato de Si (camada (a)), a do SiO₂ (camada (b)), e a do filme AlN (camadas (c) a (f)). O filme de AlN depositado parece consistir de quatro camadas distintas (Figura 1.2), caracterizadas por suas fases cristalinas e orientações cristalográficas dos grãos. Estas incluem as camadas (c) reação, (d) transição, (e) alinhamento, e (f) superfície. A camada da reação (c) é composta de Al₂O₃ precipitados numa matriz amorfa. Grãos de AlN orientados aleatoriamente começam a se formar na extremidade inferior e tornam-se mais alinhados na extremidade superior da camada de transição (d). Na camada (e), desenvolveram-se grãos AlN bem alinhados formando uma estrutura colunar distinta, a qual continua a crescer em tamanho originando a camada (f). As observações microestruturais permitiram propor um mecanismo de crescimento envolvendo a influência da α -Al₂O₃. Os difratogramas XRD revelaram que os filmes depositados são AlN hexagonal. Embora outros picos, tais como (100), (101) e (103) estejam presentes, o AlN(002) é o predominante. Portanto, o filme fino AlN é fortemente texturizado com o eixo-c normal à superfície do substrato.

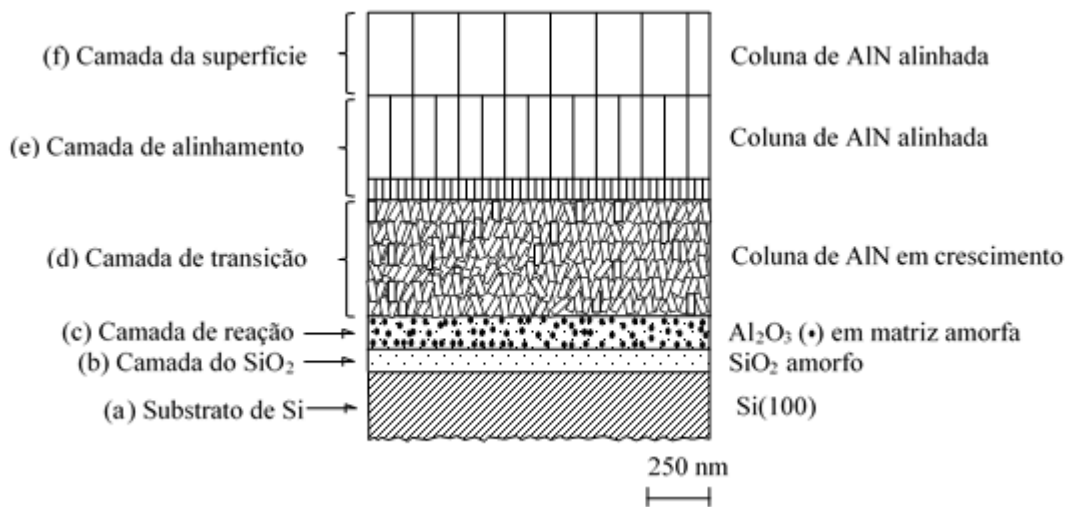


Figura 1.2. Esquema mostrando o mecanismo do crescimento do filme fino de AlN, com a escala aproximada. Figura construída com base em [37].

Um filme piezoelétrico combinado a alta velocidade do substrato como o diamante, é bastante promissor para construção de dispositivos SAW operando em altas frequências. Nesse trabalho, segundo ASSOUAR, M. B. et al. [38], investiga-se a otimização dos parâmetros de crescimento dos filmes finos AlN com as propriedades necessárias para os dispositivos SAW: *alta resistividade, baixa rugosidade e boa piezoeletricidade*. Os filmes AlN foram depositados por *pulverização reativa com magnetron dc* sobre substrato de silício (100), com várias condições de deposição, incluindo a concentração de N₂ na mistura gasosa Ar+N₂, pressão de pulverização (de 3×10^{-3} a 9×10^{-3} mbar), potência dc (de 100 a 400 W) e temperatura do substrato (de 100 a 600 °C). A duração do crescimento foi modulada a fim de obter-se uma espessura do filme constante (2 μm) para permitir uma melhor comparação. Os difratogramas XRD mostram que os filmes AlN depositados na faixa de 60–80% de N₂, temperatura do substrato 400 °C, e pressão de pulverização 6×10^{-3} mbar, exibem uma estrutura colunar, texturizado, com orientação (002) correspondente à estrutura wurtzita, com

o eixo-c perpendicular à superfície do substrato. Os filmes AlN elaborados em condições ótimas exibem baixa rugosidade (>5 nm) e alta resistividade elétrica ($>10^{14}$ $\Omega\cdot\text{cm}$). O dispositivo SAW, filtro SAW, é formado por IDT/AlN/Si e IDT/AlN/Safira com o comprimento de onda de $32\ \mu\text{m}$.

A deposição dos filmes finos AlN wurtzita pela técnica de pulverização reativa e RF, sob várias concentrações de nitrogênio em baixa temperatura ($350\ ^\circ\text{C}$), foi realizada por CHENG, H. et al. [39]. A evolução da orientação preferencial e morfologia dos filmes depositados foram estudadas por XRD, SEM. Os modos fônons vibracionais dos filmes AlN foram estudados usando FTIR e Raman. Encontrou-se que em baixa concentração de N_2 (25 %), os filmes mostraram orientação preferencial (100). Com o aumento da concentração de N_2 , os filmes tendem a uma orientação aleatória, aparecendo todos os picos (100), (101) e (002). Um maior aumento na concentração de N_2 resulta em filmes com orientação (002), com o eixo-c normal à superfície do substrato Si. A morfologia dos filmes depositados também muda de faceta de estrutura de grãos parecida com pedrinhas. O mecanismo de formação da orientação preferencial e morfologia são discutidos e relacionados com as condições de deposição. Dois picos foram encontrados no espectro FTIR e atribuídos aos modos fônons $E_1(\text{TO})$ e $A_1(\text{TO})$. O deslocamento do pico $E_1(\text{TO})$ para um número de onda alto indica que aumentou o estresse compressivo, desenvolvido nos filmes depositados com o aumento da concentração de N_2 . O maior pico observado no espectro Raman foi identificado como sendo devido aos modos fônons E_2^2 . Os resultados do espectro vibracional medidos foram relacionados com a microestrutura dos filmes depositados.

Posteriormente, CHENG, H. et al. [40] analisaram a microestrutura de filmes AlN crescidos para diferentes valores de pressão. Os filmes 2H-AlN wurtzita foram depositados sobre Si(100) tipo-p, por *pulverização reativa com magnetron RF*, sob vários valores de pressão, a uma temperatura relativamente baixa ($350\ ^\circ\text{C}$). A evolução da microestrutura foi

estudada pelas técnicas de difração de raios-X (XRD) e difração eletrônica por área selecionada (*Selected Area Electron Diffraction* (SAD)). A análise XRD mostra que diminuindo a pressão de pulverização, a orientação preferencial do AlN muda de (100) para (002). Os resultados SAD confirmam a existência de uma forte textura (100) nos filmes com orientação preferencial (100). Em alta pressão ($\geq 7,5$ mTorr), os filmes mostram orientação preferencial (100). Diminuindo a pressão de pulverização para 5 mTorr causa a diminuição da orientação preferencial, aparecendo os picos (100), (002) e (101) no difratograma XRD. Em 2 mTorr, a textura (002) torna-se óbvia pelo fraco pico (100). Diminuindo mais ainda a pressão para 1,4 mTorr, a orientação do AlN muda completamente para (002).

SANZ-HERVÁS, A. et al. [41], apresentam a análise FTIR como uma técnica para o estudo morfológico dos filmes finos AlN. Tem-se comparado as análises FTIR e XRD dos filmes AlN policristalinos wurtzita, depositados sobre substratos de Si(001) por pulverização reativa RF de um alvo de Al numa mistura de $N_2 + Ar$. A orientação preferencial e qualidade cristalina dos filmes foram investigadas por XRD. O espectro FTIR mostra banda de absorção devida aos modos vibracionais das ligações Al-N, em particular, o modo $A_1(TO)$ em 612 cm^{-1} e o modo $E_1(TO)$ em 672 cm^{-1} . A razão entre as áreas integradas das bandas de absorção $A_1(TO)$ e $E_1(TO)$ relaciona-se com a orientação preferencial dos filmes, que varia de filmes com grãos puramente orientados (002) a filmes com grãos inclinados de aproximadamente 60° em relação ao eixo normal à superfície. Mudanças de energia dos modos de absorção infravermelhas (IR) foram observadas em relação ao estresse residual presente nos filmes. Com a variação do estresse residual de tração para compressão, a energia do pico $E_1(TO)$ aumentou, enquanto a energia do pico $A_1(TO)$ diminuiu. Concluiu-se que a espectroscopia de transmissão FTIR pode ser usada como uma técnica de caracterização para o controle da produção dos filmes finos AlN policristalinos. Algumas amostras exibem o pico (002), indicando uma orientação preferencial do eixo-c perpendicular à superfície. Outras

amostras foram crescidas com orientações misturadas, incluindo os picos (002), (101), (102) e (103) com inclinações dos cristalitos de $61,6^\circ$, $42,7^\circ$ e $31,6^\circ$, respectivamente.

Filmes finos de nitreto de alumínio foram depositados sobre substratos Al/vidro, polarizados negativamente, por pulverização reativa com magnetron e RF. A distância entre o alvo e o substrato foi de 17 cm. CHU, A. K. et al. [42] investigaram a microestrutura e morfologia dos filmes crescidos com diferentes polarizações dos substratos. A espessura típica do filme depositado é 600 nm. Os filmes mostraram-se amorfos quando nenhuma polarização foi aplicada aos substratos. Foi observado o pico de difração AlN(002) para polarizações de -180 e -210 V. Com a polarização de -210 V, foi obtido um cristal granular (002) com diâmetro máximo de 80 nm. Em adição à orientação AlN(002), a direção AlN(100) foi observada quando a polarização foi aumentada de -240 V e -270 V. O pico referente ao plano (002) desaparece na polarização de -320 V. Além disso, os filmes AlN depositados possuem uma *refletância especular* para distância alvo-substrato grande. Com uma polarização de -210 V obteve-se uma rugosidade máxima dos filmes de $47,2 \pm 5,0$ nm.

CHENG, Hao et al. [43], cresceram filmes AlN wurtzita (2H-AlN) sobre substratos de Si(100), por pulverização reativa com magnetron e RF, sob várias condições de deposição. A evolução da estrutura e morfologia dos filmes AlN foram estudadas por XRD e SEM. A orientação preferencial é altamente sensível às condições de deposição, tais como pressão de pulverização, potência de RF e concentração de N_2 . A taxa de fluxo de gás mostrou nenhuma influência sobre a orientação preferencial, contudo a *qualidade cristalina do filme depositado foi melhorada com o aumento da taxa de fluxo*. A temperatura influencia a orientação preferencial de forma complexa. Uma correlação entre a orientação preferencial e a morfologia dos filmes foi observada. Encontrou-se que grãos parecidos com vermes são encontrados nos filmes com orientação preferencial (100). Grãos parecidos com pedrinhas são

apropriados aos filmes crescidos com orientação preferencial (002). A estrutura cônica piramidal prevalece nos filmes que mostram a existência dos picos (101) no espectro XRD.

Um estudo das características de propagação da onda SAW nos filmes finos AlN crescidos sobre diamante foi realizado por IRIARTE, G. F. [44]. O diamante possui a mais alta velocidade SAW de todos os materiais e, assim, têm significativas vantagens para a fabricação dos dispositivos SAW em alta-frequência, quando combinado com um filme fino piezoelétrico. Foram examinadas as propriedades das estruturas de filme multicamada, consistindo de AlN/diamante/Si. Foram depositados filmes AlN altamente texturizados, por pulverização reativa, em substratos de diamante policristalinos na temperatura ambiente. Análises XRD da estrutura multicamadas, bem como, imagens AFM da superfície do AlN indicam que os filmes AlN depositados possuem uma orientação do eixo-c perpendicular à superfície do substrato, com *largura a meia altura máxima*, da curva *rocking* do pico AlN(002), de $2,1^\circ$. A espessura da camada AlN foi de $4,3 \mu\text{m}$, enquanto a camada de diamante foi de $50 \mu\text{m}$ de espessura e $3''$ da lâmina de Si. Subsequentemente, foi fabricado e avaliado um ressonador SAW 1-porta com metalização de Al. Os resultados experimentais mostram a excitação dos modos fundamental e superiores da SAW de Rayleigh. Assim, a velocidade de fase do primeiro modo, segundo modo, terceiro modo, e quarto modo foi de 6850, 10000, 11800 e 14450 m/s, respectivamente. Foi obtida uma faixa de rejeição muito boa de -50 dB .

CLEMENT, M. et al. [45], apresentam um estudo da influência dos parâmetros de deposição sobre a orientação preferencial dos filmes AlN policristalinos. Os filmes AlN foram crescidos por pulverização reativa e RF de um alvo Al numa mistura gasosa N_2+Ar para diferentes valores dos parâmetros de deposição: pressão total, nitrogênio contido na mistura gasosa, tensão de polarização do substrato. A orientação preferencial foi estudada por XRD. Foram obtidos filmes com diferentes orientações preferenciais, variando de filmes com o

eixo-c normal à superfície do substrato para filmes com o eixo-c inclinado até $61,6^\circ$, em relação à normal ao substrato. Obteve-se filmes AlN exibindo uma orientação preferencial (002) pura e curvas *rocking* com uma baixa *largura a meia altura máxima* de $4,2^\circ$.

Filmes de nitreto de alumínio (AlN) de alta qualidade foram depositados sobre substrato de Si(100), por pulverização reativa com magnetron e RF, alvo de Al e mistura gasosa de Ar e N₂. OLIVEIRA, I. C. et al. [46] relatam que as deposições foram realizadas com a temperatura do substrato variando desde a temperatura ambiente (aquecimento do plasma) até 400°C . Foram realizadas análises por XRD, AFM e RBS. A estrutura cristalina foi investigada por XRD revelando uma pronunciada textura dos filmes depositados. Alguns dos compostos investigados foram depositados sobre uma camada fina (buffer) de Al puro. A morfologia da superfície dos filmes foi investigada por AFM, e verificou-se a dependência em relação às condições de deposição. Geralmente, dois tipos de estruturas foram encontradas AlN(002)/Si(100) e AlN(100)/Si(100). No presente estudo, é relatado que a orientação preferencial é determinada, principalmente, pelas condições geométricas de pulverização e não dependem da natureza do gás ou temperatura do substrato.

ASSOUAR, M. B. et al. [47], depositaram filmes finos AlN wurtzita pela técnica de pulverização reativa com magnetron e RF, sobre substrato de Si(100), a baixa temperatura (400°C). As propriedades microestruturais dos filmes AlN foram investigadas por XRD, SEM, TEM e AFM a fim de melhorar o acoplamento piezoelétrico para os dispositivos SAW. Encontrou-se que os filmes AlN depositados sob condições experimentais ótimas, como revelado por XRD e difração eletrônica da área selecionada (*Selected Area Electron Diffraction* (SAED)), exibem uma alta orientação preferencial (002), onde os cristais colunares são crescidos num diagrama não-epitaxial e alinhados quase perpendicularmente ao substrato Si. A curva *rocking* ω , mostra que o desvio padrão das colunas dos filmes finos AlN é inferior a 1° , o qual mostra a alta qualidade desses filmes. Além do mais, as imagens AFM

mostram uma rugosidade superficial muito baixa, menos que 7 Å, o que é importante para diminuir a perda de propagação nos filmes AlN. Os filmes sintetizados com condições ótimas foram usados para realizar dispositivos SAW, exibindo um bom desempenho de filtragem e um bom compromisso entre velocidade de fase, coeficiente de acoplamento eletromecânico (k^2) e coeficiente de temperatura de frequência (*Temperature Coefficient of Frequency* (TCF)).

Com o intuito de estudar a adequação dos filmes AlN, depositados por pulverização reativa com RF, como elemento atuante nos *sistemas microeletromecânicos* (*micro-electro-mechanical systems* (MEMS)) dos dispositivos, IBORRA, E. et al. [48] investigaram a influência de alguns parâmetros de deposição (voltagem da polarização do substrato e pressão de pulverização) sobre a orientação preferencial, tamanho do grão, *estresse residual* e a resposta piezoelétrica dos filmes. A orientação preferencial e o tamanho do grão foram obtidos por análises XRD. O *estresse residual* foi deduzido a partir de medições da curvatura da lâmina de Si. A característica piezoelétrica foi avaliada a partir da resposta em frequência dos filtros SAW. Um controle cuidadoso da energia fornecida aos substratos permitiu crescer os filmes com a orientação do eixo-c pura, AlN(002), e com boa resposta piezoelétrica. A pressão de pulverização foi ajustada a fim de reduzir a quantidade de *estresse residual*. Como resultado, determinou-se a relação entre os parâmetros de deposição e as características do filme AlN. Esse estudo tornou possível a fabricação e teste das estruturas MEMS com base no AlN. Em particular, construiu-se a estrutura de uma ponte suspensa, AlN/polissilício bímorfo, usando microusinagem de superfície.

JUNG, Jun-Phil et al. [49], fabricaram dispositivos SAW com uma configuração ZnO/*buffer*/Si, empregando-se poli-AlN (depositados por *pulverização reativa com magnetron e RF*) e epi-AlN depositados por PMBE (*plasma enhanced molecular beam epitaxy* (PMBE)) como camada intermediária (*buffer*). Em particular, são estudados os efeitos

da camada intermediária AlN sobre a orientação dos filmes ZnO, assim como, o desempenho dos dispositivos SAW. Os filmes de ZnO piezoelétricos foram depositados por pulverização e RF, em condições normais de potência RF de 300 W, relação $O_2/(Ar+O_2)$ de 10 %, e temperatura do substrato de 300 °C. Para todos os filmes depositados AlN e ZnO, o espectro XRD e curvas *rocking* ω FWHM (*Full Width at Half Maximum*) foram medidas em função das condições de deposição, a fim de caracterizar a orientação preferencial do eixo-c e qualidade cristalina. Os filmes de nitreto de alumínio apresentaram uma orientação AlN(002) perpendicular à superfície do substrato Si. A resposta em frequência (inclusive S_{21}) dos dispositivos SAW, fabricados na configuração IDT/ZnO/AlN/Si, foi medida. Os resultados experimentais indicam que a orientação do eixo-c e a qualidade cristalina dos filmes ZnO são determinados, principalmente, pelas propriedades da camada *buffer* AlN. Além do mais, a perda por inserção dos dispositivos SAW, IDT/ZnO/AlN/Si, foi encontrada como sendo dependente da qualidade cristalina e morfologia da superfície da camada *buffer* AlN. As correlações entre as propriedades dos *buffers* AlN e as características dos dispositivos SAW IDT/ZnO/AlN/Si são discutidas detalhadamente.

Uma análise da resposta eletroacústica dos filtros SAW, construídos sobre filmes finos AlN depositados em vários tipos de lâminas de silício, foi reportada por CLEMENT, M. et al. [50]. Os filmes AlN com orientação (002) foram depositados por pulverização reativa e RF, usando um alvo de Al e mistura gasosa de N_2 e Ar, sobre lâminas de Si(100) e (111) com resistividades variando entre 10–2000 $\Omega\cdot\text{cm}$. A resposta eletroacústica dos filtros SAW com comprimento de onda acústica de 40 μm foi analisada pela medição dos parâmetros de espalhamento (S_{ij}), com um analisador de rede. Têm-se determinado uma faixa de rejeição, que está diretamente relacionada à resistividade do substrato, variando de 26 dB para 10 $\Omega\cdot\text{cm}$ a 55 dB para 2000 $\Omega\cdot\text{cm}$. A velocidade SAW depende da orientação da lâmina Si, sendo aproximadamente 4700 m/s para o Si(111) e 5100 m/s para o Si(100). As respostas

eletroacústicas dos filtros SAW foram formatadas por computação, com base num modelo simples do circuito, que considera os efeitos parasitas, tais como o acoplamento eletromagnético aéreo e a condução através do substrato. Esse procedimento fornece valores precisos do fator de acoplamento eletromecânico k^2 , mesmo para dispositivos com características pobres. É demonstrada a boa qualidade dos filtros SAW de AlN/Si(100) alta resistividade, com k^2 superior a 0,12 %.

Filmes finos AlN foram depositados usando a técnica do *arco catódico filtrado*. O efeito da energia de impacto dos íons sobre o *estresse intrínseco* e a microestrutura dos filmes finos foram examinados por GAN, B. K. et al. [51]. Eles estudaram a dependência do estresse intrínseco sobre a energia de impacto iônico com uma variação de 0 a 350 V, usando polarização DC (até vários KV), para uma fração de íons com polarização pulsada. Para polarização DC, o estresse alcança um máximo em 200 V e decresce com o crescimento da polarização dos íons. A orientação preferencial dos cristalitos foi estudada por TEM e XRD. Encontrou-se que existe uma preferência para o *eixo cristalográfico c paralelo ao plano do filme* sob condições de alto estresse intrínseco (4 GPa) e, ao contrário, observou-se uma orientação do *eixo-c perpendicular ao plano do filme* para um baixo estresse intrínseco (0,25 GPa).

IBORRA, E. et al. [52], apresentaram um estudo do efeito do bombardeamento de partículas sobre a orientação preferencial e o estresse residual dos filmes finos AlN policristalinos para aplicações SAW. Os filmes foram depositados sobre Si(100), por pulverização reativa e RF de um alvo de alumínio em uma mistura de Ar e N₂. Os principais parâmetros de deposição foram mudados como segue: pressão total 4 mTorr a 11 mTorr, o conteúdo de N₂ na mistura de gás de 20 % a 80 %, e polarização do substrato de -10 V a -30 V. Com a indução de uma polarização negativa, e suficientemente alta, são obtidos filmes AlN(002) para toda a faixa de variação da pressão total e do conteúdo de N₂.

Tais filmes possuem valores de estresse residual variando de -3 GPa a $+1$ GPa, dependendo das condições de deposição. Os resultados sugerem que a energia dos íons Ar colidindo com o substrato, controlam a orientação preferencial dos filmes.

Filmes finos AlN foram depositados por pulverização reativa com magnetron DC, sob várias condições experimentais, em substratos de Si(100). As propriedades estruturais e morfológicas foram estudadas usando XRD, SAED e TEM a fim de determinar as condições ótimas de crescimento que melhoram o acoplamento piezoelétrico, segundo ASSOUAR, M. B. et al. [53]. Um filme AlN(002) altamente orientado, com o eixo-c normal à superfície do substrato, foi identificado por XRD e SAED. Um tamanho médio da coluna do grão de aproximadamente 40 nm foi determinado por TEM. O valor quadrático médio da rugosidade, medida usando AFM, foi menor que 7 nm. Os parâmetros experimentais ótimos, encontrados para o AlN depositado sobre substratos Si(100), foram explorados para deposições de AlN sobre substrato de quartzo, corte ST, a fim de investigar a influência dos substratos sobre a propagação da SAW. Os dispositivos SAW/AlN/Si e SAW/AlN/quartzo ST foram construídos usando fotolitografia. As características de operação, velocidade de fase, coeficiente de temperatura de frequência (*Temperature Coefficient of Frequency* (TCF)) e coeficiente de acoplamento eletromecânico (k^2) foram medidos e analisados. Os resultados experimentais mostram que a SAW generalizada (*generalized SAW* ou GSAW), assim como, a pseudo SAW foram excitadas na estrutura. Suas velocidades de fase são, respectivamente, 3245 m/s e 5117 m/s. O dispositivo SAW realizado com estrutura AlN/quartzo corte ST exibe velocidade de fase e k^2 elevados. O valor de k^2 determinado para a estrutura AlN/quartzo é aproximadamente 0,17 %, donde esse valor é três vezes superior àquele do AlN/Si (0,06 %) e o dobro do valor do AlN/quartzo corte ST (0,1 %).

ZHANG, J. X. et al. [54], relatam que o GaN tem mostrado um grande potencial para dispositivos eletrônicos usados em aplicações de alta potência, frequência elevada e, também,

em dispositivos ópticos com curto comprimento de onda. A fim de integrar os dispositivos optoeletrônicos com base em GaN com dispositivos eletrônicos com base em Si, e reduzir os custos, é desejável crescer filmes finos de GaN epitaxialmente e estruturas de dispositivos sobre substrato de Si. Contudo, uma camada intermediária (*buffer*) apropriada é essencial para o crescimento epitaxial dos filmes GaN sobre substrato Si, devido ao grande descasamento entre eles da constante de rede, coeficiente de expansão térmica e característica química. No presente trabalho, o crescimento da camada *buffer* AlN foi estudado. Os filmes finos AlN wurtzita foram crescidos sobre substratos Si(111) e Si(100), usando deposição por pulverização reativa, sob diferentes valores da potência de descarga. Os difratogramas XRD mostram que o FWHM do pico AlN(002) crescido sobre substrato Si(111) foi muito menor que do crescido sobre Si(100). O FTIR revelou que o estresse dos filmes AlN depositados sobre Si(111) foi também muito menor que àqueles depositados sobre Si(100). Para substratos Si(111), a deformação nos filmes depositados sobre Si(111) depende largamente da potência de descarga na pulverização, e a deformação devida aos defeitos e descasamento térmico, contribuem largamente para a deformação residual nos filmes depositados. O descasamento de rede entre o AlN(001) e Si(111) foi 19 % , e entre o AlN(001) e Si(100) de 42,7 %.

ZHANG, J. X. et al. [55], cresceram filmes AlN wurtzita sobre substratos de Si(111) e Si(100) por pulverização reativa com magnetron e RF. A fim de estudar a interface entre o filme AlN e o substrato de silício, eles utilizaram microscopia eletrônica de transmissão de alta resolução (*High-resolution transmission electron microscopy* (HRTEM)). As micrografias HRTEM revelaram uma fina camada desordenada, alguns nanômetros de espessura, na interface filme/substrato para ambas as orientações superficiais. Apesar da camada de transição, houve um filme AlN wurtzita com orientação preferencial do eixo-c sobre os substratos. O XRD e HRTEM indicaram, também, a existência de um filme AlN com estrutura colunar, com os grãos possuindo o mesmo eixo cristalográfico (002) normal à

superfície do substrato, porém tendo orientações inclinadas aleatoriamente em torno desse eixo. O AFM mostrou que a rugosidade superficial é baixa, em torno de 2,3 nm, e independe do substrato usado.

Filmes AlN foram crescidos sobre substratos de safira por pulverização reativa com magnetron e RF, em ambiente de argônio e nitrogênio, usando um alvo de alumínio de alta pureza. A rugosidade superficial dos filmes AlN foi investigada como função da temperatura do substrato e da concentração de nitrogênio na mistura de gás. Após análise da estrutura dos filmes GUO, Q. X. et al. [56] observaram que os filmes são AlN wurtzita, com a orientação preferencial do eixo-c normal a superfície do substrato, e com rugosidade da superfície pequena 2,9 nm, para a temperatura do substrato de 100 °C e concentração de N₂ de 20 %. Concluiu-se que, a rugosidade da superfície dos filmes AlN cresce com o aumento da temperatura do substrato e da concentração de N₂. Essa rugosidade dos filmes AlN é inferior à rugosidade dos filmes AlN crescidos por técnicas MBE e CVD. Isso sugere que a pulverização reativa com magnetron e RF, a baixa temperatura, é um método eficiente e barato para obter filmes AlN lisos.

O crescimento e caracterização estrutural de filmes finos piezoelétricos AlN, sobre substratos de diamante, foi realizado por BENETTI, M. et al. [57]. Os filmes foram obtidos por processos de pulverização reativa com fonte DC e RF, com vários valores de temperatura (200 a 500 °C), e o alvo localizado na parte superior da câmara de vácuo. A caracterização estrutural dos filmes foi realizada por análises XRD. A temperatura de deposição desempenha um papel importante para obtenção do filme altamente texturizado, com o eixo-c perpendicular à superfície do substrato, conforme requerido para aplicações em dispositivos SAW. Particularmente, com uma temperatura do substrato baixa de 300 °C obteve-se alguma ordem interna ao longo do eixo-c enquanto, aumentando a temperatura, a orientação AlN(002) torna-se preferencial. A análise da curva *rocking* revelou filmes AlN de boa

qualidade cristalina, cujo grau epitaxial pôde ser bem descrito por uma função linear crescente da temperatura em que os filmes foram crescidos.

Um estudo da influência da temperatura e polarização do substrato na orientação cristalográfica de filmes finos AlN também foi realizado por MEDJANI, F. et al. [58]. Nesse trabalho a orientação cristalina e estresse residual dos filmes finos AlN foram investigados por XRD e o método da curvatura do substrato. Os filmes AlN foram depositados sobre Si(100) por pulverização reativa com magnetron e RF, numa mistura de argônio e nitrogênio, sob várias polarizações negativas do substrato V_s (até -100 V) e temperatura de deposição T_s até $800\text{ }^\circ\text{C}$. Os resultados mostram que em temperatura baixa e polarização moderada favorece a formação do plano (002) paralelo à superfície do substrato. Ao contrário, além da forte polarização -75 V e temperatura de deposição superior a $400\text{ }^\circ\text{C}$ leva ao crescimento do plano (100). Ao mesmo tempo, a dureza por nanoindentação e estresse compressivo medido pela curvatura do substrato mostram uma melhoria significativa com a polarização e temperatura do substrato. As amostras polarizadas desenvolvem um estresse compressivo enquanto amostras sem polarização exibem estresse de tração ou compressão, dependendo da potência e temperatura do plasma. A relação entre as condições de deposição e orientação cristalográficas dos filmes são discutidos em termos da minimização da energia da superfície e os efeitos do bombardeamento dos íons sobre o substrato.

YANTCHEV, V. et al. [59], cresceram filmes finos piezoelétricos de AlN altamente orientados, com o eixo-c normal à superfície do substrato, através da deposição por pulverização reativa com magnetron e fonte DC pulsada. Os filmes foram depositados a temperatura ambiente e possuem um valor FWHM, do pico AlN(002), da curva *rocking* em torno de 2° . Dispositivos ressonadores foram fabricados, na estrutura SAW/AlN/Si, usando fotolitografia de baixa resolução. Os dispositivos foram projetados para operar nos modos rápidos de Rayleigh e Lamb, respectivamente. Ambos os tipos de dispositivos mostram

velocidades de 10000 m/s e um suficiente acoplamento eletromecânico (0,95 % para o ressonador SAW e 0,34 % para o ressonador Lamb). As medidas dos dispositivos ilustram o grande potencial desses modos para o desenvolvimento de dispositivos eletroacústicos, compatíveis com a tecnologia de circuitos integrados, de baixo custo, na faixa de GHz. As propriedades básicas dos modos estudados são discutidas de forma comparativa.

A influência da concentração de nitrogênio sobre filmes finos AlN foi estudada por PESSOA, R. S. *et al.* [60]. Eles relatam que os filmes finos AlN amorfos e os cristalinos foram depositados sobre substratos de Si(100), usando a técnica de *deposição por magnetron catodo oco fora do eixo*. A evolução da orientação cristalina e a morfologia dos filmes finos AlN foram investigadas em função da concentração de N₂ (10 %, 50 % e 100 %). O difratogramas XRD mostram que a orientação preferencial AlN(100) é conseguida para uma concentração de N₂ inferior a 50 % . Usando técnicas de espectrômetro de massa, XRD e AFM demonstrou-se que a cristalinidade e rugosidade superficial do filme AlN estão relacionadas com a concentração de nitrogênio. Os resultados mostram que o monitoramento das espécies Al⁺ e AlN⁺ por espectrômetro de massa provou ser um método novo e importante a fim de estabelecer as condições ideais do plasma para o crescimento de filmes amorfos ou cristalinos.

ABDALLAH, B. *et al.* [61], depositaram filmes finos AlN piezoelétricos em substratos de Si por *pulverização reativa com triodo*. Neste trabalho, é investigada a variação do estresse residual versus a polarização do substrato. Um estresse compressivo foi sempre observado com um valor máximo para uma polarização negativa do substrato de 50 V. Para valores maiores da polarização negativa, o estresse compressivo decresce. As medidas de XRD mostraram dois tipos de orientação dos filmes AlN. Primeiro, sem tensão de polarização, os filmes são bem cristalizados e apresentam orientação (002). Segundo, com a polarização, a orientação (002) desaparece e um pequeno pico (100) aparece (situado em

$2\theta = 32^\circ - 33^\circ$). Finalmente, a influência do estresse compressivo e do bombardeamento iônico sobre a mudança da orientação é discutido.

O crescimento de filme fino AlN sobre substratos Si(100) e Pt(111)/SiO₂/Si(100) por CVD assistido a plasma e micro-ondas, sob diferentes condições do processo, foi realizado por SÁNCHEZ, G. et al. [62]. Os filmes foram caracterizados por XRD, FTIR, AFM, SEM e TEM. Os valores da distância entre o plasma e o injetor precursor trimetil-alumínio (TMA), a polarização RF, e a temperatura do substrato foram importantes no desenvolvimento dos filmes policristalinos. A escolha da pressão total da câmara durante a deposição permitiu a obtenção de duas diferentes orientações cristalográficas, isto é, (001) ou (100). Em ótimas condições, em geral as microestruturas exibiram um crescimento colunar com topos redondos, tamanho do grão de aproximadamente 40 nm e uma rugosidade superficial menor que 20 nm.

YAO, Z. Q. et al. [63], depositaram filmes AlN num sistema de *pulverização reativa com magnetron e RF*, usando um alvo de Al e substrato Si(100). Durante a deposição, a pressão foi mantida em 2 mTorr, potência de RF 65 W, taxa Ar/N₂ de 1:4 com um fluxo total de 20 sccm, e temperatura do substrato de 210 °C. As microestruturas dos filmes foram estudadas usando XRD e HRTEM. A morfologia da superfície e a densidade de defeitos dos filmes foram avaliadas por AFM. Os difratogramas XRD dos filmes AlN mostram picos de Si(400) e um forte pico AlN(002) indicando uma orientação preferencial do AlN ao longo do eixo-c, perpendicular à superfície do substrato. Em particular, foram estudadas as regiões da superfície e interface entre os filmes AlN e o substrato Si(100). Os filmes mostram um processo evolucionário de crescimento colunar, e contrastando com trabalhos anteriores as análises HRTEM revelam que os filmes AlN cresceram diretamente sobre o substrato, sem uma camada intermediária amorfa, apesar do grande descasamento de rede entre o filme AlN(002) e o Si(100). A ocorrência de uma camada superior desorientada e/ou amorfa

deve-se ao processo de crescimento/relaxação subsuperficial dos filmes AlN pela pulverização reativa.

Filmes finos AlN foram sintetizados sobre substratos de Si(100), na temperatura ambiente, usando pulverização reativa com magnetron. As propriedades físico-químicas dos filmes foram investigadas por XRD, SEM, FTIR e Raman. A condutividade térmica dos filmes AlN foi caracterizada usando uma técnica eletrotérmica original. Graças a otimização dos parâmetros de deposição e preparação do alvo, as diferentes orientações cristalinas referentes ao AlN hexagonal, isto é, (002), (100) e (101) foram alcançadas, segundo DUQUENNE, C. et al. [64]. Parece que os filmes finos AlN depositados por pulverização reativa com magnetron e fonte DC apresentam uma larga faixa de condutividade térmica, variando de 2 a 50 $\text{W}\cdot\text{K}^{-1}\cdot\text{m}^{-1}$.

A síntese de filme fino nanocristalinos AlN(002) sobre substrato Si(111)/vidro, altamente orientados e opticamente transparentes, foi realizada por MIRPURI, C. *et al.* [65]. Eles usaram um processo híbrido CVD assistido à plasma e pulverização reativa com magnetron e RF, numa mistura de gases reativos $\text{Ar}+\text{N}_2$ e $\text{Ar}+\text{N}_2+\text{H}_2$ e baixa temperatura do substrato (350 °C). Os parâmetros de deposição, tais como pressão de pulverização, potência RF, temperatura do substrato e concentração de N_2 foram melhorados a fim de alcançar as características estrutural, composicional e óptica desejadas. Os difratogramas XRD revelaram a formação de filmes AlN com o eixo-c altamente orientado a uma pressão de pulverização de 0,8 Pa. As análises SEM sugerem uma distribuição uniforme dos grãos AlN sobre uma larga área da superfície e também a existência de uma estrutura colunar na direção (002) de comprimento típico $\sim 100\text{--}500$ nm com uma relação de aspecto $\sim 7\text{--}15$. A espectroscopia fotoeletrônica de raios-X e de energia dispersiva sugerem que os filmes depositados, numa potência de RF de 400 W, apresentam-se quimicamente puros e com uma estequiometria próxima a AlN. O estado das ligações AlN foi confirmado por espectroscopia Raman e FTIR,

mostrando os modos fônons ópticos $E_2(\text{alto})$ e E_1 transversal. Os filmes AlN hidrogenados apresentam uma excelente transmitância óptica, de $\sim 80\%$ na região do visível do espectro, sendo material promissor em aplicações ópticas.

CHEN, Da *et al.* [66], estudaram os modos fônons de vários filmes de AlN policristalinos com diferentes texturas, depositados por *pulverização reativa e RF*. Eles compararam os *espectros Raman* e *XRD* a fim de encontrar a influência da textura sobre o modo fônnon nos filmes AlN policristalinos depositados em substratos de Si(001). A análise XRD mostra a presença dos picos AlN(100) e AlN(002), observados em $2\theta = 33^\circ$ e $2\theta = 36^\circ$, respectivamente. Os modos $E_2^{(2)}$ e $A_1(\text{TO})$, correspondentes aos valores de energia 657 cm^{-1} e 611 cm^{-1} , foram observados no espalhamento Raman ao longo do eixo-c de crescimento. A orientação e a qualidade cristalina do filme AlN têm um grande impacto sobre a vibração do fônnon. A deterioração da orientação (002) e o aparecimento de outras orientações no difratograma XRD conduziram ao aparecimento do modo $A_1(\text{TO})$ no filme. A ampliação dos picos Raman pode estar associada com a degeneração da qualidade cristalina. Além disso, combinando a mudança de energia do modo $E_2^{(2)}$ com a medida da tensão residual, encontrou-se um fator Raman/tensão dos filmes AlN policristalinos de $(-4,1 \pm 0,3) \times 10^{-9}\text{ cm}^{-1}/\text{Pa}$ para o fônnon $E_2^{(2)}$. Na Tabela 1.2, tem-se os modos fônons ópticos típicos e suas energias para o filme fino AlN sem tensão residual.

Tabela 1.2. Resumo dos modos fônons ópticos típicos e suas respectivas energias para o filme fino de nitreto de alumínio (AlN) sem tensão residual. Dados extraídos de [66].

Modo	E_2 (baixo)	A_1 (TO)	E_2 (alto) ou $E_2^{(2)}$	E_1 (TO)	A_1 (LO)	E_1 (LO)
Energia (cm^{-1})	$248,6 \pm 0,2$	$611 \pm 0,2$	$657,4 \pm 0,2$	$670,8 \pm 0,2$	$890 \pm 0,2$	$912 \pm 0,2$

Filmes de AlN foram crescidos sobre substratos de Si(100) tipo-p por *pulverização reativa com magnetron e RF*. A caracterização da cristalinidade dos filmes AlN foi realizada por XRD, a composição das amostras por FTIR, a morfologia da superfície dos filmes por

SEM e AFM. Nesse trabalho os autores, KAR, J. P. et al. [67], reportaram que com uma alta potência de pulverização, a orientação preferencial (002) e a banda de absorção Al-N tornaram-se proeminentes. A rugosidade da superfície e tamanho dos grãos dos filmes AlN cresceram com a potência de RF. Os dispositivos SAW foram construídos sobre os filmes piezoelétricos AlN(002), conforme a estrutura Au-Cr(IDT)/AlN/Si. Os eletrodos do IDT estão espaçados de um comprimento de onda de 60 μm . A frequência central do filtro SAW foi de 84,304 MHz, o que dá uma velocidade de fase de 5058 m/s e um coeficiente de acoplamento eletromecânico de $k^2=0,34\%$.

Um estudo da influência da polarização d.c. sobre a ligação e propriedades mecânicas das estruturas formadas com átomos de alumínio (Al-C, Al-N e Al-C-N) foi realizado por YATE, L. et al. [68]. Os filmes finos de *carbeto de alumínio* (Al-C), *nitreto de alumínio* (Al-N), e *carbonitreto de alumínio* (Al-C-N) foram crescidos sobre substratos de silício Si(100) por *pulverização reativa com magnetron e RF* em 400 °C. Os filmes de AlN foram obtidos por pulverização do alvo Al (99,99% de pureza) numa atmosfera de Ar+N₂ e as Al-C e Al-C-N por pulverização de um alvo binário (50 % Al, 50 % C) em atmosfera de argônio e mistura Ar+N₂, respectivamente. A tensão de alimentação D.C. foi variada entre 0 V e -150 V. Os filmes foram caracterizados por *difração de raios-X* (XRD), *espectroscopia por energia dispersiva de raios-X* (EDS), e *espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier* (FTIR) e as propriedades mecânicas por *nanoidentação*. A estrutura dos filmes foi determinada por XRD, mostrando que em todos os casos os filmes são *amorfos*. A variação da tensão de polarização produziu diferenças químicas nos filmes. Com o aumento da tensão, o conteúdo de Al diminuiu em todos os três materiais. O conteúdo de nitrogênio também variou entre 10 e 14 % para filmes de AlN, permanecendo praticamente constante (21 %) nos filmes Al-C-N. A *dureza Berkovich* resultou em 7,0 GPa, 17,2 GPa e 9,2 GPa para os filmes Al-C, Al-N e Al-C-N, respectivamente.

SONG, Jen-Hao et al. [69], demonstraram a viabilidade da incorporação da camada de AlN orientada ao filme BN, a fim de melhorar a texturização. Os filmes wurtzita (Al, B)N foram depositados sobre uma lâmina de diamante (filme de diamante sobre uma lâmina de Si) por uma técnica de pulverização. A estrutura com orientação preferencial é sensível aos parâmetros de controle da pulverização. A relação entre as microestruturas e condições de processo foi examinada pelas análises XRD, TEM e AFM. As imagens (TEM) da seção transversal mostram que as estruturas, amorfas e alinhadas aleatoriamente, foram produzidas no período inicial da pulverização, mas a estrutura com eixo-c altamente orientado (002) foi formada com o aumento do tempo de pulverização. A espessura da camada amorfa e alinhada aleatoriamente decresce com o aumento da potência de pulverização, concentração de nitrogênio, temperatura e voltagem do substrato. Com a diminuição da espessura da camada amorfa e alinhada aleatoriamente, formou-se um filme (Al, B)N com qualidade superior a do filme AlN.

Filmes finos AlN nanocristalinos foram crescidos via técnica de *pulverização DC* para diferentes valores de temperatura do substrato. A orientação cristalina e o tamanho da partícula de nitreto de alumínio nos filmes finos foram investigados por análise XRD. Estudos realizados por THAPA, R. *et al.* [70] indicaram que a amostra contém nanopartículas de AlN hexagonal puro com um único pico correspondente ao plano AlN(100), em $2\theta = 33,15^\circ$. O pico em 625 cm^{-1} no espectro FTIR do filme foi associado aos modos fônons TO do AlN hexagonal. O tamanho das partículas do filme preparado no substrato a 200°C foi em torno de 9,5 nm, quando verificado por AFM (*Atomic Force Microscopy*). Estudos da emissão de campo indicaram que o material pode ser usado como um bom emissor de campo. O campo excitado (E_{ligado}) de $15,02 \text{ V}/\mu\text{m}$ foi observado para os filmes AlN sintetizados em substratos a 200°C . A constante dielétrica do filme AlN são quase independentes da frequência para as medidas na faixa de 1 kHz a 1 MHz, isto é, na faixa de frequência de áudio. Os valores da

constante dielétrica (ϵ) foram 10,07, 9,46 e 8,65 para os filmes preparados em 70 °C, 150 °C e 200 °C, respectivamente, na frequência 1 kHz.

Filmes finos de AlN foram depositados pelo método de *pulverização reativa com magnetron e fonte DC* sobre substrato de Si(100) tipo-p em uma atmosfera de gases Ar+N₂. Os efeitos da concentração de nitrogênio e a potência de pulverização sobre a taxa de deposição de AlN, orientação cristalográfica, índice de refração e morfologia da superfície foram investigados por MOREIRA, M. A. et al. [71]. Os resultados mostram que os filmes AlN, com uma textura razoável na orientação (002) e com baixa rugosidade, podem ser obtidos com uma taxa de deposição tão alta quanto 70 nm/min. pelo controle da potência do alvo ou concentração da mistura de gás. Aumentando a potência da descarga DC, a nitretação dos átomos de Al não é total e fases de Al aparecem, assim como as fases AlN. Os difratogramas XRD mostram picos em 35,9° e 37,8°, correspondendo aos planos cristalinos (002) e (101), respectivamente, ou wurtzita AlN. Estruturas MIS (*Metal-Insulator-Semiconductor*) foram fabricadas e avaliadas eletricamente por medidas I-V (corrente-voltagem) e C-V (capacitância-voltagem) em alta frequência (1 MHz). Os resultados obtidos das curvas C-V indicam que na interface dielétrico/semicondutor existem cargas, e os valores da constante dielétrica (extraídos sob uma região de forte acumulação) são compatíveis com aqueles encontrados na literatura. Os valores do índice de refração foram na faixa de 2,0–2,2, para as amostras preparadas em 500 W de potência da descarga, então mostrando a formação de filmes AlN policristalinos. As análises FTIR exibem os modos fônons E₁(TO) e A₁(TO) da estrutura AlN wurtzita, respaldando também a formação de filmes AlN nas amostras. As análises AFM mostram que os filmes AlN apresentam uma topografia superficial relativamente suave, e uma tendência a tornar-se rugosa com o aumento da potência da descarga DC e suave com o crescimento da relação dos gases $R = N_2 / (Ar + N_2)$.

ABABNEH, A. et al. [72], depositaram filmes finos de AlN(002) sobre substratos de Si(100), pela técnica de *pulverização reativa com magnetron e fonte DC*, a fim de investigar a influência dos parâmetros de pulverização, tais como *energia do plasma*, *pressão de fundo* e *composição do gás* sobre o grau de orientação do eixo-c e nível de tensão (stress) biaxial. A orientação cristalográfica eixo-c é um grande indicador para altos coeficientes piezoelétricos, enquanto que um esforço (tensão mecânica) intrínseco baixo é essencial para a integração do AlN em estruturas mecanicamente flexíveis, como vigas e membranas. Por conseguinte, a influência das diferentes condições de pulverização na microestrutura dos filmes finos AlN com uma espessura típica em torno de 500 nm foi investigada. Neste trabalho, demonstra-se que a alta orientação no eixo-c dos filmes finos AlN pode ser conseguida sem o aquecimento do substrato Si(100), mais preferencialmente quando se usa uma atmosfera em N₂ puro. O grau de orientação no eixo-c aumenta com a elevada concentração de nitrogênio (N₂) e decréscimo da pressão de pulverização, enquanto a influência da potência do plasma sobre a microestrutura é desprezível. Uma baixa pressão de pulverização é também bastante útil para minimizar a quantidade de contaminação por oxigênio (O₂) na câmara de deposição e daí reduzindo a incorporação das impurezas nos filmes AlN. Valores de tensões intrínsecas dos filmes finos AlN foram determinados pelas medidas da curvatura da lâmina, cujos valores estão entre 3,5 e 750 MPa dependendo da escolha dos parâmetros de deposição. Finalmente, os coeficientes piezoelétricos d₃₃ e d₃₁ foram obtidos experimentalmente por *vibrometria de varredura a laser* em conjunto com um modelo teórico. Os valores efetivos, nos filmes 500 nm, orientação no eixo-c e com FWHM de 0,33°, são 3,0 e -1,0 pm/V. Para um filme de espessura 2,4 µm os valores medidos foram 5,0 e -1,8 pm/V, os quais estão próximos dos valores encontrados para materiais volumétricos.

Filmes finos AlN com orientação preferencial (110) foram sintetizados sobre substratos de Si(100) tipo-p, usando a técnica do *laser pulsado*. Os filmes foram

caracterizados por *difração de raios-X (XRD)*, *espectroscopia Raman*, *espectroscopia no infravermelho por transformada de Fourier (FTIR)* e *microscopia por força atômica (AFM)*. Segundo CHEN, H. et al. [73], os resultados indicaram que os filmes AlN são bem cristalizados quando a energia do laser é maior que 300 mJ/pulso. As imagens AFM mostram que a rugosidade da superfície dos filmes AlN aumenta gradualmente com o aumento da energia do laser, contudo a morfologia das superfícies ainda é bem suave. A cristalinidade e morfologia dos filmes finos obtidos mostram uma forte dependência com a energia do laser. Os resultados mostram que o AlN(110)/Si(100) tipo-p pode ser usado em dispositivos optoeletrônicos emissores de luz, na região da cor verde e azul, devido à distância entre as *bandas de condução e valência* ser elevada e as *constantes dielétricas* baixas.

Filmes de nitreto de alumínio AlN(002), altamente orientados no eixo-c, foram crescidos sobre camadas epitaxiais de carbeto de silício cúbico (3C-SiC) em substratos de Si(100), usando-se *pulverização reativa com magnetron e RF* e temperatura do substrato entre 300 °C a 450 °C. Os filmes finos AlN foram caracterizados por XRD, MEV e MET (Microscopia Eletrônica de Transmissão). Dispositivos SAW de duas portas foram fabricados sobre uma estrutura multicamada AlN/3C-SiC/Si. As propriedades de propagação SAW na estrutura AlN/3C-SiC/Si foram investigadas, teoricamente e experimentalmente. Devido à camada epitaxial 3C-SiC, o modo de Rayleigh exibiu uma velocidade acústica alta (5200 m/s). Os autores, LIN, Chih-Ming et al. [74], concluíram que os filmes finos AlN, crescidos sobre camadas epitaxiais 3C-SiC, possuem potencial para fabricação de dispositivos acústicos piezoelétricos aplicados no controle de frequência e ambientes agressivos.

A influência da pressão de trabalho e da distância alvo-substrato no crescimento dos filmes finos AlN policristalinos, com orientação no eixo-c, sobre substrato de Si(100) tipo-p foi analisada por IRIARTE, G. F. et al. [75]. Eles usaram a técnica de *pulverização reativa com magnetron e fonte DC pulsada*. A qualidade cristalina do AlN foi caracterizada por

difração de raio-X de alta resolução (HR-XRD) onde os filmes apresentaram uma alta orientação do eixo-c, AlN(002), especialmente quando a pressão de trabalho foi baixa. O grau de orientação AlN(002) não foi afetado pela variação da distância alvo-substrato entre 30 e 70 mm.

RODRÍGUEZ, J. G. *et al.* [76], estudaram a influência da rugosidade do substrato de diamante e da espessura dos filmes finos de AlN, depositados por pulverização reativa com magnetron. A estrutura AlN/Diamante é uma combinação atrativa para dispositivos SAW operando em alta frequência em sistemas de transmissão de elevado volume de dados (telefonia móvel, wireless, radiodifusão por satélite). Eles depositaram filmes de AlN, sobre substratos de diamante microcristalino polido e nanocristalino, de diferentes espessuras em iguais condições de pulverização. Para os substratos suaves, a FWHM da curva de *rocking* do pico de AlN(002) variou de 3,8° a 2,7° com o aumento da potência de pulverização (400–700 W). Ressonadores SAW foram fabricados usando essas estruturas e apresentaram um desempenho promissor.

1.3 Justificativa e objetivos

Este trabalho pode ser realizado com a colaboração do DCTA-Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial e seus institutos, laboratórios do INPE e CCS/UNICAMP-Centro de Componentes e Semicondutores da Universidade Estadual de Campinas. Como especificado no título do trabalho, a atividade se dará em quatro frentes: a primeira refere-se à síntese de filmes finos de AlN com diferentes espessuras, e visa o estabelecimento de critérios a fim de caracterizar a deposição dos filmes de AlN por processos a plasma; a segunda diz respeito à aplicação das técnicas de análise por difração de

raio-X (XRD), espectroscopia por infra vermelho com transformada de Fourier (FT-IR), RAMAN, perfilometria e espectroscopia por espalhamento Rutherford (RBS); a terceira refere-se ao projeto de novos dispositivos SAW e fotolitografia (confeção de máscaras e deposição de metais para fabricação dos transdutores interdigitais “IDTs”); a quarta trata-se da caracterização acústica usando um analisador de rede, e visa a determinação da velocidade acústica, constante de acoplamento eletromecânico e resposta em frequência dos dispositivos SAW.

Dispositivos com elementos discretos exigem ajustes individuais e periódicos durante sua fabricação, representando uma dificuldade na produção em larga escala. Uma vez dominada as técnicas de fabricação de dispositivos SAW, o protótipo bem feito poderá ser repetido em escala industrial praticamente com as mesmas características elétricas. Uma vantagem de dispositivos SAW é a grande rejeição de sinais fora da faixa de passagem, onde o corte na resposta em frequência é muito rápido, com atenuações superiores a 50 dB [44,131]. O nitreto de alumínio (AlN) apresenta propriedades úteis, tais como, *resistividade elétrica* alta [38](aproximadamente $10^{14} \Omega\cdot\text{cm}$) como consequência de uma *banda proibida* larga [75,83](banda direta de 6,2 eV), *velocidade acústica de superfície* alta [74,129,130](aproximadamente 6000 m/s e 11000 m/s para ondas SAW propagando-se nas direções [100] e [001], respectivamente), *piezoelectricidade* alta, *condutividade térmica* alta [65]($2,85 \text{ W}\cdot\text{cm}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ na temperatura ambiente), *índice de refração* alto ($2,15 \pm 0,5$) [83], *estabilidade química* [52,73], *emissão de radiação na região ultravioleta* ($\lambda \approx 200 \text{ nm}$), *ponto de fusão* alto ($> 2200 \text{ K}$), *coeficiente de expansão térmica* baixo [83] ($4,2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ e $5,3 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ para a direção perpendicular e ao longo do eixo *c*, respectivamente). Filmes finos de AlN apresentam transparência na região do visível, infravermelho e ultravioleta com boa transmissão óptica entre 0,2–12,5 μm [32]. Dentre todas suas propriedades, a alta velocidade acústica torna o AlN atrativo em dispositivos de onda acústica de superfície

(SAW) para alta frequência [131] a fim de serem usados em telefones celulares, fones sem fio, sistemas de alarme e segurança, equipamento militar, sensores, etc.

O CCS-Centro de Componentes Semicondutores realiza pesquisas em técnicas de microfabricação com ênfase no semicondutor de Si, possui uma infraestrutura e, uma política de colaboração com outras instituições brasileiras, as quais favorecem fortemente para realização desta pesquisa. Oferece suas instalações e seus processos de microfabricação a alunos de pós-graduação, de graduação e de nível técnico para trabalhos de tese, de iniciação científica e de estágio. Os principais sistemas e/ou equipamentos existentes nos laboratórios do CCS são: FIB-*Focused Ion Beam*, Sistema de Implantador de Íons (Eaton GA4204), Sistema de Feixe de Elétrons (Leica Jena ZBA-21), Foto-Alinhadoras (Carl Suss MBJ3 e Kulicke Soffa), *Stepper* (EIC661), *Spinners*, Estufa (IMTEC Mod. 2000), Evaporador Térmico Resistivo, Evaporador por Feixe de Elétrons, Fornos de Oxidação Seca e Úmida com Vapor D'água, Fornos para Recozimento, RTP, Medidor de Espessura de Filmes Rudolph/FTM para 300 a 4000 nm com Resolução de 1 nm, Medidor Xj de profundidade de Junção em Si, Microscópios Ópticos (diversos), Medidores de Resistividade 4 Pontas, Medidores C-V, Pontas Quentes, Osciloscópios e Multímetros (diversos).

Além da utilização do AlN como *material piezoelétrico*, é necessário um casamento das estruturas cristalinas dos substratos com o filme fino de AlN. Pois, quanto menor o descasamento de rede melhor será a orientação cristalina do filme e maior será a velocidade acústica de superfície. O *silício (Si)* apresenta grau de incompatibilidade de estrutura cristalina com o AlN de 19 % para AlN(001)/Si(111), 42,7 % para AlN(001)/Si(100) e 8,27 % para AlN(100)/Si(100), o que torna difícil a obtenção de filmes AlN, com boa cristalinidade, por *pulverização reativa*. Visando construir um protótipo de um dispositivo SAW para aplicações de interesse da UNIFEI, Institutos de pesquisa e Indústrias regionais, deseja-se atingir os seguintes objetivos específicos:

- na área de filmes finos de AlN:
 - depositar AlN(100) sobre os substratos Si(100) por *pulverização reativa*;
 - investigar a influência dos parâmetros de deposição (distância alvo-substrato e tempo de deposição) nas propriedades estruturais e morfológicas dos filmes.
- na área de dispositivos SAW:
 - projetar linhas de atraso operando na faixa de VHF;
 - confeccionar as máscaras dos transdutores interdigitais (IDT's);
 - depositar os metais para fabricação dos IDT's;
 - inspecionar a formação dos IDT's;
 - conectar os contatos (*pad*) do sensor SAW aos conectores externos usando fios de Au;
 - caracterizar eletricamente as linhas de atraso.

O material AlN será crescido sobre os substratos de Si por *pulverização reativa*. Inicialmente serão realizadas seis deposições por substratos, onde cinco deposições com um tempo de 1h e variando-se apenas a distância alvo-substrato (4,0 cm, 6,0 cm, 8,0 cm, 10,0 cm e 12,0 cm) e os demais parâmetros mantidos constantes, mais uma deposição para distância alvo-substrato de 12,0 cm com um tempo de 3h. Em seguida, as amostras serão analisadas por *técnicas de XRD, RAMAN, RBS, FT-IR e Perfilometria* a fim de determinar suas propriedades estruturais e morfológicas.

Serão projetadas linhas de atraso, sem compensação, para operar na faixa de VHF (30 MHz a 300 MHz), desenhada a máscara que define os IDT's com o *software AutoCAD* e, confeccionada pela técnica de *fotolitografia*. Posteriormente, será feita a *metalização e lift-off* para construção dos IDT's. As estruturas finais das linhas de atraso serão inspecionadas com microscópio do CCS/Unicamp. Finalmente, serão realizadas a montagem dos dispositivos em uma estrutura suporte *chip carried*, as conexões dos contatos dos sensores aos conectores

externos com fios de Au (*bonding wire*) e a caracterização elétrica usando um *RF Network Analyzer* (Laboratório de Guerra Eletrônica/ITA/DCTA) e o software WSmith® ou ORIGIN®.

Ao final do trabalho espera-se alcançar os seguintes resultados e impactos:

- Produção de um estudo sobre a síntese de filmes finos de AlN em substratos de Si, bem como, a utilização desses filmes na construção de dispositivos SAW em aplicações na área de Microeletrônica e de interesse do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Elétrica da Universidade Federal de Itajubá, UNIFEI;
- Elaboração dos artigos referentes à tese de doutorado e submissão dos mesmos;
- Impacto científico: os temas do projeto certamente resultarão em publicações técnico-científicas em anais de congressos e em periódicos de circulação internacional;
- Impacto tecnológico: os temas do projeto são fundamentais para o domínio de tecnologia relacionada a uma atividade estratégica (sensores SAW com sensibilidade e seletividade elevadas);
- Impacto econômico: os desenvolvimentos deste projeto considerarão a existência premente de sensores mais precisos e menos dispendiosos;
- Impacto ambiental: os sensores desenvolvidos neste projeto também contribuirão fortemente na redução de danos ambientais, causados por vazamentos de contaminantes líquidos e gasosos.

2

MATERIAIS E MÉTODOS**2.1 Deposição dos filmes finos**

(a) Sistema de deposição. Nas deposições dos filmes finos de nitreto de alumínio (AlN) utilizou-se um aparato experimental constituído por câmara de deposição, sistema de vácuo e sistema de aquecimento do substrato.

A câmara de deposição foi confeccionada em aço inoxidável, pela Edwards Vácuo Ltda., possuindo dimensões em torno de 65 cm de diâmetro e 50 cm de altura. No seu interior encontra-se um catodo magnetron, construído no Laboratório de Sistemas Integráveis da Universidade de São Paulo (USP). Na face superior desse magnetron foi colocado um alvo de alumínio, da Kurt J. Lesker Company, com 99,99% de pureza, 203,2 mm de diâmetro e espessura 6,35 mm. Na Figura 2.1 têm-se uma foto da câmara de vácuo e um esquema de suas principais partes.

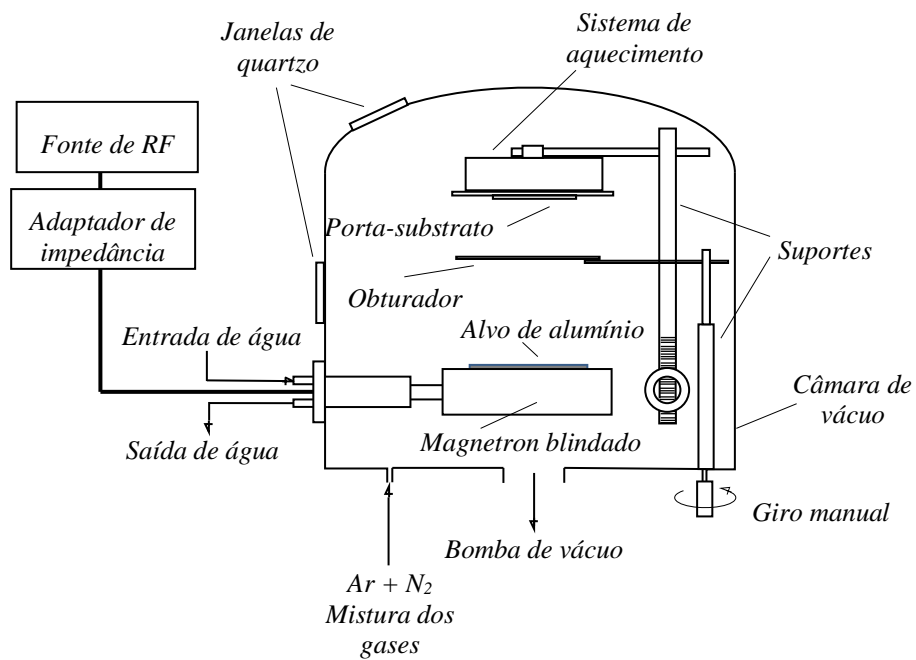
O sistema de vácuo consiste de uma bomba primária modelo E2M-18 e uma bomba difusora modelo DIFFSTAK, fabricadas pela Edwards Vácuo Ltda., refrigerada a água e provida de uma armadilha de nitrogênio líquido. A armadilha tem a finalidade de impossibilitar que os vapores gerados na bomba difusora cheguem à câmara e comprometam a pureza dos filmes depositados. Já o monitoramento da pressão de trabalho foi feito usando medidores de pressão do tipo “BARATRON”, e a pressão de fundo sendo monitorada por um medidor do tipo “ION GAUGE”.

Para estudar a influência da temperatura nas propriedades dos filmes depositados, fabricou-se um porta-amostra diferenciado que consiste em placas de aço inoxidável e

lâmpadas halógenas (625 W). Uma fonte de tensão variável foi usada para alimentar as lâmpadas halógenas. Essa fonte permitiu um grande controle, além de uma boa variação da temperatura do substrato, durante as deposições dos filmes de AlN. A Figura 2.2 mostra as partes do sistema de aquecimento do substrato.



(a)



(b)

Figura 2.1. (a) Câmara de vácuo usada nas deposições dos filmes finos. (b) Desenho esquemático da câmara de vácuo com suas principais partes constituinte.

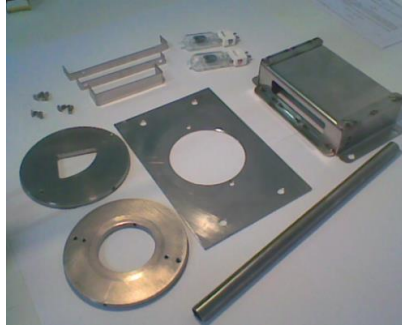


Figura 2.2. Sistema de aquecimento do substrato desmontado a fim de mostrar suas principais partes constituintes.

(b) Parâmetros de deposição. O material AlN foi crescido sobre substratos de Si(100) tipo-p, usando a técnica de pulverização reativa com magnetron e fonte de RF, [19-21, 27, 32, 34-36, 39, 64, 66, 67] ,onde variou-se apenas a distância alvo-substrato e os demais parâmetros foram fixados. A Tabela 2.1 mostra os parâmetros das seis deposições realizadas (amostras C01, C03, C04, C05, C06 e C07) e na Figura 2.3 têm-se uma foto dos filmes finos de AlN depositados sobre lâminas de Si(100) tipo-p.

Tabela 2.1. Parâmetros das seis deposições dos filmes finos de nitreto de alumínio, AlN/Si(100) tipo-p, por pulverização reativa com magnetron RF.

Parâmetros	Valores
Alvo	Al (99,99 % pureza, diâmetro 203,2 mm e espessura 6,35 mm)
Temperatura	$(200 \pm 5) ^\circ\text{C}$
Frequência RF	13,56 MHz
Potência RF	200 W
Distância alvo-substrato	12,0 cm (amostras C01 e C07) 10,0 cm (amostra C03) 8,0 cm (amostra C04) 6,0 cm (amostra C05) 4,0 cm (amostra C06)
Substrato	Si tipo-p (100)
Fluxo Ar	4,0 sccm
Fluxo N ₂	6,0 sccm
Pressão base	10^{-6} Torr ou $133,32 \times 10^{-6}$ Pa
Pressão sputtering	$(3,5 \pm 0,5)$ mTorr ou $(0,46 \pm 0,06)$ Pa
Pre-sputtering	15 min
Tempo de deposição	1h (amostras C01, C03, C04, C05 e C06) 3h (amostra C07)



Figura 2.3. Fotografia dos filmes finos depositados sobre substrato de Si(100) tipo-p por pulverização reativa com magnetron e fonte de RF. Deposições realizadas no Laboratório de Plasmas e Processos (LPP/ITA/DCTA).

2.2 Análise físico-química dos filmes finos

O espectro eletromagnético foi dividido em regiões que vão desde *ondas de rádio* até os *raios gama* (γ). Cada região corresponde a uma faixa de comprimentos de onda (λ) ou de frequências (ν) ou de energias (E_0). A Tabela 2.2 mostra as regiões espectrais principais, relevantes para propósitos analíticos, e fornece os nomes dos diversos métodos espectroscópicos associados a cada uma delas [133, 139]. As divisões tomam por base os métodos empregados para gerar e detectar os diversos tipos de radiação. A porção do espectro visível ao olho humano (*vermelho, laranja, amarelo, verde, ciano, azul e violeta*) é muito estreita quando comparada com as outras regiões espectrais. Na última coluna da Tabela 2.2 tem-se os tipos de interações da radiação com a matéria (*ionizante e não-ionizante*) as quais servem de base para as várias técnicas espectroscópicas.

Tabela 2.2. Regiões do espectro eletromagnético e métodos espectroscópicos comuns com base na radiação eletromagnética. Os valores limites são aproximados das várias regiões do espectro eletromagnético.

Regiões	Comprimento de onda λ (m)	Número de onda $\bar{\nu}$ (cm^{-1}) (a)	Frequência ν (Hz) (a)	Energia E_ν (eV) (b)	Tipos de espectroscopia	Tipos de interações com a matéria
Rádio	$> 1 \times 10^{-1}$	$< 1 \times 10^{-1}$	$< 3 \times 10^9$	$< 1,25 \times 10^{-5}$	Absorção de micro-ondas e Ressonância Magnética Nuclear.	Rotação de moléculas e Spin de núcleos em campo magnético. (não-ionizante)
Micro-ondas	1×10^{-1} a	1×10^{-1} a	3×10^9 a	$1,25 \times 10^{-5}$ a	Absorção de micro ondas e Ressonância de spin eletrônico.	Rotação de moléculas e Spin de elétrons em campo magnético. (não-ionizante)
	1×10^{-3}	1×10	3×10^{11}	$1,25 \times 10^{-3}$		
Infravermelho distante	1×10^{-3} a	1×10 a	3×10^{11} a	$1,25 \times 10^{-3}$ a	Absorção no infravermelho e Espalhamento Raman.	Rotação/Vibração de moléculas. (não-ionizante)
	$2,5 \times 10^{-5}$	4×10^2	$1,2 \times 10^{13}$	$4,96 \times 10^{-2}$		
Infravermelho médio	$2,5 \times 10^{-5}$ a	4×10^2 a	$1,2 \times 10^{13}$ a	$4,96 \times 10^{-2}$ a	Absorção no infravermelho e Espalhamento Raman.	Rotação/Vibração de moléculas. (não-ionizante)
	$2,5 \times 10^{-6}$	4×10^3	$1,2 \times 10^{14}$	$4,96 \times 10^{-1}$		
Infravermelho próximo	$2,5 \times 10^{-6}$ a	4×10^3 a	$1,2 \times 10^{14}$ a	$4,96 \times 10^{-1}$ a	Absorção no infravermelho e Espalhamento Raman.	Rotação/Vibração de moléculas. (não-ionizante)
	7×10^{-7}	$1,43 \times 10^4$	$4,3 \times 10^{14}$	1,78		
Vermelho	7×10^{-7} a	$1,43 \times 10^4$ a	$4,3 \times 10^{14}$ a	1,78 a	Absorção, emissão e fluorescência no ultravioleta-visível.	Elétrons ligados. (ionizante)
	$6,25 \times 10^{-7}$	$1,6 \times 10^4$	$4,8 \times 10^{14}$	1,99		
Laranja	$6,25 \times 10^{-7}$ a	$1,6 \times 10^4$ a	$4,8 \times 10^{14}$ a	1,99 a	Absorção, emissão e fluorescência no ultravioleta-visível.	Elétrons ligados. (ionizante)
	$5,9 \times 10^{-7}$	$1,7 \times 10^4$	$5,085 \times 10^{14}$	2,104		
Amarelo	$5,9 \times 10^{-7}$ a	$1,7 \times 10^4$ a	$5,085 \times 10^{14}$ a	2,104 a	Absorção, emissão e fluorescência no ultravioleta-visível.	Elétrons ligados. (ionizante)
	$5,65 \times 10^{-7}$	$1,77 \times 10^4$	$5,31 \times 10^{14}$	2,2		
Verde	$5,65 \times 10^{-7}$ a	$1,77 \times 10^4$ a	$5,31 \times 10^{14}$ a	2,2 a	Absorção, emissão e fluorescência no ultravioleta-visível.	Elétrons ligados. (ionizante)
	5×10^{-7}	2×10^4	6×10^{14}	2,48		
Ciano	5×10^{-7} a	2×10^4 a	6×10^{14} a	2,48 a	Absorção, emissão e fluorescência no ultravioleta-visível.	Elétrons ligados. (ionizante)
	$4,85 \times 10^{-7}$	$2,062 \times 10^4$	$6,185 \times 10^{14}$	2,56		
Azul	$4,85 \times 10^{-7}$ a	$2,062 \times 10^4$ a	$6,185 \times 10^{14}$ a	2,56 a	Absorção, emissão e fluorescência no ultravioleta-visível.	Elétrons ligados. (ionizante)
	$4,4 \times 10^{-7}$	$2,273 \times 10^4$	$6,82 \times 10^{14}$	2,82		
Violeta	$4,4 \times 10^{-7}$ a	$2,273 \times 10^4$ a	$6,82 \times 10^{14}$ a	2,82 a	Absorção, emissão e fluorescência no ultravioleta-visível.	Elétrons ligados. (ionizante)
	4×10^{-7}	$2,5 \times 10^4$	$7,5 \times 10^{14}$	3,1		
Ultravioleta	4×10^{-7} a	$2,5 \times 10^4$ a	$7,5 \times 10^{14}$ a	3,1 a	Absorção de ultravioleta de vácuo.	Elétrons ligados. (ionizante)
	1×10^{-8}	1×10^6	3×10^{16}	$1,25 \times 10^2$		
Raios X	1×10^{-8} a	1×10^6 a	3×10^{16} a	$1,25 \times 10^2$ a	Absorção, emissão, fluorescência e difração de raios X.	Elétrons internos. (ionizante)
	1×10^{-11}	1×10^9	3×10^{19}	$1,25 \times 10^5$		
Raios gama γ	$< 1 \times 10^{-11}$	$> 1 \times 10^9$	$> 3 \times 10^{19}$	$> 1,25 \times 10^5$	Emissão de raios γ .	Nuclear. (ionizante)

^(a) A relação entre frequência (ν), comprimento de onda (λ) e número de onda ($\bar{\nu}$) é dada por $\nu = c / \lambda = c\bar{\nu}$ com $c = 3 \times 10^8$ (m/s).

^(b) A energia de um fóton, segundo Bohr, Planck e Einstein, é dada por $E_\nu = h\nu$ onde $h = 6,6262 \times 10^{-34}$ (Js) é a constante de Planck. Também $1 \text{ (eV)} = 1,602 \times 10^{-19}$ (J).

A espectroscopia de absorção molecular, realizada sobre uma amostra do material a ser analisado (analito), toma por base as técnicas da transmissão e da reflexão. Essas técnicas requerem medidas das intensidades de radiação incidente (I_0), transmitida (I) e refletida (J). Em consequência das interações entre os fótons e os átomos, ou moléculas absorventes do analito, a intensidade do feixe incidente é atenuada em alguns comprimentos de onda característicos. Os termos empregados na espectroscopia de absorção [139], relacionados à razão dessas intensidades, são a *transmitância* (T)

$$T = \frac{I}{I_0} \quad \text{ou} \quad \%T = \frac{I}{I_0} \times 100 \quad (2.1)$$

a *absorbância* (A)

$$A = -\log_{10} T = \log\left(\frac{1}{T}\right) \quad (2.2)$$

ou pela lei de Bouguer-Beer-Lambert [139, 140],

$$A = \left(\frac{a}{2,303}\right)bc = \epsilon bc \quad . \quad (2.3)$$

Onde “ a ” é a *seção transversal de captura* ($L \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$), “ ϵ ” é a *absortividade molar* ($L \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{cm}^{-1}$), “ b ” o *percurso óptico* (cm) e “ c ” é a *concentração molar* do analito ($\text{mol} \cdot L^{-1}$). Outro termo empregado na espectroscopia é a *refletância* (R), [141], definida por

$$R = \frac{J}{I_0} = \left(1 + \frac{K}{S}\right) - \sqrt{\left(1 + \frac{K}{S}\right)^2 - 1} \quad , \quad (2.4)$$

na qual “ $K=A/b$ ” é o *coeficiente de absorção* (cm^{-1}) e “ S ” é o *coeficiente de espalhamento* (cm^{-1}).

O espectro obtido por medidas de refletância difusa não apresenta relação direta entre a intensidade dos picos e a composição, como observado nos espectros obtidos pela técnica de transmitância, em que as intensidades das bandas de absorção são diretamente proporcionais à concentração da amostra. Todavia, os dados obtidos por refletância difusa

podem ser convertidos em dados que resultem em espectros semelhantes aos obtidos por transmissão, utilizando-se a equação de Kubelka-Munk [136, 137, 139, 142]:

$$f(R') = \frac{K}{S} = \frac{(1-R')^2}{2R'} = \frac{ac}{2,303S} = \frac{\epsilon c}{S} \quad (2.5)$$

$f(R')$ é a refletância KM ou espectro corrigido, $R' = R_{\text{amostra}} / R_{\text{padrão}}$ denota a razão da refletância da amostra em relação àquela de um padrão não absorvente (KBr ou KCl). Se “S” for constante então a relação entre a intensidade KM e a concentração do analito será linear. Conseqüentemente, com essa equação é possível a realização direta de análises quantitativas.

Os espectros são plotados em unidades de transmitância (T) ou absorbância (A) ou refletância (R) ou unidades K-M ($f(R')$), versus número de onda $\bar{\nu}$. Esses espectros embora não sejam idênticos são similares na aparência geral, fornecendo as mesmas informações qualitativas e quantitativas.

A análise de filme fino por espectroscopia é um método bastante difundido e utilizado na caracterização de filme fino. Portanto, a fim de determinar as características estruturais e morfológicas dos filmes de nitreto de alumínio (AlN), eles foram analisados por *espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier (Fourier Transform Infrared (FTIR) spectroscopy)* [26, 29, 39, 41, 62, 64, 65, 67, 73], *espectroscopia Raman* [25, 26, 39, 64-66, 73], *difração de raios-X (DRX)* [21, 22, 26, 28, 29, 36, 39, 41, 62, 64-67, 73], *RBS (Rutherford Backscattering Spectroscopy)* [25, 77, 132] e perfilometria [134, 135].

(a) Espectroscopia FTIR. Nessa análise, o equipamento utilizado foi o Spectrum One da PERKINELMER, conforme ilustra a Figura 2.4. A técnica de espectroscopia no infravermelho adotada foi a de refletância difusa com transformada de Fourier (DRIFT, do inglês *diffuse-reflectance infrared Fourier transform*) nas condições de temperatura/umidade de 25 °C/42 % . A amostra é diluída em uma matriz de uma substância que não absorve a

radiação [133]. Geralmente se utiliza brometo de potássio (KBr) ou cloreto de potássio (KCl) como matriz. A técnica DRIFT toma por base a *refletância difusa*, que é um processo complexo, que ocorre quando um feixe de radiação atinge a superfície de um pó finamente dividido ou um filme fino em que a superfície seja irregular ou não polida [133, 136-142]. Com esse tipo de amostra, a reflexão especular ocorre em cada plano da superfície. Contudo, uma vez que existem muitas destas superfícies, que estão orientadas aleatoriamente, a radiação é refletida em todas as direções. Se o tamanho da partícula da amostra é comparável ao comprimento de onda da radiação, então uma grande porção da radiação incidente sofre absorção, refração e difração pelas partículas. A distribuição angular da radiação emergente, difusamente refletida, não depende do ângulo de incidência e contém informações espectrais sobre a amostra. A reflexão que tem pouca informação espectral também ocorre nas superfícies frontais da partícula (reflexão especular).

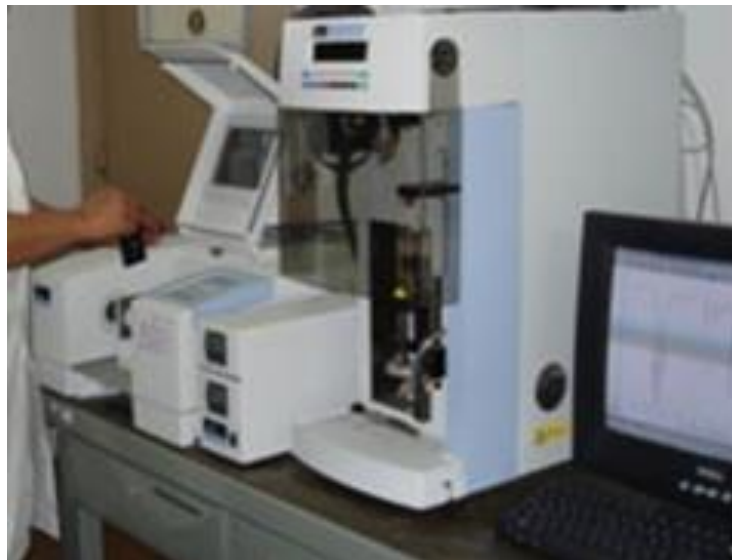


Figura 2.4. Sistema de análise FTIR da Divisão de Química do Instituto de Aeronáutica e Espaço do DCTA.

O espectro FTIR resultante representa a absorção e transmissão da radiação que passa pela amostra, criando uma identificação molecular própria de cada tipo de amostra, como se fosse uma “impressão digital”. Portanto, não existem dois materiais diferentes com o mesmo espectro infravermelho. Isso torna a espectroscopia no infravermelho bastante útil para vários tipos de análises. O espectro FTIR pode fornecer as seguintes informações: *identificação de materiais desconhecidos, determinação da qualidade ou consistência de uma amostra e determinação da quantidade de componentes no material*. Os picos de absorção correspondem às frequências das vibrações entre as ligações dos átomos do material. Como cada material é uma combinação única de átomos, não existem dois materiais produzindo o mesmo espectro infravermelho. Portanto, a espectroscopia FTIR resultará numa identificação positiva (análise qualitativa) da amostra ensaiada. Além disso, as amplitudes dos picos no espectro indicam a concentração de analito presente (análise quantitativa) [54, 65, 67, 68, 70, 71]. A Figura 2.5 mostra os *espectros de transmissão típicos* de filmes de nitreto de alumínio (AlN) gravados por um espectrofotômetro FTIR, na faixa de 400 cm^{-1} a 3000 cm^{-1} .

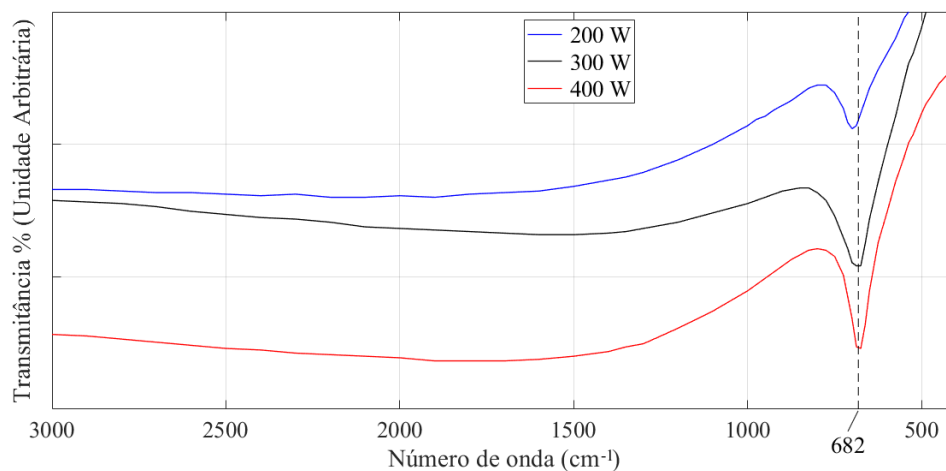


Figura 2.5. Espectro de transmissão FTIR dos filmes AlN/Si(100) tipo-p depositados em 200 W, 300 W e 400 W. Figura construída com base em [67]. Absorção característica da ligação Al-N em 682 cm^{-1} (modo vibracional de estiramento $E_1(\text{TO})$).

Neste gráfico os valores de transmitância (T) não são necessários pois o interesse é no formato da curva e posição dos picos de absorção, informações qualitativas do material contido na matriz analisada, a fim de confirmar ou não a existência do AlN. Identificou-se a existência da banda de *absorção característica* da ligação Al-N em 682 cm^{-1} (*modo vibracional de estiramento*). Com o aumento da potência de pulverização, o pico correspondente ao modo de estiramento torna-se proeminente e mais estreito. O estreitamento de uma faixa vibracional geralmente indica melhor cristalinidade [67].

(b) Espectroscopia Raman. Essa análise é usada para avaliar qualitativamente os filmes finos de AlN, com base no *efeito Raman* (descoberto por C. V. Raman em 1928), foi realizada pelo equipamento marca Renishaw, modelo S200, com laser de argônio em 514,5 nm pertencente ao LAS/INPE (Figura 2.6). O *espalhamento Raman* é explicado como uma *colisão inelástica* entre um fóton e uma molécula em determinado estado inicial de energia [139]. O termo *inelástico* denota o fato de que o processo de espalhamento resulta num ganho ou numa perda de energia pela molécula, ou seja, a *frequência da onda espalhada* (ν_{esp}) difere da *frequência da onda incidente* (ν_{inc}). A relação entre a energia (E_{ν}) de um fóton (ou um fônon) com sua frequência (ν) e o comprimento de onda (λ) é dada pela lei de Planck [80, 81, 143],

$$E_{\nu} = h\nu = h\left(\frac{c}{\lambda}\right) = \hbar c\left(\frac{2\pi}{\lambda}\right) \quad (2.6)$$

em que $h = 2\pi\hbar = 6,6262 \times 10^{-34} \text{ Js}$ é a constante de Planck, \hbar é a constante de Planck reduzida, $c = 3 \times 10^8 \text{ m/s}$ é a velocidade da luz no vácuo. Como os níveis de energia vibracional são *quantizados* a equação (2.6) é reescrita como

$$E_n = \left(n + \frac{1}{2}\right)h\nu = h\nu_n \quad \text{para } n = 0, 1, 2, 3, \dots, \quad (2.7)$$

em que n é o *número quântico* que indica o nível energético da molécula [81, 143] e ν é a *frequência natural da molécula*, cuja vibração é similar à vibração de um *oscilador harmônico* (Mecânica Quântica), [143], dada por

$$\nu = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{K}{\mu}} = \frac{1}{2\pi} \sqrt{\frac{K(m_1+m_2)}{m_1 m_2}} \quad . \quad (2.8)$$

K é a constante da força para a vibração, μ é a massa reduzida da molécula, m_1 e m_2 são as massas dos dois núcleos (molécula formada por dois átomos). Daí a energia incidente é dada por

$$E_{inc} = h\nu_{inc} \quad (2.9)$$

e a energia espalhada

$$E_{esp} = h\nu_{esp} = h[\nu_{inc} \pm (\nu_1 - \nu_0)] = h(\nu_{inc} \pm \nu) \quad . \quad (2.10)$$

Os índices 0 e 1 são números quânticos associados ao estado vibracional inicial ou final da molécula. A energia da onda espalhada pode ser ou igual ou maior ou menor que a energia da onda incidente através de incrementos quantizados, os quais correspondem às diferenças de energia entre os níveis de energia inicial e final, seja eletrônico, vibracional, ou entre níveis rotacionais da molécula em um gás, líquido ou sólido. Portanto, a energia espalhada pode ter frequência ou igual ou maior ou menor que a frequência da radiação incidente [80, 81]. Na Figura 2.7.(a) estão representadas estas três situações:

- i. a energia da onda espalhada é igual à energia da onda incidente, $\nu_{esp} = \nu_{inc}$, a este efeito dá-se o nome de *espalhamento de Rayleigh*;
- ii. a energia da onda espalhado é maior que a energia da onda incidente, $\nu_{esp} > \nu_{inc}$, então há um espalhamento de Raman cuja linha espectral é denominada de linha *anti-Stokes*, e a molécula é excitada do nível $n=1$ para o nível $n=0$;

iii. a energia da onda espalhada é menor que a energia da onda incidente, $\nu_{\text{esp}} < \nu_{\text{inc}}$, então há um espalhamento de Raman de linha espectral chamada de linha *Stokes*, e a molécula é excitada do nível $n=0$ para o nível $n=1$.

As linhas designadas por $n=0$ e $n=1$ representam os *níveis de energia vibracional* da molécula. A diferença de energia da radiação incidente e da radiação espalhada é o que se chama de *deslocamento de Raman*. A Figura 2.7.(b) mostra que as linhas anti-Stokes são de intensidades menores que as linhas Stokes, uma vez que aquelas se originam de níveis de energia mais altos, e estes, à temperatura ambiente, estão menos ocupados, conforme a *lei de distribuição de Maxwell-Boltzmann* [80, 81, 143]:

$$P(n) = P(0)e^{-\frac{nh\nu}{\kappa T}} \quad \text{para } n=0, 1, 2, \dots \quad (2.11)$$

$P(n)$ é a população do nível n , $P(0)$ é a população do nível 0, $\kappa \approx 1,38 \times 10^{-23}$ J/K é a constante de Boltzmann e T é a temperatura absoluta. Consequentemente, o recurso da espectroscopia de espalhamento Raman consiste, somente, na análise das linhas Stokes da radiação espalhada pela amostra em relação à radiação incidente.

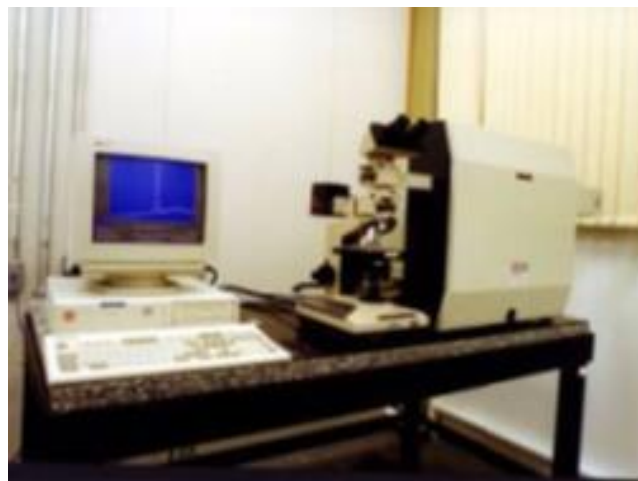
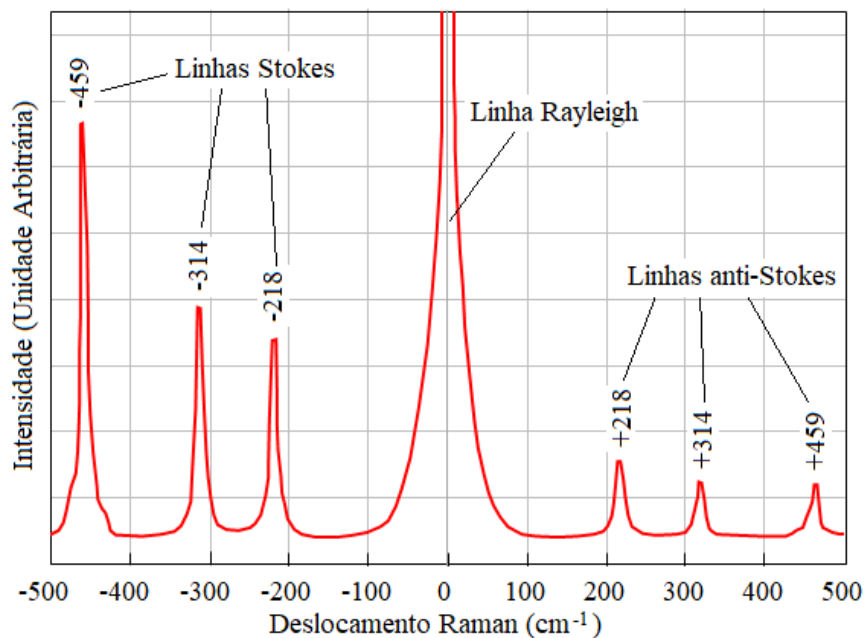
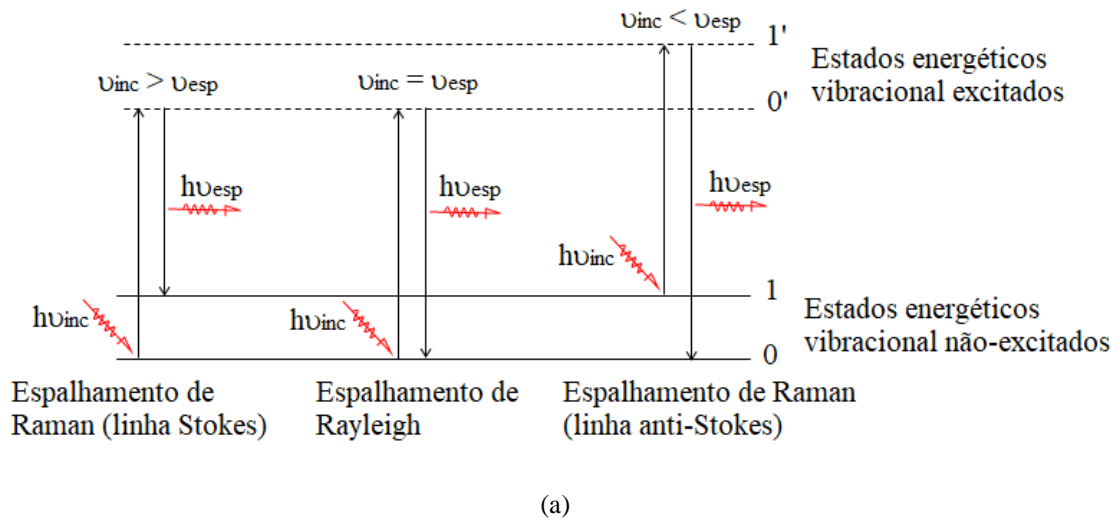


Figura 2.6. Sistema de espectroscopia Raman. Equipamento marca Renishaw, modelo S2000, com laser de argônio iônico em 514,5 nm, do Laboratório Associado de Sensores e Materiais (LAS) no INPE. Este equipamento é composto da fonte de radiação laser, do sistema de inserção da amostra, do monocromador, do detector de radiação espalhada, do amplificador de sinal, do computador e de um microscópio óptico.



(b)

Figura 2.7. (a) Diagrama dos estados energéticos vibracional das moléculas e os espalhamentos de Raman e Rayleigh devido à interação com a onda incidente. (b) Espectro de Raman do CCl_4 (tetracloreto de carbono), para deslocamento Raman inferior a 500 cm^{-1} , excitado por uma linha azul (488 nm) de um laser de íon argônio, desenho realizado com base em [143].

Cada material terá um conjunto de valores $\nu_{esp} = \nu_{inc} - \nu$ (linhas Stokes), característicos da natureza das ligações químicas das diferentes moléculas, existentes na amostra analisada [25, 26, 33, 39, 65, 66, 73]. No espectro Raman a intensidade óptica dispersa é expressa em função do número de onda $\bar{\nu}$, dado por

$$\bar{\nu} = \frac{\nu_{\text{esp}}}{c} = \frac{(\nu_{\text{laser}} - \nu)}{c} = \frac{1}{\lambda_{\text{esp}}} \quad (\text{cm}^{-1}) \quad (2.12)$$

onde $c=3 \times 10^{10}$ cm/s é a velocidade da luz, ν_{laser} é a frequência de excitação do laser e λ_{esp} é o comprimento de onda espalhado. A Figura 2.8 mostra um espectro Raman típico do AlN/Si.

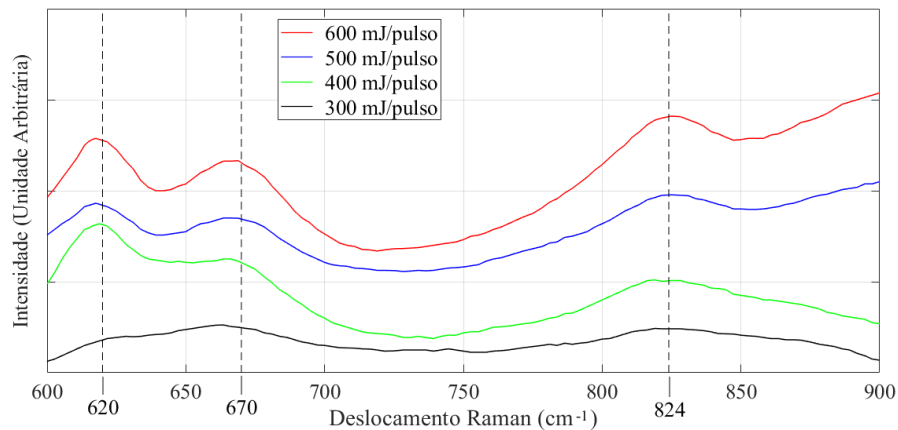


Figura 2.8. Espectros Raman típicos de filmes finos AlN/Si(100) tipo-p depositados por laser pulsado com diferentes valores de energia. Nos espectros percebe-se três picos onde os dois localizados em 620 cm^{-1} e 670 cm^{-1} correspondem aos modos fônons $A_1(\text{TO})$ e $E_1(\text{TO})$ do filme fino de AlN, respectivamente. O terceiro pico em 824 cm^{-1} é atribuído ao modo fônons do substrato de Si. Figura desenhada com base em [73].

(c) Espectroscopia por DRX. A difratometria de raios X é usada na determinação da estrutura cristalina, da distância interplanar e do tamanho dos grãos do material da amostra. Um feixe de raios X direcionado sobre um material cristalino pode sofrer difração (interferência construtiva) como resultado de sua interação com uma série de planos atômicos paralelos (Figura 2.9), de acordo com a *lei de Bragg*. O espaçamento interplanar é uma função dos *índices de Miller* (h, k, l) e dos *parâmetros da rede cristalina* (a, b, c), assim como da estrutura cristalina [78, 79]. A Figura 2.10(a) mostra o difratômetro de raios-X, Philips X-Pert Pro, o qual é um aparelho usado para determinar os ângulos nos quais ocorre a difração em amostras pulverizadas; as suas características estão representadas esquematicamente na Figura 2.10.(b).

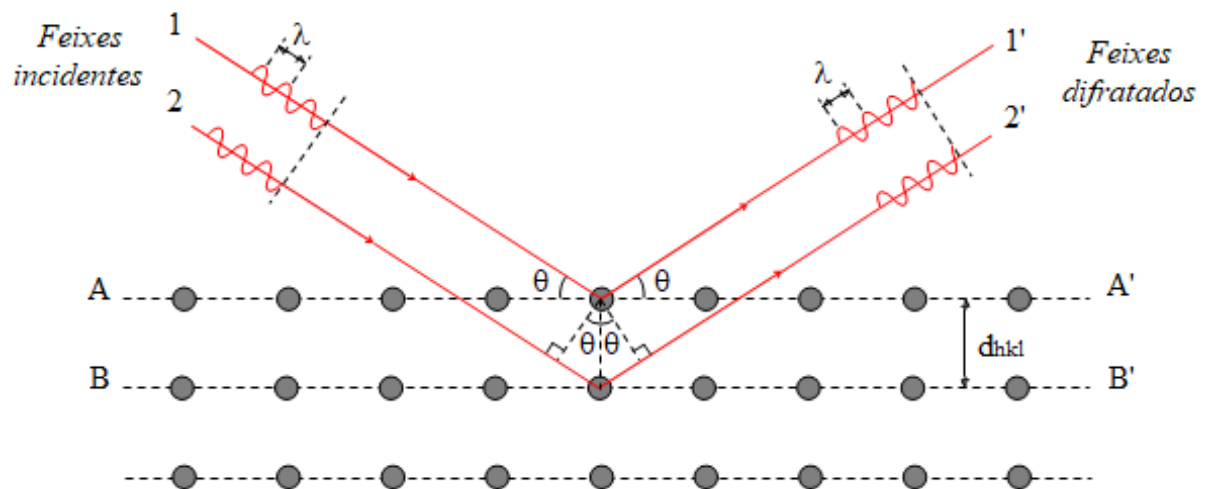


Figura 2.9. Difração de raios-X por planos de átomos A-A' e B-B'. Desenho feito com base em [78].

A estrutura cristalina do material é determinada usando-se a equação da *distância interplanar* d_{hkl} [79, 82]. Essa equação é obtida a partir de uma expressão mais geral para qualquer simetria e particularizada para *cristais com estrutura hexagonal* ($a=b \neq c$, $\alpha=\beta=90^\circ$ e $\gamma=120^\circ$),

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2}, \quad (2.13)$$

em que a e c são os *parâmetros de rede*, e h , k , l são os *índices cristalográficos de Miller-Bravais*. A equação (2.13) é usada juntamente com a equação formulada por W. L. Bragg. Na Figura 2.9, a diferença Δx entre os percursos $11'$ e $22'$, percorridos pelos feixes 1 e 2, é $\Delta x = 2d_{hkl} \sin(\theta)$. Como essas duas ondas se somam, elas interferirão construtivamente somente se estiverem em fase: $\Delta x = 2d_{hkl} \sin(\theta) = n\lambda$ para $n=1, 2, 3, \dots$. Daí, obtêm-se a expressão conhecida como a *lei de Bragg* [78, 79, 82],

$$\sin(\theta) = \frac{n\lambda}{2d_{hkl}}. \quad (2.14)$$

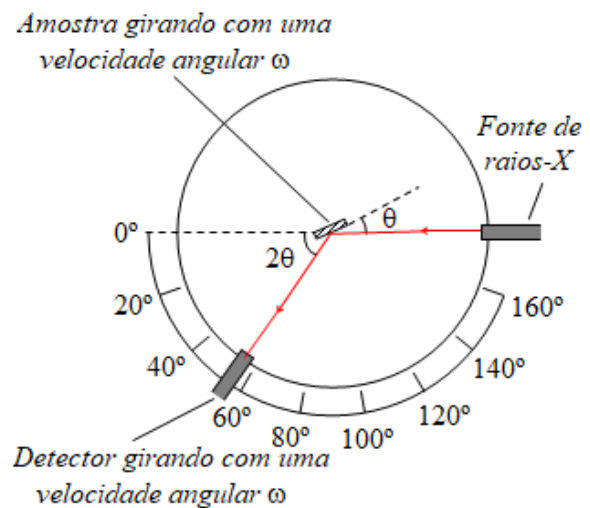
Na equação (2.14), θ é denominado de *ângulo de Bragg*, λ ($\lambda_{\text{Cu}, \text{K}\alpha} = 1,5405 \text{ \AA}$) é o *comprimento de onda de raios-X*, e n é um número inteiro positivo não nulo. O tamanho $D_{\text{médio}}$ dos grãos é estimado, usando-se a fórmula de Scherer [79],

$$D_{\text{médio}} = \frac{1}{2} \left[\frac{\lambda}{H \cos(\theta)} \right] \quad (2.15)$$

Essa equação é válida para $D_{\text{médio}} \leq 200 \text{ nm}$, e λ ($\lambda_{\text{Cu}, \text{K}\alpha} = 1,5405 \text{ \AA}$) é o *comprimento de onda de raios-X*, e H é a FWHM (*Full Width at Half Maximum*) em radiano, e θ é o *ângulo de Bragg*.



(a)



(b)

Figura 2.10. (a) Difratorômetro de raios-X Philips X-Pert Pro. Figura obtida no Laboratório de Cristalografia e Difração de raio-X do Centro Brasileiro de Pesquisas Físicas. (b) Diagrama esquemático do funcionamento de um difratorômetro de raios X onde o desenho foi realizado com base em [78].

No caso particular do filme de h-AlN estrutura wurtzita, [26, 36, 83], tem-se $a=b=3,112 \text{ \AA}$ e $c=4,982 \text{ \AA}$. A Tabela 2.3 mostra alguns planos (h k l) com a respectiva distância interplanar d_{hkl} e o ângulo 2θ , para a estrutura h-AlN wurtzita, que foram obtidos após aplicar a equação da distância interplanar, (2.13), e com a lei de Bragg dada por (2.15).

Na Figura 2.11 têm-se os planos representados num gráfico da distância interplanar em função de 2θ . Na Figura 2.12 têm-se um difratograma de raios X, típico do nitreto de alumínio, de um filme fino depositado sobre substratos de silício.

Tabela 2.3. Distância interplanar e ângulo de alguns dos planos (h k l) para h-AlN estrutura wurtzita.

Planos AlN (h k l)	Distância interplanar d_{hkl} (Å)	Ângulo 2θ (°)
(1 0 0)	2,6897	33,27
(0 0 2)	2,4918	35,90
(1 0 1)	2,3700	37,80
(1 0 2)	1,8293	49,79
(1 1 0)	1,5560	59,32
(1 0 3)	1,4138	66,00
(2 0 0)	2,6951	69,70
(1 1 2)	1,3197	71,40
(2 0 1)	1,3008	72,60
(2 0 3)	1,0464	94,76

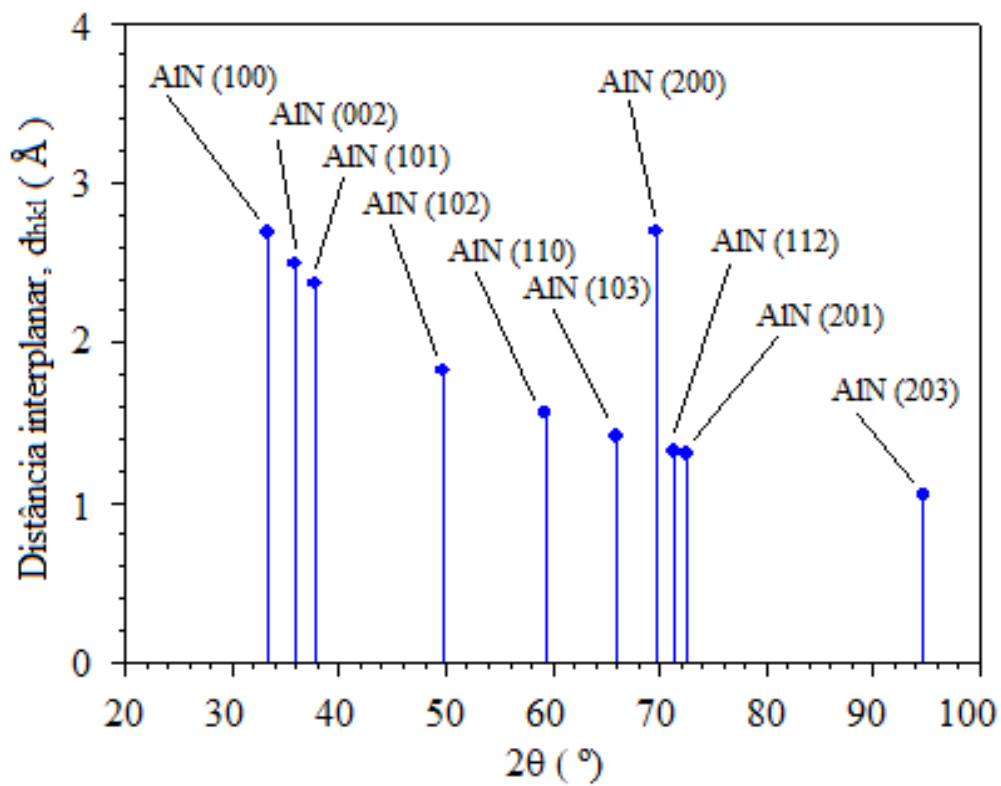


Figura 2.11. Planos (h k l) do nitreto de alumínio na estrutura hexagonal wurtzita onde $a = b = 3,112 \text{ \AA}$ e $c = 4,982 \text{ \AA}$.

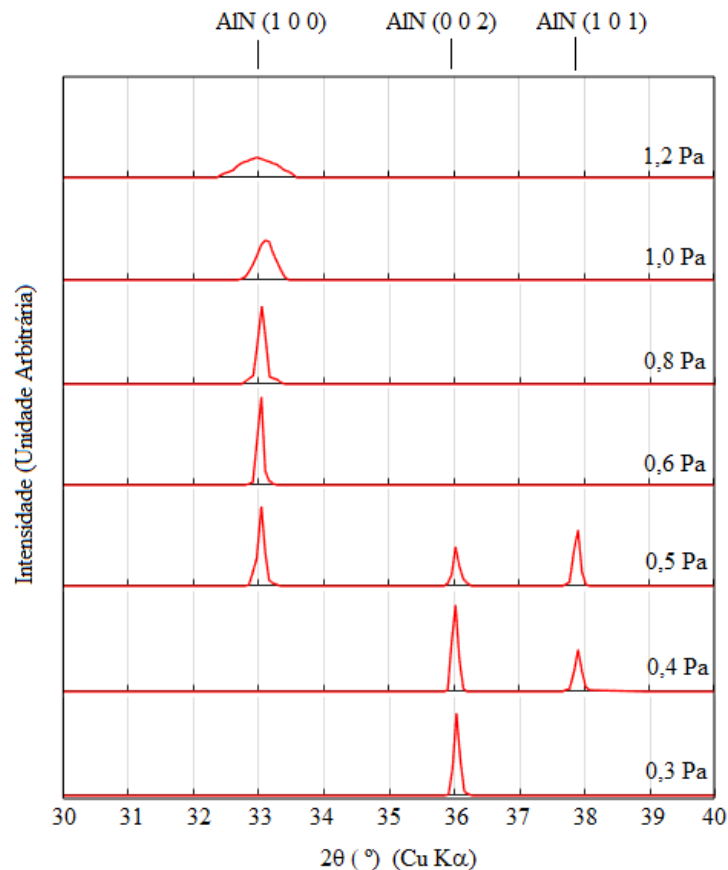


Figura 2.12. Difratogramas típicos do AlN/Si onde a Figura foi desenhada com base em [36].

(d) Espectroscopia por RBS. O método de análise por RBS (*Rutherford Backscattering Spectroscopy*) é parte de um conjunto maior de métodos espectroscópicos nucleares, denominados de análise de materiais por feixes iônicos (*IBA-Ion Beam Analysis*). Com essa análise pode-se *determinar a composição ou perfil elementar em profundidade de um material ou filme fino* (algumas centenas de nm). Esse método usa feixes de H^+ , He^+ ou He^{++} monoenergéticos, com energias de alguns MeV e correntes da ordem de nA, que incidem sobre uma amostra. Essa energia limita a profundidade analisada em alguns μm , sendo a análise RBS apropriada na *identificação e quantificação de filme fino* [84].

A técnica de RBS consiste em medir a energia das partículas de um feixe monoenergético que sofreram colisões com os átomos do alvo que se deseja analisar e que foram retroespalhadas (*Backscattering*) conforme mostra a Figura 2.13. Durante a colisão os

íons incidentes perdem energia por colisões com os átomos do material, a taxa de redução de energia da partícula espalhada (ou retroespalhada) depende da razão entre as massas da partícula incidente e do átomo alvo. Com isso, pode-se identificar qual a massa dos átomos do alvo e, portanto, qual é o elemento químico. Na Figura 2.14 têm-se o sistema RBS do Laboratório de Materiais e Feixes Iônicos (LAMFI/USP) usado na análise dos filmes finos.

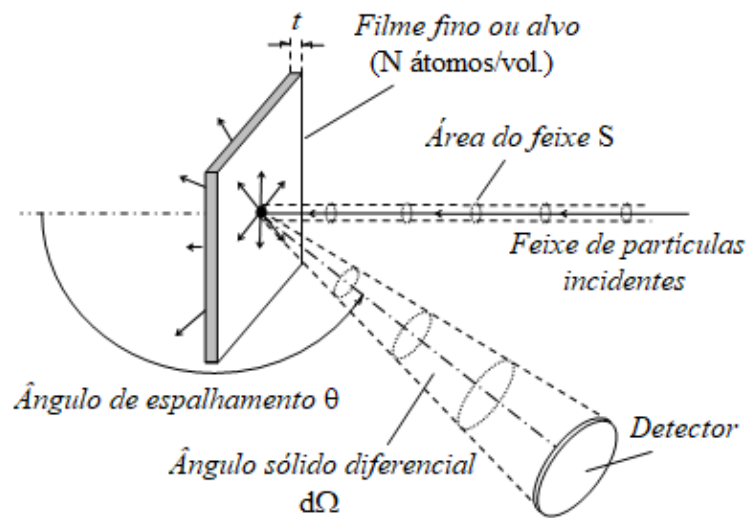


Figura 2.13. Diagrama esquemático do funcionamento de um equipamento RBS (*Rutherford Backscattering Spectroscopy*). Desenho realizado com base em [84].

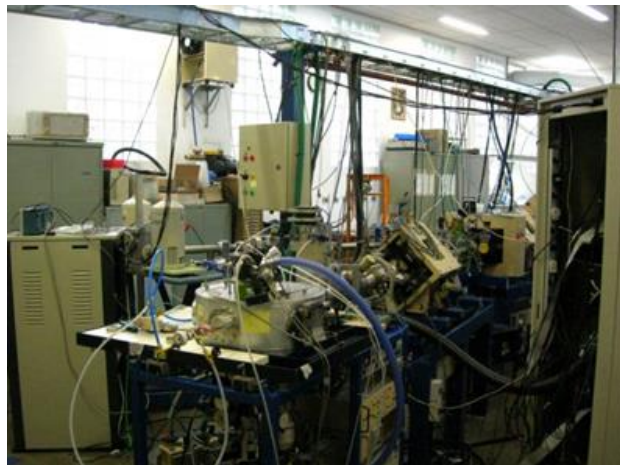


Figura 2.14. Sistema RBS do Laboratório de Materiais e Feixes Iônicos (LAMFI) na USP. A aquisição de dados é feita por um buffer-multicanal acoplado a um microcomputador pessoal tipo IBM-PC®. Para cálculo e simulação de espectros de RBS utiliza-se o programa RUMP ou SIMNRA.

Sabendo-se qual é a identidade do átomo alvo pode-se determinar a quantidade de átomos por área (cm^2), pela probabilidade de colisão entre as partículas incidentes e os átomos do alvo, e medindo-se o número total de partículas detectadas A e o número de partículas incidentes Q . A conexão entre A e Q é dada pela seção de choque e espalhamento [84]. Um íon movendo-se na matéria perde energia por sucessivas colisões com os elétrons do material. Portanto, *a perda de energia no percurso é diretamente proporcional à distância percorrida no interior da amostra*. Desta maneira é possível estabelecer uma escala de profundidade com a energia das partículas espalhadas pois as partículas espalhadas na superfície têm energia maior que as espalhadas no interior do filme.

A técnica de RBS possibilita analisar qualitativamente um material quanto a sua composição química. Na simulação são importantes os seguintes requisitos:

- i. *conhecer* o material que está sendo analisado, bem como todo o processo da deposição do filme fino;
- ii. *prever* o aparecimento de alguns elementos estranhos, contaminações (oxigênio, silício, etc.), os quais deveriam estar ausentes;
- iii. *identificar* as impurezas da superfície do filme e do substrato;

A espessura do filme pode ser estimada por RBS, mas devido à existência de outras técnicas isto não é realizado com frequência. Contudo, a vantagem de se inferir a espessura de um filme analisado por RBS é de se poder corrigir a análise de forma segura e coerente. Ao se fazer a simulação usando o software RUMP [85], é importante saber que: a largura do pico depende da espessura do filme fino (ou camada); e a altura dos espectros de espalhamento da amostra reflete a composição do filme fino (ou camada).

A Figura 2.15 mostra um espectro RBS típico de um filme de nitreto de alumínio, depositado sobre substrato de silício (AlN/Si), onde os resultados da simulação mostram claramente a presença dos elementos químicos (Al, N, O e Ar).

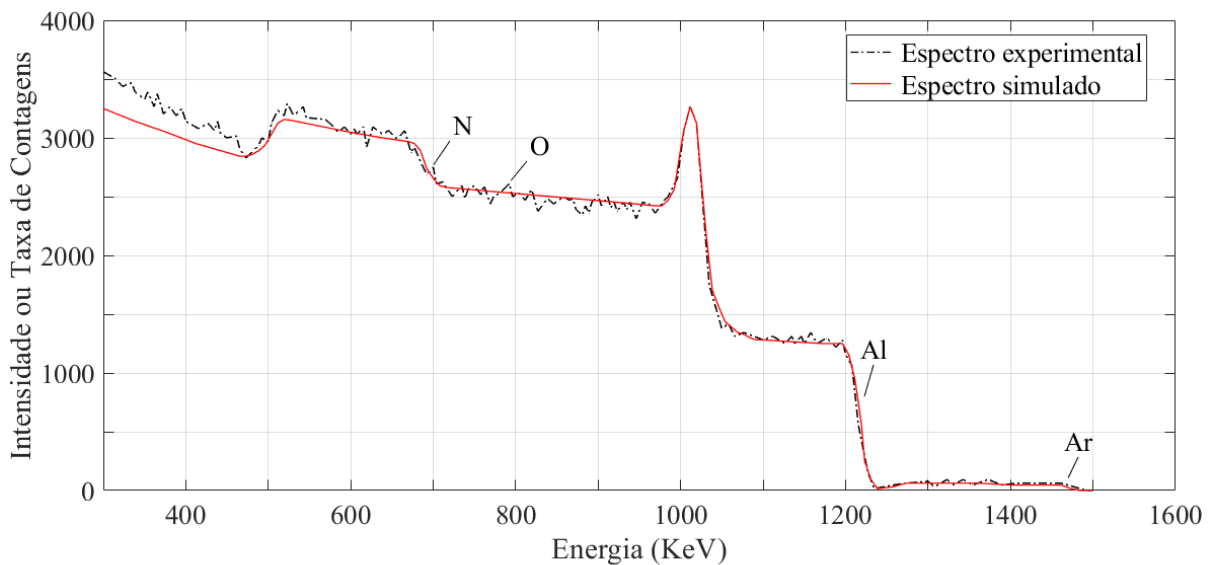


Figura 2.15. Espectro RBS típico de um filme $\text{Al}_1\text{N}_1\text{Ar}_{0,027}$ de espessura 3000×10^{15} átomos/cm² (~ 300 nm de espessura) depositado sobre substrato de silício. Desenho realizado com base em [77].

(e) **Perfilometria.** Com o desenvolvimento da microeletrônica tornou-se importante o estudo das características da superfície do filme fino e substratos, tais como rugosidade, espessura do filme fino, profundidade e dimensões das estruturas. Atualmente, os instrumentos existentes para realizar essas medidas são o microscópio óptico, microscópio de força atômica e o *perfilômetro de ponteira de diamante* (Figura 2.16).

O perfilômetro é constituído de uma ponteira de diamante acoplada diretamente ao núcleo de um transformador diferencial variável linear (*LVDT-Linear Variable Differential Transformer*) formando um conjunto fixo. O LVDT é um dispositivo eletromecânico que produz um sinal elétrico na saída proporcional ao deslocamento do núcleo e consiste de um enrolamento no primário mais dois enrolamentos idênticos secundários, espaçados simetricamente sobre um cilindro. O sistema móvel faz com que uma amostra ou um substrato possa realizar uma varredura na horizontal sob a ponteira fixa [86]. A Figura 2.17 mostra a análise típica de um degrau na superfície de uma amostra.



Figura 2.16. Perfilômetro modelo Alpha-Step 500, usado para determinar a espessura dos filmes AlN, do Laboratório Associado de Sensores e Materiais (LAS) no INPE.

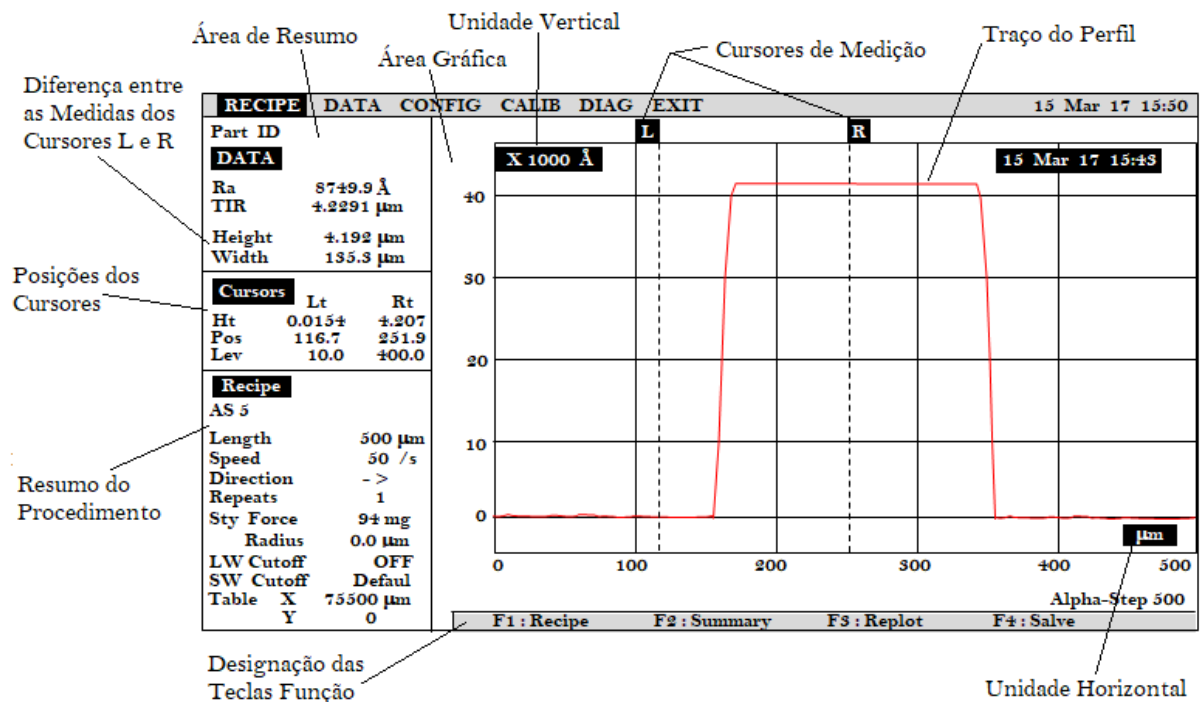


Figura 2.17. Perfil da superfície de uma amostra analisada por perfilometria. Essa figura foi desenhada com base no manual do usuário, do equipamento Alpha-Step® 500 Surface Profile, da TENCOR INSTRUMENTS [87].

O princípio na realização de uma medida com o perfilômetro consiste no seguinte:

- i. a ponteira se move na horizontal sobre a superfície de um filme ou substrato e simultaneamente ocorre um deslocamento da ponteira na vertical em resposta às características da superfície;
- ii. o deslocamento vertical é monitorado pelo LVDT e o sinal elétrico na saída é amplificado, digitalizado, processado e mostrado num monitor de vídeo;
- iii. a ponteira de diamante do perfilômetro têm uma forma cônica com o raio variando de 1,5 mm a 12,5 mm sendo um fator que pode contribuir para a distorção da medida.

Após a varredura da superfície de uma amostra uma *tela de dados* substitui a *tela de movimento* e o perfil traçado aparece num quadro gráfico juntamente com um quadro resumo dos dados à esquerda.

2.3 Modelagem dos dispositivos SAW

Na modelagem de dispositivos de *onda acústica de superfície* (SAW-*Surface Acoustic Wave*), tais como linhas de retardo, filtros, sensores, ressonadores, etc., é importante conhecer-se o comportamento da onda acústica de superfície (SAW) quanto à *excitação dos modos acústicos, propagação da SAW em meios parcialmente metalizados, função de transferência do dispositivo, atrasos de fase e de grupo*.

(a) Excitação dos modos acústicos. Com o invento do pesquisador White dos transdutores interdigitais (IDT-*Interdigital Transducer*), estes permitiram a conversão de ondas elétricas em acústicas e vice-versa [3], desenvolveram-se diversos modelos de transdutores (IDT uniforme, não uniforme, apodizado ou não, eletrodos tipo pistão, etc.), conforme a aplicação

específica e melhoria na resposta do dispositivo [1, 8, 107, 109-113, 120]. Nos dispositivos SAW, a estrutura metálica IDT excita ondas acústicas de superfície (SAW). Contudo, além da SAW, podem aparecer as ondas acústicas de volume no interior do filme (BAW_{interna}) e no meio externo ao filme (BAW_{externa}), conforme ilustrado pela Figura 2.18. O *comprimento de onda*, *frequência* e *velocidade* do modo SAW são identificados por λ_0 , f_0 e v_{SAW} , e para os modos BAW são denotados por $\lambda(\theta_R)$, f e $v(\theta_R)$, onde θ_R é denominado de *ângulo de Rayleigh*. Analisando a existência dos modos acústicos tem-se,

$$\lambda(\theta_R) < \lambda_0 \quad \text{para} \quad 0^\circ < \theta_R < 90^\circ \quad (2.16)$$

ou

$$\frac{v(\theta_R)}{f} < \frac{v_{\text{SAW}}}{f_0} \quad (2.17)$$

Donde se obtêm a relação,

$$f > \left[\frac{v(\theta_R)}{v_{\text{SAW}}} \right] f_0 \quad (2.18)$$

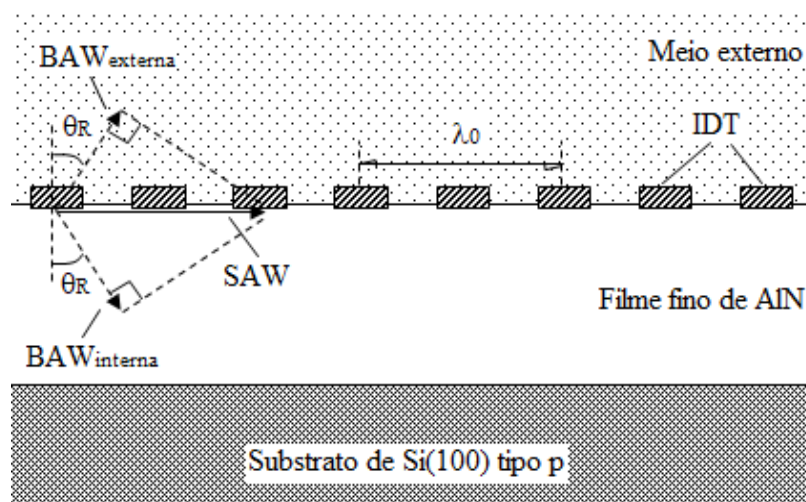


Figura 2.18. Corte transversal do IDT uniforme excitando os modos acústicos SAW e BAW em uma linha de retardo.

Desta equação (2.18), a condição de corte é obtida no limite $\lim_{\theta_R \rightarrow 90^\circ} v(\theta_R) = v_{SAW}$. Conclui-se que o modo será BAW se a frequência da onda acústica (f) satisfizer à condição $f > f_0$, e o modo será SAW quando $f \leq f_0$. Nota-se que os modos BAW começam a ocorrer muito próximos do modo SAW. Portanto, isso pode ser um problema em dispositivos de faixa larga, e força os dispositivos SAW serem de faixa estreita.

(b) Propagação da SAW em meio parcialmente metalizado. A velocidade da SAW pode ser obtida a partir da resposta ao impulso $h(t-t_a)$ do dispositivo SAW. Contudo, é necessário analisar o efeito da metalização sobre a propagação da onda acústica. Na Figura 2.19, tem-se duas situações: (i) a SAW percorre uma distância L_T em um tempo Θ ; (ii) a SAW percorre uma distância L_T em um tempo Θ' , maior que Θ . O parâmetro η é definido como sendo a taxa de metalização. Assim, conclui-se que o tempo necessário para a SAW percorrer uma distância L_T é inversamente proporcional ao espaço sem metalização $(1-\eta)L_T$.

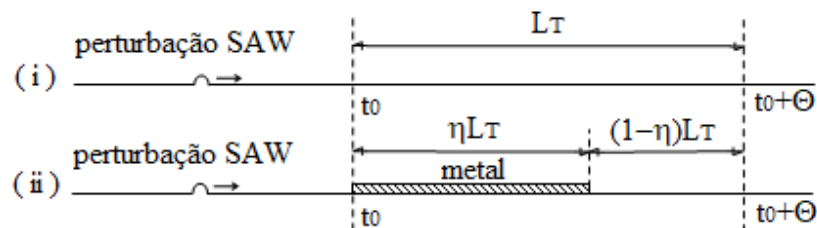


Figura 2.19. Análise realizada a fim de obter as equações (2.19) e (2.20) as quais permitem estimar a velocidade da SAW em uma região parcialmente metalizada.

Portanto, de uma regra de três, obtêm-se as seguintes relações:

$$\Theta' = \frac{\Theta}{(1-\eta)} \quad \text{para} \quad 0 \leq \eta < 1 \quad (2.19)$$

e a velocidade v_{SAW} será

$$v_{SAW} = \frac{L_T}{\Theta} = \frac{L_T}{(1-\eta)\Theta'} \quad . \quad (2.20)$$

Nota-se na equação (2.20) a dependência da velocidade com a taxa de metalização.

(c) Projeto da linha de retardo. O interesse no projeto e desenvolvimento de dispositivos SAW, tais como filtros com alta seletividade, ressonadores, etiquetas de identificação, linhas de retardo, compressores de pulsos, sensores diversos (pressão, temperatura, biosensores, etc.), cada vez menores e capazes de operar em ambientes agressivos sem sofrerem degradação são crescentes. Além do que esses dispositivos, construídos sobre filmes piezoelétricos, usam a tecnologia *sem fio* (wireless) e, portanto, têm a vantagem de não precisarem de fonte de alimentação e nenhum tipo de conexão a fim de que funcionem corretamente [1, 8, 88-109]. Um uso dessa tecnologia são as linhas de atraso (Figura 2.20), onde o objetivo é produzir um atraso no sinal recebido pelo dispositivo. Em um projeto de dispositivos SAW é fundamental que se conheça a *velocidade da onda acústica de superfície* v_{SAW} no filme fino sobre o qual será construído o dispositivo. Daí, com base na Figura 2.20, o *comprimento mínimo da onda acústica* λ_0 excitada pelo IDT será

$$\lambda_0 = \frac{v_{SAW}}{f_0} \quad . \quad (2.21)$$

A frequência f_0 é a *frequência máxima* da onda SAW excitada pelo IDT e, também, é uma *condição de projeto* [1, 8, 88, 113]. Com isso a *largura das digitais* w será,

$$w = \left(\frac{\eta}{2}\right)\lambda_0 \quad (2.22)$$

e o *espaçamento entre digitais* ($d-w$),

$$d-w = \left(\frac{1-\eta}{\eta}\right)w \quad . \quad (2.23)$$

O parâmetro η é a *taxa de metalização* [1, 8] definida pela relação

$$\eta = \frac{w}{d} \quad , \quad (2.24)$$

que também é uma condição de projeto. Usualmente, escolhe-se uma taxa de metalização de 50 %, donde o espaçamento entre digitais tornar-se-á igual a $w = \lambda_0/4$. Outra condição de projeto é a *largura de faixa* Δf , especificada de acordo com a operação de filtragem realizada pela linha de atraso, [1, 8, 113].

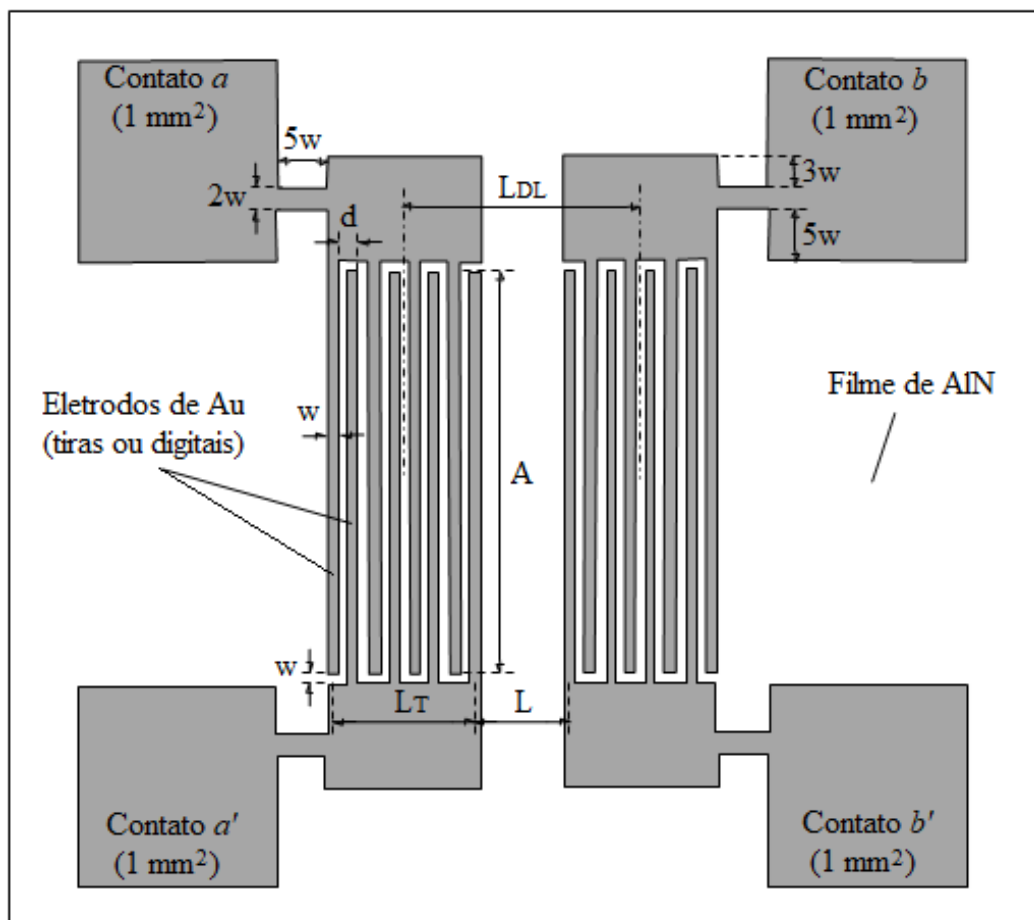


Figura 2.20. Linha de retardo uniforme com base em SAW construída conforme a estrutura IDT Au/AIN/Si.

Em comunicações é comum se usar o termo LFF (*Largura de Faixa Fracional*) que é definido por

$$\text{LFF} = \frac{\Delta f}{f_0} \quad . \quad (2.25)$$

O *fator de qualidade* Q é uma medida quantitativa do estreitamento da ressonância em um circuito ressonante. Na ressonância, a energia reativa no circuito oscila entre indutiva e capacitiva. O fator de qualidade relaciona a energia máxima (U_{\max}) ou de pico armazenada com a energia dissipada (P_d/ω_0) no circuito por ciclo de oscilação [1, 8, 113, 114]:

$$Q = \omega_0 \frac{U_{\max}}{P_d} = 2\pi \left(\frac{U_{\max}}{P_d / f_0} \right) \quad . \quad (2.26)$$

Também pode ser calculada por

$$Q = \frac{f_0}{\Delta f} \quad . \quad (2.27)$$

Nota-se que a largura de faixa Δf é inversamente proporcional a Q . Um circuito ressonante é projetado para operar na frequência de ressonância, ou próximo dela. Ele será de alto Q quando $Q \geq 10$.

A abertura acústica A é escolhida de modo que o *efeito da dispersão* da onda SAW seja desprezível ($A \gg L$). Assim, escolhe-se

$$A \geq 10L \quad . \quad (2.28)$$

O *comprimento efetivo do transdutor* L_T é definido considerando-se o *efeito do carregamento elétrico estático* [113]. Assim, se N é a quantidade de tiras (ou digitais) por IDT, então

$$L_T = (N-1)d \quad . \quad (2.29)$$

O atraso t_{Delay} desejado é calculado pela relação

$$t_{\text{Delay}} = \frac{L}{v_{\text{SAW}}} \quad . \quad (2.30)$$

Na Figura 2.21, quando o pulso com duração muito pequena é aplicado no IDT1 surge imediatamente uma *diferença de potencial elétrico* ϕ entre duas digitais vizinhas. A polarização dessa diferença de potencial é invertida a cada espaço interdigital seguinte.

Conseqüentemente, como o filme de nitreto de alumínio (AlN) é piezoelétrico, cria-se neste uma *polarização* \vec{P} ,

$$\vec{P} = \frac{\vec{p}}{V} \quad (\text{C/m}^2) \quad (2.31)$$

O vetor \vec{p} é o *momento de dipolo* e V o *volume*, na região entre duas digitais vizinhas, cujo sentido é invertido a cada espaço interdigital vizinho, originando uma *onda de potencial elétrico* nas proximidades da superfície do filme de AlN. Mecanicamente, surgem nas proximidades da superfície do filme AlN, regiões de *compressão* e de *tração* alternadamente, originando-se uma *onda mecânica*, chamada *onda acústica de superfície*. Essas duas ondas, de *natureza elétrica* e *mecânica*, propagam-se próximas à superfície do AlN com uma velocidade v_{SAW} , característica do material,

$$v_{\text{SAW}} = \frac{\lambda_0}{T} \quad (2.32)$$

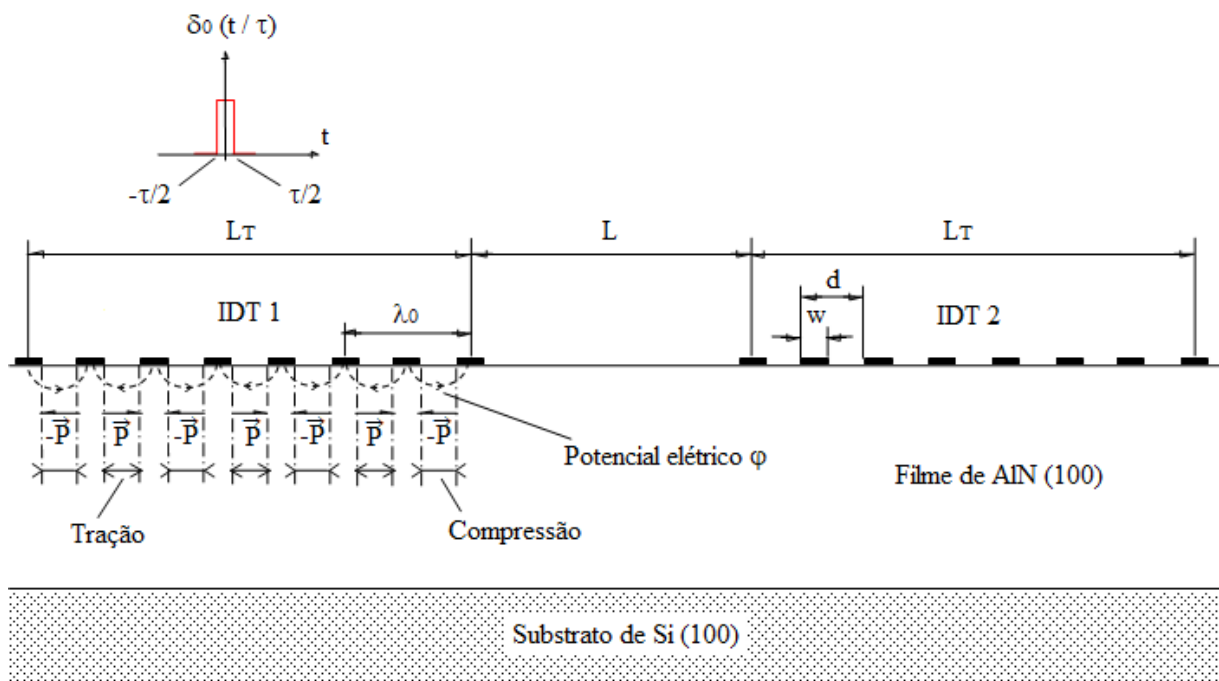


Figura 2.21. Excitação de uma SAW por um pulso, com duração muito pequena, a fim de obter a função de transferência da linha de retardo. Os IDT1 e IDT2 são idênticos.

Contudo, como a cada $\lambda_0/2$ a polarização leva um tempo $T/2$ para atingir o espaço interdigital seguinte, então o sinal fornecido pela fonte deve estar em fase a fim de que a interferência seja *construtiva*, caso contrário, será *destrutiva*. Assim, a duração da excitação da SAW, Figura 2.21, deve ser menor que o tempo que a polarização leva para atingir o espaço interdigital seguinte, $\tau \leq T/2$. Portanto, o dispositivo atua de *forma seletiva em frequência* f_0 . A onda SAW gerada permanece no IDT1 durante um tempo Θ' e, usando-se as equações (2.19), (2.20), (2.21) e (2.29) obtêm-se,

$$\Theta' = \frac{(N-1)}{2(1-\eta)f_0} \quad . \quad (2.33)$$

O diagrama de blocos da Figura 2.22 representa o dispositivo da Figura 2.21. Como um impulso pode ser representado por um pulso com duração muito pequena e, com base no que foi explicado anteriormente, sobre a excitação de uma SAW por um pulso, conclui-se que a *função de transferência no domínio do tempo* $h_1(t)$ é

$$h_1(t) = A \text{ret}(t/\Theta') e^{j2\pi f_0 t} \quad . \quad (2.34)$$

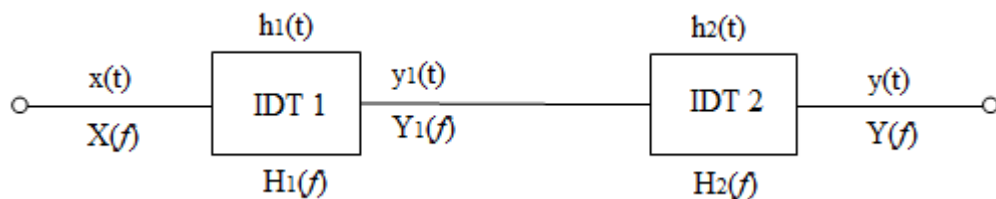


Figura 2.22. Diagrama de blocos da linha de retardo.

Assim, no *domínio da frequência* tem-se,

$$H_1(f) = A \int_{-\Theta'/2}^{\Theta'/2} e^{j2\pi f_0 t} \cdot e^{-j2\pi f t} dt = A \int_{-\Theta'/2}^{\Theta'/2} e^{j2\pi(f-f_0)t} dt \quad (2.35)$$

ou

$$H_1(f) = - \frac{A}{j2\pi(f-f_0)} \int_{-\Theta'/2}^{\Theta'/2} (-j)2\pi(f-f_0) \cdot e^{-j2\pi(f-f_0)t} dt \quad (2.36)$$

ou

$$H_1(f) = - \frac{A}{j2\pi(f-f_0)} \left[e^{-j2\pi(f-f_0)t} \right]_{-\Theta'/2}^{\Theta'/2} = A\Theta' \frac{\text{sen}[\pi(f-f_0)\Theta']}{\pi(f-f_0)\Theta'} \quad (2.37)$$

No resultado obtido, (2.37), tem-se uma função *seno cardinal* ou *sinc* (contração do nome da função em latim *sinus cardinalis*). Essa função *sinc normalizada* (área unitária) é definida por $\text{sinc}(x) = \text{sen}(\pi x) / (\pi x)$. Finalmente,

$$H_1(f) = A\Theta' \text{sinc}[(f-f_0)\Theta'] \quad (2.38)$$

Esse mesmo resultado pode ser obtido aplicando-se algumas propriedades da transformada de Fourier (Tabela A.1 no Anexo A). Ou seja, como

$$\mathcal{F}[\text{Aret}(t)] = A \text{sinc}(f) \quad (2.39)$$

e

$$\mathcal{F}\left[\text{Aret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right)\right] = A\Theta' \text{sinc}(f\Theta') \quad (2.40)$$

obtêm-se a função, $H_1(f) = A\Theta' \text{sinc}[(f-f_0)\Theta']$, que é a mesma da equação (2.38).

A potência em um IDT uniforme é dada por

$$|H_1(f)|^2 = |H_1(f_0)|^2 \text{sinc}^2(X_0) \quad (2.41)$$

Em que $|H_1(f_0)| = A^2(\Theta')^2$ e $X_0 = (f-f_0)\Theta'$. Por conseguinte, quando a potência cai para metade têm-se os pontos de -3 dB que definem a largura de faixa do transdutor a partir das duas relações,

$$|H_1(f)|^2 = \frac{|H_1(f_0)|^2}{2} \quad (2.42)$$

e

$$\text{sinc}^2(X_0) = \frac{1}{2} \quad (2.43)$$

A resolução da equação transcendental (2.43), mostrada na Figura 2.23, fornece os dois valores de X_0 : $X_0(f') \approx 0,4425$ e $X_0(f'') \approx -0,4425$. Como o número efetivo de pares de digitais é $N_p = (N-1)/2$, obtêm-se

$$0,4425 = \frac{(f' - f_0)N_p}{(1-\eta)f_0} \quad (2.44)$$

e

$$-0,4425 = \frac{(f'' - f_0)N_p}{(1-\eta)f_0} \quad (2.45)$$

Ou seja,

$$\frac{\Delta f}{f_0} = \frac{f' - f''}{f_0} \approx 0,885 \frac{(1-\eta)}{N_p} \quad (2.46)$$

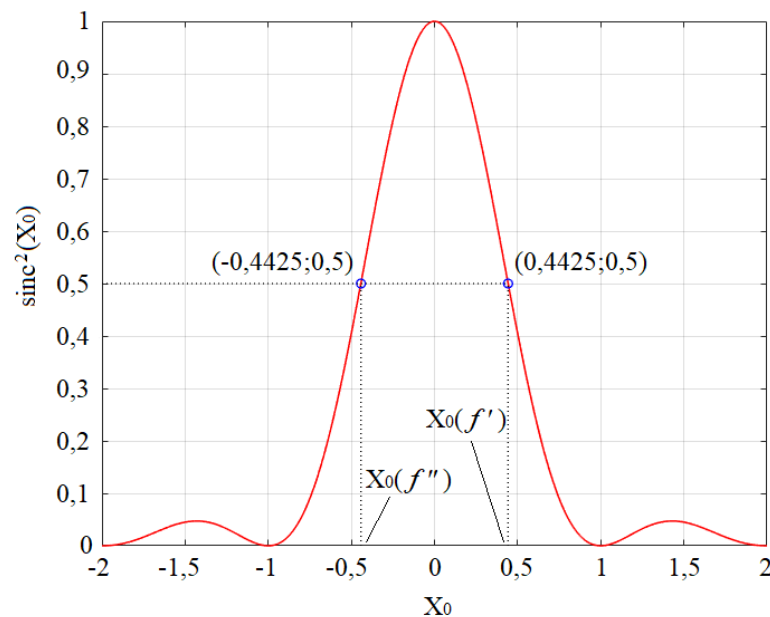


Figura 2.23. Determinação da largura de faixa Δf de um IDT uniforme nos pontos de -3 dB.

A função de transferência do transdutor interdigital IDT2 é similar à função de transferência do IDT1, pois os transdutores possuem as mesmas características geométricas.

Assim, no *domínio do tempo* tem-se

$$h_2(t) = A \operatorname{ret}(t/\Theta') e^{j2\pi f_0 t} \quad (2.47)$$

e, no domínio da frequência,

$$H_2(f) = A\Theta' \operatorname{sinc}[(f - f_0)\Theta'] \quad (2.48)$$

A resposta ao impulso do dispositivo SAW, Figuras 2.21 e 2.22, é obtida a partir das análises no domínio ou do tempo ou da frequência. Partindo da análise no domínio do tempo tem-se a seguinte operação de *convolução*,

$$h(t) = h_1(t) * h_2(t) = A^2 \left\{ \operatorname{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) e^{j2\pi f_0 t} \right\} * \left\{ \operatorname{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) e^{j2\pi f_0 t} \right\} \quad (2.49)$$

ou

$$h(t) = A^2 \int_{-\infty}^{+\infty} \operatorname{ret}\left(\frac{\xi}{\Theta'}\right) e^{j2\pi f_0 \xi} \cdot \operatorname{ret}\left[\frac{(t-\xi)}{\Theta'}\right] e^{j2\pi f_0 (t-\xi)} d\xi \quad (2.50)$$

ou

$$h(t) = A^2 e^{j2\pi f_0 t} \int_{-\infty}^{+\infty} \operatorname{ret}\left(\frac{\xi}{\Theta'}\right) \cdot \operatorname{ret}\left[\frac{(t-\xi)}{\Theta'}\right] d\xi \quad (2.51)$$

A integral na equação (2.51) é analisada graficamente na Figura 2.24. Então, $h(t)$ resulta em

$$h(t) = A^2 e^{j2\pi f_0 t} \left\{ \operatorname{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) * \operatorname{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) \right\} = A^2 e^{j2\pi f_0 t} \cdot \begin{cases} 0 & p/ & t < -\Theta' \\ t + \Theta' & p/ & -\Theta' \leq t < 0 \\ -t + \Theta' & p/ & 0 \leq t < \Theta' \\ 0 & p/ & t \geq \Theta' \end{cases} \quad (2.52)$$

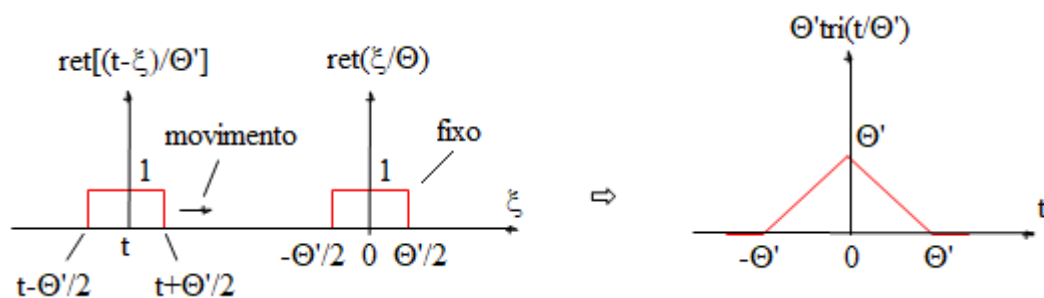


Figura 2.24. Análise da convolução $\operatorname{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) * \operatorname{ret}\left(\frac{t}{\Theta'}\right)$.

Portanto, a função $h(t)$ resulta em

$$h(t) = A^2 \Theta' \operatorname{tri}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) e^{j2\pi f_0 t} \quad . \quad (2.53)$$

Agora, fazendo-se uma *análise no domínio da frequência*,

$$H(f) = H_1(f) H_2(f) \quad , \quad (2.54)$$

ou usando as equações (2.38) e (2.48) obtêm-se,

$$H(f) = A^2 (\Theta')^2 \operatorname{sinc}^2[(f - f_0)\Theta'] \quad . \quad (2.55)$$

Essa *função de transferência* também é obtida a partir da equação (2.53) e usando-se as propriedades da *Transformada de Fourier* (Anexo A), ou seja,

$$H(f) = \mathcal{F}[h(t)] = A^2 \Theta' \mathcal{F}\left[\operatorname{tri}\left(\frac{t}{\Theta'}\right) e^{j2\pi f_0 t}\right] = A^2 (\Theta')^2 \operatorname{sinc}^2[(f - f_0)\Theta'] \quad . \quad (2.56)$$

A potência é definida como sendo $|H(f)|^2$ e, portanto,

$$|H(f)|^2 = A^4 (\Theta')^4 \operatorname{sinc}^4[(f - f_0)\Theta'] \quad (2.57)$$

ou

$$|H(f)|^2 = |H(f_0)|^2 \operatorname{sinc}^4(X_0) \quad . \quad (2.58)$$

Em que $|H(f_0)| = A^2 (\Theta')^2$ e $X_0 = (f - f_0)\Theta'$. Consequentemente, como a largura de faixa Δf

é definida para os pontos de -3 dB, nos quais essa potência cai para metade, obtêm-se as

duas relações

$$|H(f)|^2 = \frac{|H(f_0)|^2}{2} \quad (2.59)$$

e

$$\operatorname{sinc}^4(X_0) = \frac{1}{2} \quad . \quad (2.60)$$

Esta última equação é transcendental e sua resolução numérica é mostrada na Figura 2.25, com $X_0(f') \approx 0,319$ e $X_0(f'') \approx -0,319$. Conseqüentemente, substituindo-se (2.33) em $X_0(f)$, obtêm-se

$$X_0(f') \approx 0,319 = \frac{(N-1) \cdot (f' - f_0)}{2(1-\eta) \cdot f_0} \quad (2.61)$$

e

$$X_0(f'') \approx -0,319 = \frac{(N-1) \cdot (f'' - f_0)}{2(1-\eta) \cdot f_0} \quad (2.62)$$

Ou, após algumas manipulações algébricas,

$$f' = f_0 + 0,638(1-\eta) \cdot \frac{f_0}{(N-1)} \quad (2.63)$$

e

$$f'' = f_0 - 0,638(1-\eta) \cdot \frac{f_0}{(N-1)} \quad (2.64)$$

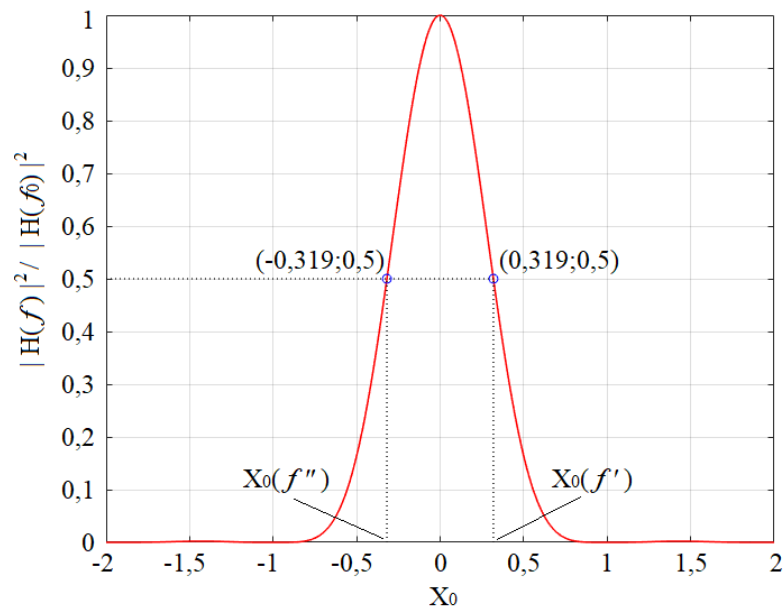


Figura 2.25. Determinação da largura de faixa Δf da linha de retardo nos pontos de -3 dB.

Agora, como a largura de faixa é $\Delta f = f' - f''$, resulta das equações (2.63) e (2.64) que a largura de faixa fracional para a linha de retardo com os IDT's idênticos será,

$$\frac{\Delta f}{f_0} = 1,276 \frac{(1-\eta)}{(N-1)} \approx 0,64 \frac{(1-\eta)}{N_p} \quad . \quad (2.65)$$

Portanto, conclui-se que a largura de faixa fracional é diretamente proporcional à taxa de desmetalização $(1-\eta)$ e inversamente proporcional à quantidade efetiva de pares de digitais por IDT, N_p .

Neste trabalho, projetou-se uma linha de retardo (Figura 2.20) com as seguintes especificações: $v_{SAW} = 11000$ m/s, $f_0 = 55$ MHz, $\Delta f = 4,01$ MHz para $\eta = 0,6$, $\Delta f = 5,03$ MHz para $\eta = 0,5$, $N = 8$, $A = 10L$, $t_{Delay} = 19$ ns. A Tabela 2.4 mostra os resultados dos cálculos dos parâmetros restantes e necessários para a confecção das máscaras dos dispositivos. Todos os quatro contatos possuem uma área quadrada de 1 mm^2 que é uma limitação da tecnologia usada no serviço de *bonding wire* oferecido pelo CCS/Unicamp.

Tabela 2.4. Parâmetros das duas linhas de atraso calculados a partir das especificações iniciais a fim de confeccionar as máscaras que serão usadas na litografia.

Parâmetros							
L (μm)	λ_0 (μm)	w (μm)	d (μm)	A (mm)	L_T (μm)	$\Delta f / f_0$ (%)	Q
200	200	60 ($\eta = 0,6$)	100	2	700	7,3	13,7
		50 ($\eta = 0,5$)				9,14	10,9

(d) Atrasos de fase e de grupo. A linha de retardo é um *dispositivo seletivo em frequência* f_0 e, na sua *função de transferência*, deve-se considerar o *efeito dispersivo* representado por $e^{j\beta(f)}$. Assim, a *função de transferência* $H(f)$ é dada por

$$H(f) = |H(f_0)| \text{sinc}^2(X_0) e^{j\beta(f)} \quad . \quad (2.66)$$

Lembrando que $|H(f_0)|=A^2(\Theta')^2$, $X_0=(f-f_0)\Theta'$ e Θ' é dado por (2.33). Expandindo-se $\beta(f)$ em uma *série de Taylor* em torno da frequência f_0 e, truncando até o segundo termo onde $\beta(f)$ varia linearmente com a frequência, obtêm-se

$$\beta(f) \doteq \beta(f_0) + (f-f_0) \left. \frac{\partial \beta(f)}{\partial f} \right|_{f=f_0} . \quad (2.67)$$

O *atraso de fase* t_p e o *atraso de grupo* t_g são dados por

$$t_p = -\frac{\beta(f_0)}{2\pi f_0} \quad (2.68)$$

e

$$t_g = -\frac{1}{2\pi} \left. \frac{\partial \beta(f)}{\partial f} \right|_{f=f_0} . \quad (2.69)$$

Então a fase é reescrita como

$$\beta(f) = -2\pi f_0 t_p - 2\pi(f-f_0)t_g . \quad (2.70)$$

Conseqüentemente a função de transferência do dispositivo dispersivo é um *filtro passa-faixa* e resulta em

$$H(f) = |H(f_0)| \operatorname{sinc}^2 \left[\frac{(N-1)(f-f_0)}{2(1-\eta)f_0} \right] e^{-j2\pi f_0 t_p - j2\pi(f-f_0)t_g} . \quad (2.71)$$

Em comunicações, a mensagem $m(t)$ modula uma portadora senoidal de frequência f_0 muito superior à frequência máxima f_m da mensagem. Ou seja,

$$x(t) = g(t) \cos(2\pi f_0 t) . \quad (2.72)$$

Para exemplificação tem-se $g(t) = 2B + m(t)$ e $m(t) = B \cos(2\pi f_m t)$. Agora, se $h(t)$ é a *função de transferência do dispositivo* e $\tilde{h}(t)$ é o fasor que a representa na *forma complexa*, tem-se

$$h(t) = \operatorname{Re} \left\{ \tilde{h}(t) e^{j2\pi f_0 t} \right\} = \frac{1}{2} \left\{ \tilde{h}(t) e^{j2\pi f_0 t} + \tilde{h}^*(t) e^{-j2\pi f_0 t} \right\} \quad (2.73)$$

e, usando a Tabela A.1, a representação no domínio da frequência é

$$H(f) = \mathcal{F}[h(t)] = \frac{1}{2} \{ \tilde{H}(f - f_0) + \tilde{H}^*(-f - f_0) \} \quad . \quad (2.74)$$

$\tilde{H}(f)$ é a função de transferência de um *filtro passa-baixas* limitada em $|f| \leq \Delta f / 2$. Também $\tilde{h}(t) = \tilde{h}_p(t) + j\tilde{h}_q(t)$ em que $\tilde{h}_p(t)$ e $\tilde{h}_q(t)$ são as *componentes em fase e em quadratura* de $\tilde{h}(t)$. Com isso, conclui-se que,

$$\tilde{H}(f) = \begin{cases} 2H(f + f_0) & \text{para } |f| \leq \Delta f / 2 \\ 0 & \text{para c.c.} \end{cases} \quad (2.75)$$

ou

$$\tilde{H}(f) = \begin{cases} 2|H(f_0)| \text{sinc}^2 \left[\frac{(N-1)f}{2(1-\eta)f_0} \right] e^{-j2\pi f_0 t_p - j2\pi f t_g} & \text{para } |f| \leq \Delta f / 2 \\ 0 & \text{para c.c.} \end{cases} \quad . \quad (2.76)$$

Agora, analisando-se o sinal na entrada do dispositivo $x(t)$, Figura 2.22, tem-se

$$\tilde{x}(t) = g(t) \quad , \quad (2.77)$$

$$\tilde{X}(f) = G(f) \quad . \quad (2.78)$$

E, como o sinal de saída $y(t)$ é a *convolução* de $h(t)$ com $x(t)$, obtêm-se

$$y(t) = h(t) * x(t) = \text{Re} \{ \tilde{y}(t) e^{j2\pi f_0 t} \} \quad (2.79)$$

e, usando-se a Tabela A.1, sua representação no domínio da frequência é

$$Y(f) = H(f)X(f) = \frac{1}{2} \{ \tilde{H}(f - f_0) + \tilde{H}^*(-f - f_0) \} \times \frac{1}{2} \{ \tilde{X}(f - f_0) + \tilde{X}^*(-f - f_0) \} \quad , \quad (2.80)$$

que após algumas manipulações algébricas resulta em

$$Y(f) = \frac{1}{4} \{ \tilde{H}(f - f_0)\tilde{X}(f - f_0) + \tilde{H}^*(-f - f_0)\tilde{X}^*(-f - f_0) \} = \frac{1}{2} \{ \tilde{Y}(f - f_0) + \tilde{Y}^*(-f - f_0) \} \quad . \quad (2.81)$$

De (2.81), obtêm-se as respostas complexas

$$\tilde{Y}(f - f_0) = \frac{1}{2} \tilde{H}(f - f_0)\tilde{X}(f - f_0) \quad , \quad (2.82)$$

$$\tilde{Y}(f) = \frac{1}{2} \tilde{H}(f)\tilde{X}(f) \quad . \quad (2.83)$$

Usando-se a *transformada inversa de Fourier* obtêm-se a resposta no domínio do tempo,

$$\tilde{y}(t) = \mathcal{F}^{-1}[\tilde{Y}(f)] = \frac{1}{2} \tilde{h}(t) * \tilde{x}(t) \quad (2.84)$$

Conclui-se que a representação complexa da saída passa-faixa é a convolução das representações complexas da resposta ao impulso e da entrada, multiplicados por um fator de 1/2. Assim, ao analisar os sinais no dispositivo pode-se partir de uma representação *passa-faixa de banda estreita* ou da *representação complexa, passa-baixas*, dos sinais passa-faixa (Figura 2.26). O sinal na saída do dispositivo, no domínio da frequência, resulta em

$$\begin{cases} \tilde{Y}(f) = \frac{1}{2} \tilde{H}(f) \tilde{X}(f) = |H(f_0)| \text{sinc}^2 \left[\frac{(N-1)f}{2(1-\eta)f_0} \right] e^{-j2\pi f_0 t_p} e^{-j2\pi f t_p} G(f) \\ G(f) = 2B\delta(f) + \frac{B}{2}\delta(f-f_m) + \frac{B}{2}\delta(f+f_m) \end{cases} \quad (2.85)$$

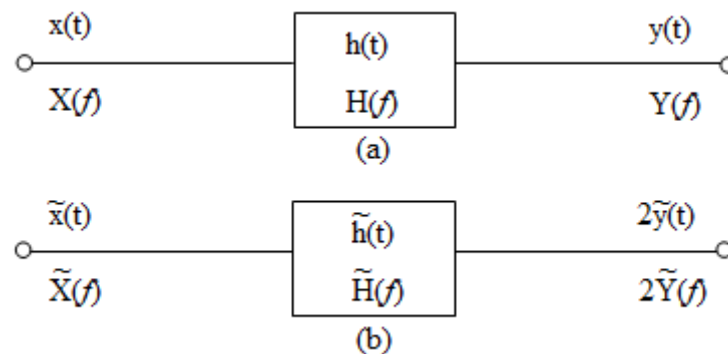


Figura 2.26. Análise dos sinais no dispositivo. (a) representação passa-faixa de banda estreita. (b) representação complexa, passa-baixas.

Usando-se a condição

$$\frac{(N-1) f_m}{2(1-\eta) f_0} \ll 1 \quad (2.86)$$

e como a função *sinc* é par, então (2.85) torna-se

$$\tilde{Y}(f) = |H(f_0)| e^{-j2\pi f_0 t_p} \left\{ 2B\delta(f) + \frac{B}{2}\delta(f - f_m) + \frac{B}{2}\delta(f + f_m) \right\} e^{-j2\pi f t_g} \quad (2.87)$$

Finalmente, fazendo a transformação inversa de (2.87) obtêm-se $\tilde{y}(t)$ e $y(t)$:

$$\tilde{y}(t) = \mathcal{F}^{-1}[\tilde{Y}(f)] = |H(f_0)| e^{-j2\pi f_0 t_p} \{ 2B + B\cos[2\pi f_m(t - t_g)] \} \quad (2.88)$$

$$y(t) = \text{Re}\{\tilde{y}(t)e^{j2\pi f_0 t}\} = |H(f_0)| \{ 2B + B\cos[2\pi f_m(t - t_g)] \} \cos[2\pi f_0(t - t_p)] \quad (2.89)$$

O atraso de fase t_p corresponde ao tempo que a portadora com frequência f_0 leva para ser detectada na saída do dispositivo dispersivo (seletivo em f_0) e o atraso de grupo t_g corresponde ao tempo que a informação, ou mensagem moduladora da portadora, leva para ser também detectada. Na Figura 2.27, tem-se os gráficos dos sinais na entrada $x(t)$ e na saída $y(t)$ do dispositivo que foram obtidos a partir de (2.72) e (2.89).

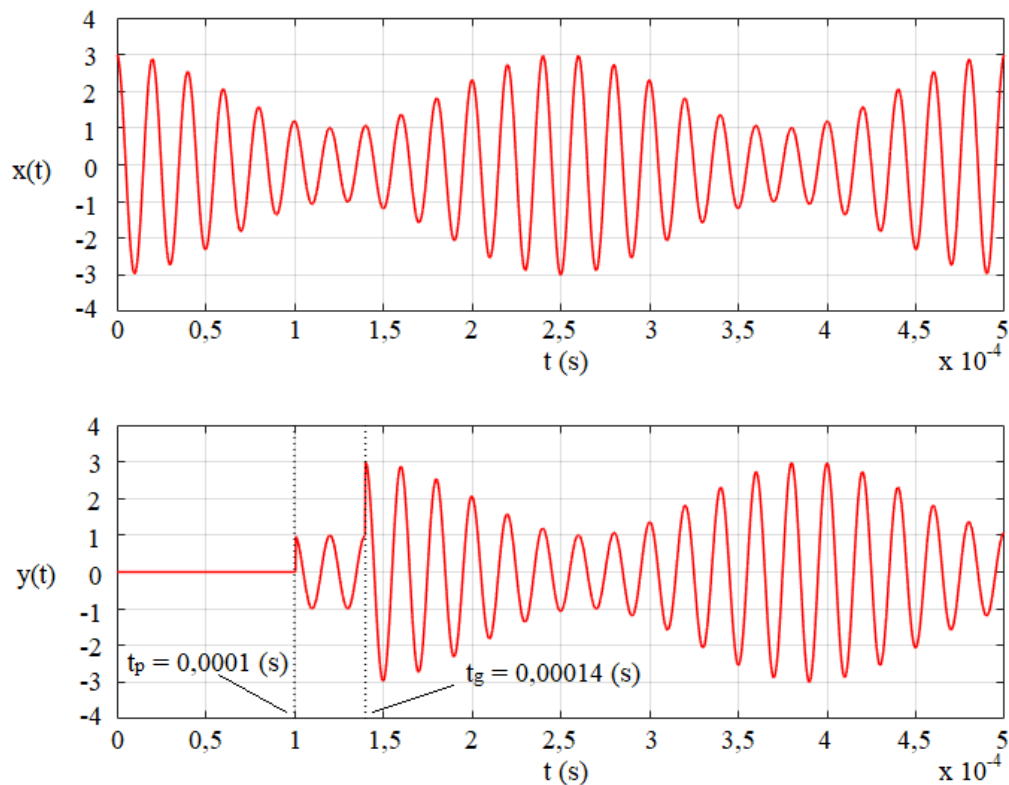


Figura 2.27. Sinais na entrada e na saída do dispositivo. $x(t) = [2 + \cos(8\pi \times 10^3 t)] \cos(\pi \times 10^5 t)$ é o sinal na entrada e $y(t) = \{2 + \cos[8\pi \times 10^3(t - 0,00014)]\} \cos[\pi \times 10^5(t - 0,0001)]$ é o sinal disponível na saída.

2.4 Fabricação dos dispositivos SAW

(a) **Processo fotolitográfico.** Nessa etapa do processo de fabricação dos dispositivos exigida a fim de gravar os padrões de uma máscara num substrato. Portanto, a escolha da tecnologia de litografia a ser usada é fundamental para o sucesso na reprodução das dimensões desejadas para as estruturas que formam os eletrodos do dispositivo. O processo fotolitográfico escolhido é do tipo *lift-off* com o *fotolito AZ5214E* disponibilizado pelo CCS (Centro de Componentes Semicondutores) na Unicamp. A *máscara fotolitográfica de fundo claro* definindo os IDTs foi impressa em um polímero pela empresa DGM Design eletrônica. Na Figura 2.28 têm-se o desenho da máscara feito com o software AutoCAD 2008.

No início da fotolitografia, estando a lâmina limpa e a umidade do ambiente abaixo de 50 %, espalha-se sobre a amostra o *promotor de aderência* do resiste, denominado HMDS, em um *spinner* em alta velocidade de rotação de 7000 rpm por 40 segundos. Em seguida, uma camada de fotoresiste é aplicada sobre a lâmina com o HMDS espalhado. Para isso, depositam-se algumas gotas de fotoresiste (AZ5214E) sobre a lâmina com umidade relativa do ar de 45 % e temperatura de 22 °C na sala, espalha-se o fotoresiste através do *spinner* em alta velocidade de rotação de 5000 rpm durante 40 s. Em seguida, é realizada a pré-cura do fotoresiste (para secagem e aderência do fotoresiste sobre a lâmina) numa *placa quente (hot plate)* com temperatura de 90 °C durante 4 minutos. Após a aderência do resiste, coloca-se a lâmina sem a máscara na fotoalinhadora (Figura 2.29). Executa-se a exposição para a luz ultravioleta ($S = 9 \text{ mW/cm}^2$) do fotoresiste durante 16 segundos no modo CI-II (ajuste da fotoalinhadora). Em seguida, executa-se a cura do fotoresiste numa placa quente (*hot plate*) com temperatura de 110 °C durante 1 minuto e 45 segundos. Após isso, na fotoalinhadora, obtém-se o alinhamento entre a máscara e a lâmina através do sistema óptico, seguindo com a exposição em luz ultravioleta ($S = 9 \text{ mW/cm}^2$) do fotoresiste durante 40 segundos no modo

CI-II (ajuste da fotoalinhadora). A revelação do fotoresiste sensibilizado é realizada com a solução reveladora $H_2O/MIF312$ (1:1) e, com um tempo de revelação de aproximadamente 1 minuto e 30 segundos. Em seguida, é depositado um filme de ouro (algumas dezenas de nanômetros) utilizando um sistema de evaporação por feixe de elétrons de ultra-alto vácuo (o processo foi executado em ambiente com vácuo de 10^{-9} mbar). Finalmente, as lâminas foram

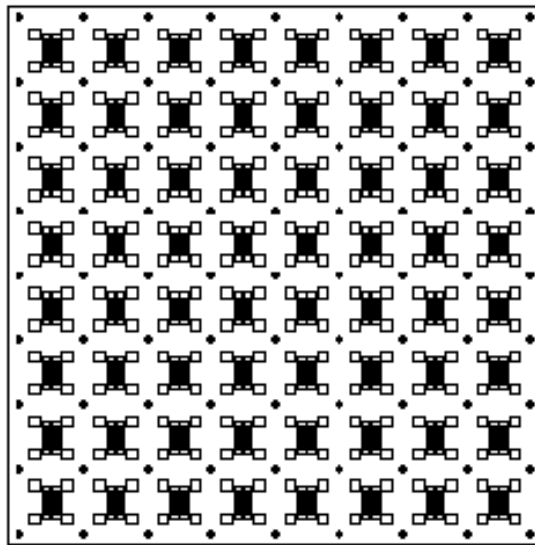


Figura 2.28. Máscara fotolitográfica com fundo claro projetada no autoCAD 2008 e impressa pela DGM Design Eletrônica. A máscara tem uma área de 5×5 cm, possibilitando a fabricação de 64 sensores, em uma lâmina de duas polegadas.



Figura 2.29. Fotoalinhadora Karl Suss MJB-3 Mask Aligner do CCS/Unicamp.

mergulhadas em um béquer com acetona durante 1 hora para remoção do fotoresiste juntamente com o metal depositado sobre ele (processo de *lift-off*). Para remover resíduos de fotoresiste e metal, utiliza-se o aparelho de ultrassom durante 30 segundos, seguido de limpeza orgânica [119]. A Figura 2.30 mostra a *técnica de fotogração invertida (negativa)* para o processo *lift-off*.

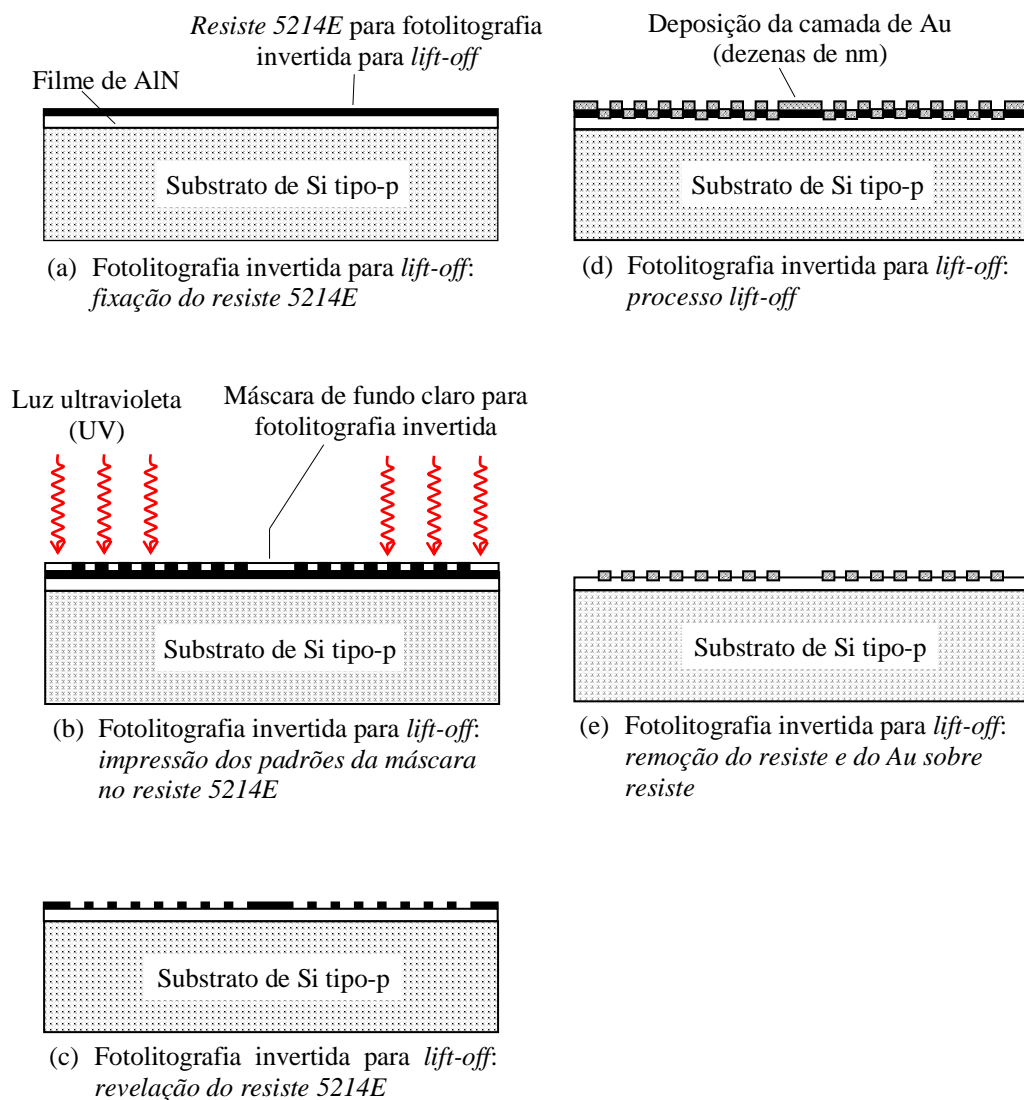


Figura 2.30. Representação da estrutura AlN/Si tipo-p em corte lateral submetida ao processo fotolitográfico invertido para *lift-off* usando máscara com fundo claro e resiste 5214E. Litografia realizada no CCS/Unicamp.

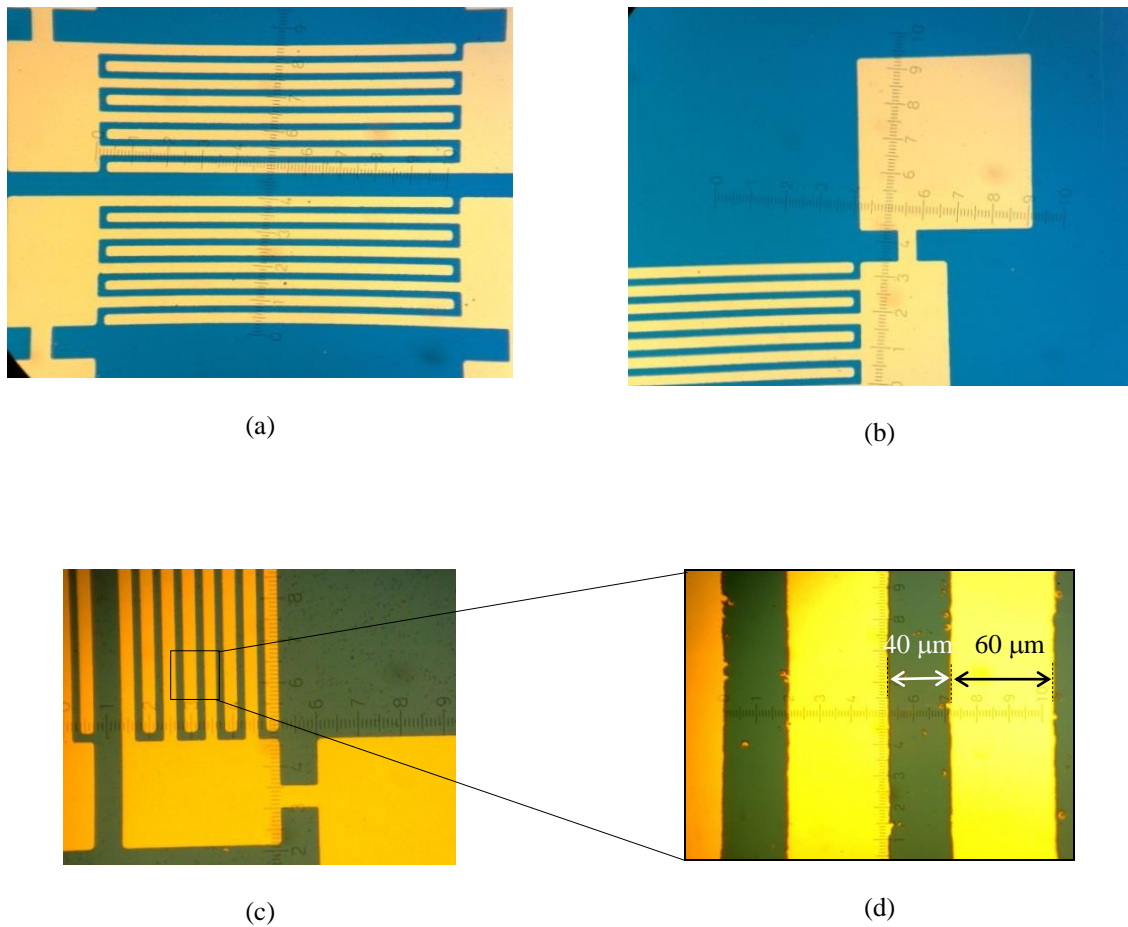


Figura 2.31. (a) Imagem dos IDT's de Au depositados sobre filme AlN. (b) Imagem mostrando o contato (*pad*). (c) Imagem da interconexão eletrodo/contato. (d) Imagem mostrando a largura do eletrodo e do espaço entre eletrodos (escala: $2\mu\text{m}/\text{subdivisão}$). Imagens obtidas com microscópio do CCS/Unicamp.

Após a litografia é realizada a inspeção dos dispositivos usando-se um microscópio a fim de verificar a ocorrência ou não de *imperfeições nos eletrodos*. Em geral, as imperfeições mais comuns são *interrupções, buracos, bordas irregulares dos eletrodos e contato indesejável entre eletrodos*. Os dispositivos SAW fabricados neste trabalho foram inspecionados com um microscópio do CCS/Unicamp conforme mostram as imagens na Figura 2.31. Essas imagens confirmam a ótima qualidade do processo *lift-off*, pois não

existem imperfeições nem defeitos nos eletrodos, interconexões e contatos (*pad*). Também, observa-se que a *taxa de metalização* é de $\eta = 0,6$.

(b) Corte e encapsulamento. Após a realização da litografia, os dispositivos SAW são separados pelo processo de corte de lâminas de silício usando uma *máquina riscadora a diamante* (Figura 2.32). Em seguida os dispositivos SAW são fixados ao suporte *chip carried* e os fios de Au de 25 μm de diâmetro conectados (*bonding wire*). Essas conexões possibilitarão a comunicação dos dispositivos SAW com o meio externo permitindo que se ligue um equipamento ao dispositivo e efetue medidas. Na Figura 2.33 são mostradas as etapas de corte e encapsulamento dos dispositivos SAW. Todas essas etapas foram realizadas nos laboratórios do Centro de Componentes Semicondutores na Unicamp.



Figura 2.32. Corte da lâmina de Si usando uma máquina riscadora a diamante do CCS/Unicamp.

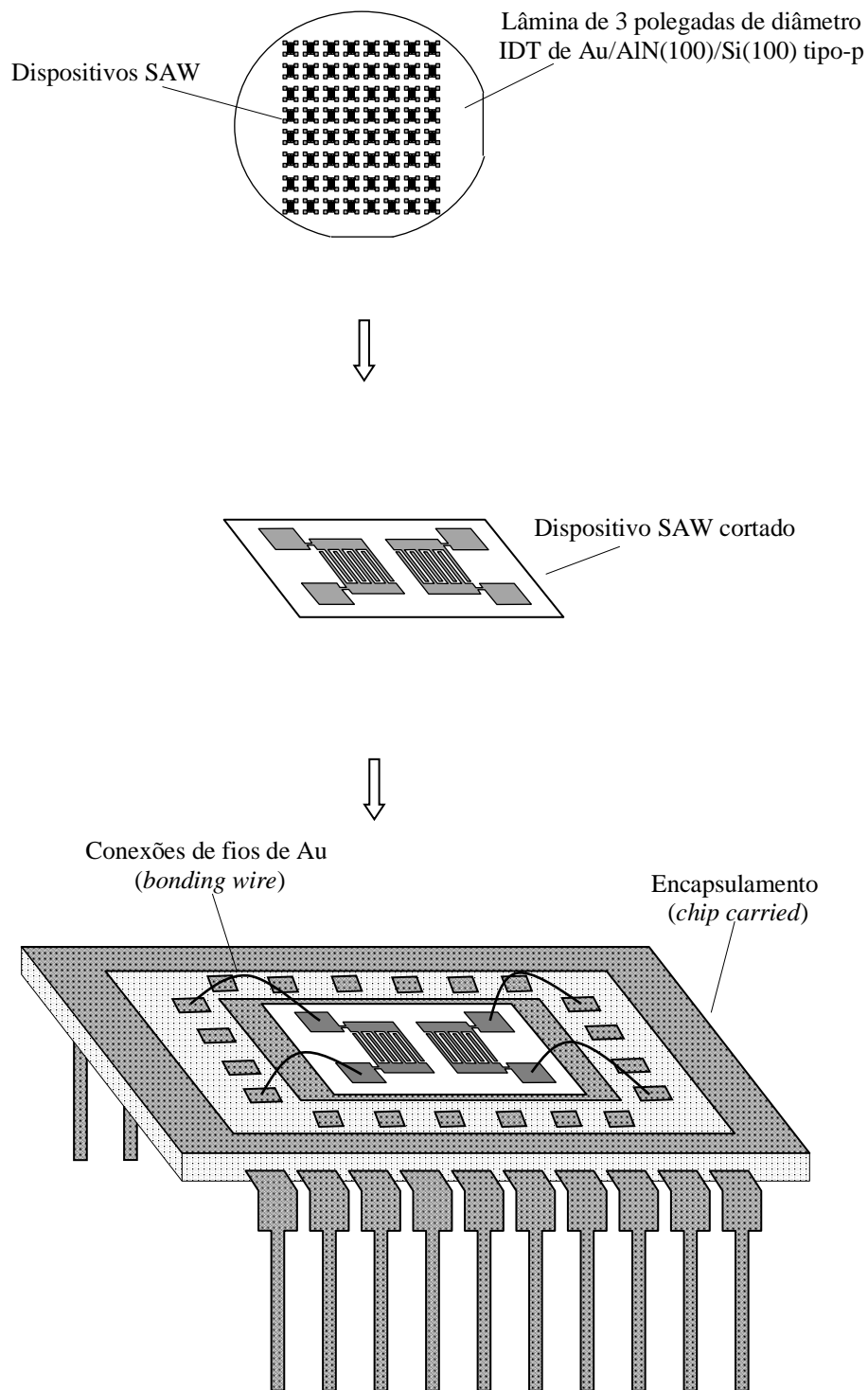


Figura 2.33. Desenho esquemático das etapas de corte da lâmina de silício (de 3 polegadas de diâmetro) contendo os dispositivos SAW, conexão do dispositivo SAW ao suporte *chip carried* por fios de ouro de $25\ \mu\text{m}$ de diâmetro (*bonding wire*).

2.5 Caracterização dos dispositivos SAW

(a) **Parâmetros de espalhamento.** Em dispositivos operando na faixa de micro-ondas ou altas frequências é conveniente estudá-los a partir de seus *parâmetros de espalhamento*, também denominados de *parâmetros S*. Donde é possível medir-se grandezas, tais como, *coeficiente de reflexão*, *coeficiente de transmissão*, *coeficiente de onda estacionária*, *fator de acoplamento eletromecânico* k^2 , etc. Estas medidas são confiáveis, pois envolvem relações entre potências, as quais são grandezas que têm o mesmo significado em todas as frequências, sendo representadas por coeficientes de espalhamento S_{ij} ($i, j=1, 2$) que compõem a chamada *matriz de espalhamento S* [114, 115, 117].

Nas análises dos circuitos em RF, os parâmetros de espalhamento são bastante utilizados. Normalmente, o equipamento usado para realizar as medidas dos coeficientes de espalhamento, na caracterização do dispositivo SAW, é o analisador de rede (*network analyzer*) onde o DUT (*Device Under Test*) é conectado por linhas de transmissão com impedância característica de 50Ω [117]. Seja o caso mostrado na Figura 2.34, onde a_i é a amplitude normalizada do *signal incidente* (tensão ou corrente) no circuito, b_i a amplitude normalizada do *signal refletido* (tensão ou corrente) pelo circuito, e $S_{ij}(i, j=1, 2)$ são os *parâmetros de espalhamento* do circuito. Os sinais, a_i e b_i , são normalizados tais que seus quadrados correspondem a suas potências.

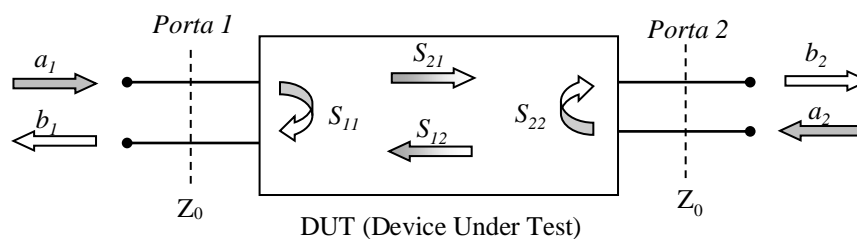


Figura 2.34. Desenho esquemático de um dispositivo de duas portas com as quantidades de onda e coeficientes de espalhamento. Desenho realizado com base em [117].

Geralmente circuitos passivos são lineares e normalmente as ondas incidentes não são nulas ($a_1 \neq 0$ e $a_2 \neq 0$). Nesse caso, podem ser consideradas como uma superposição das duas situações de medidas $a_1 = 0$ e $a_2 \neq 0$ com $a_1 \neq 0$ e $a_2 = 0$. Isso resulta num sistema de equações lineares, onde b_i pode ser expresso como uma combinação linear de a_i [114, 117]. Isto é,

$$\begin{cases} b_1 = S_{11}a_1 + S_{12}a_2 \\ b_2 = S_{21}a_1 + S_{22}a_2 \end{cases} \quad (2.90)$$

Os parâmetros de espalhamento S_{11} , S_{12} , S_{21} e S_{22} podem ser agrupados a fim de obter a *matriz de parâmetros S* (*matriz-S*) e as quantidades de ondas para obter as matrizes A e B . Isso resulta numa notação matricial mais compacta:

$$\begin{pmatrix} b_1 \\ b_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} \\ S_{21} & S_{22} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} a_1 \\ a_2 \end{pmatrix} \quad (2.91)$$

e

$$B = S \cdot A \quad (2.92)$$

S é a *matriz de espalhamento* e os elementos S_{ij} são os *coeficientes de espalhamento*. Esses parâmetros de espalhamento S_{11} , S_{12} , S_{21} e S_{22} são definidos pelas razões das respectivas quantidades de onda.

Para a *medida direta*, uma terminação livre de reflexão é usada na porta 2 tal que o coeficiente de reflexão é nulo, $\Gamma = 0$. Dessa forma é que $a_2 = 0$ com a porta 1 estimulada pela onda incidente $a_1 \neq 0$. Sob essas condições de operação, mede-se o *coeficiente de reflexão* S_{11} da entrada na porta 1 e o *coeficiente de transmissão direta* S_{21} entre a porta 1 e porta 2. Assim, têm-se as relações

$$S_{11} = \left. \frac{b_1}{a_1} \right|_{a_2=0} \quad \text{e} \quad S_{21} = \left. \frac{b_2}{a_1} \right|_{a_2=0} \quad (2.93)$$

e na Figura 2.35 é mostrada a medição direta.

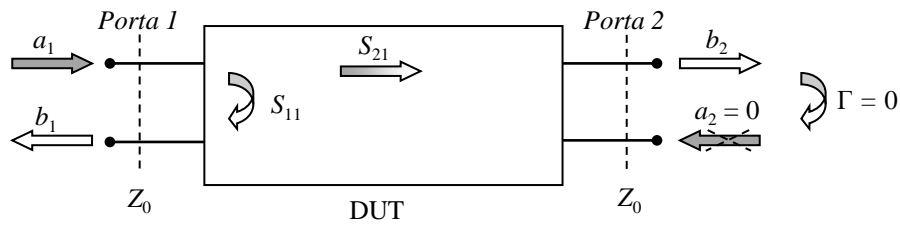


Figura 2.35. Dispositivo de duas portas durante a operação de medição direta. Desenho realizado com base em [117].

Para a *medida reversa* (Figura 2.36), um casamento $\Gamma = 0$ é usado na porta 1 ($a_1 = 0$) e a porta 2 é estimulada pela onda incidente $a_2 \neq 0$. Sob essas condições de operação, mede-se o *coeficiente de reflexão de saída* S_{22} na porta 2, e o *coeficiente de transmissão reverso* entre a porta 2 e porta 1. Ou seja,

$$S_{12} = \left. \frac{b_1}{a_2} \right|_{a_1=0} \quad \text{e} \quad S_{22} = \left. \frac{b_2}{a_2} \right|_{a_1=0} . \quad (2.94)$$

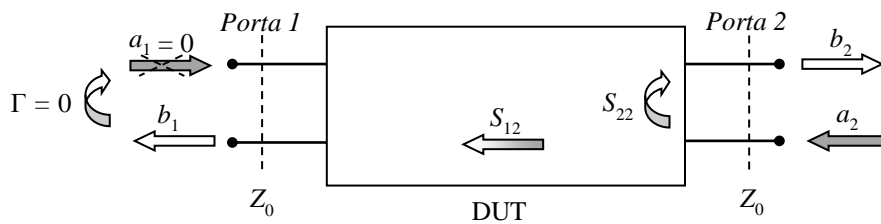


Figura 2.36. Dispositivo de duas portas durante a operação de medição reversa. Desenho realizado com base em [117].

O *coeficiente de reflexão* S_{ii} ($i = 1, 2$) representa a relação da onda incidente e refletida sendo, normalmente, uma quantidade complexa que pode ser calculada a partir da impedância complexa Z_{ii} ($i = 1, 2$). Com uma impedância de referência $Z_0 = 50 \Omega$ define-se

a impedância normalizada $z_{ii} = Z_{ii}/Z_0$ e, com isso, determina-se o coeficiente de reflexão Γ_{ii} [114-118],

$$\Gamma_{ii} = \frac{z_{ii} - 1}{z_{ii} + 1} \quad (i = 1, 2) \quad (2.95)$$

e, conseqüentemente,

$$z_{ii} = \frac{1 + \Gamma_{ii}}{1 - \Gamma_{ii}} \quad (i = 1, 2) \quad (2.96)$$

O coeficiente de reflexão Γ_{ii} e a impedância z_{ii} podem ser representados no plano complexo conhecido por *carta de Smith*. A Figura 2.37 ilustra os três pontos característicos na carta de Smith: ponto de *curto-circuito*, ponto de *circuito-aberto* e ponto *casado*.

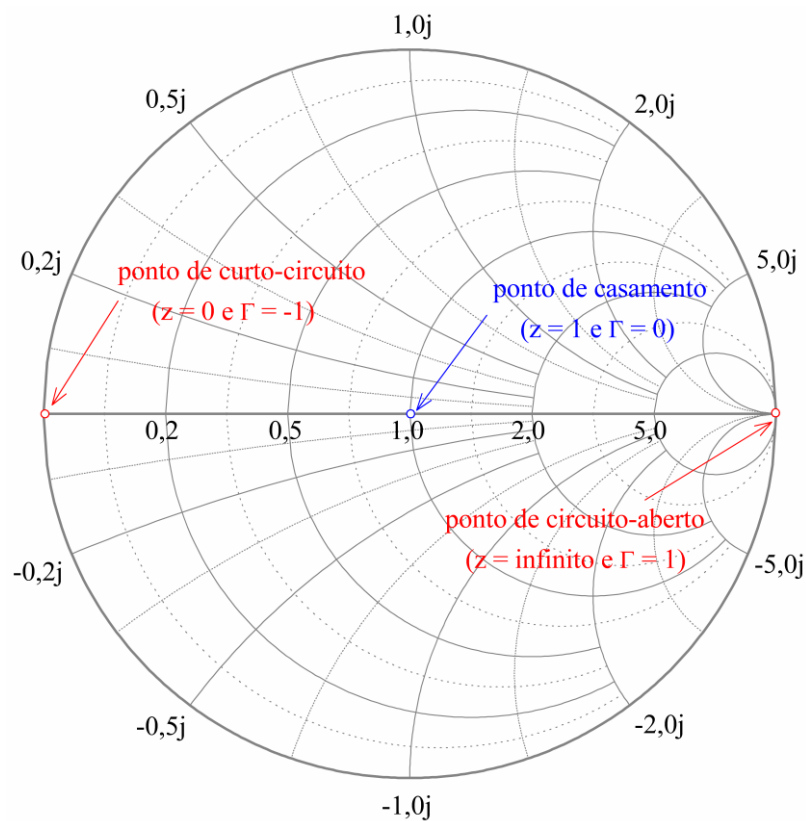


Figura 2.37. Carta de Smith com os três pontos característicos.

A Figura 2.38 mostra o aparato experimental utilizado na caracterização elétrica dos dispositivos SAW onde se podem ver as *conexões do SAW ao analisador de rede* e medidas dos *parâmetros de espalhamento* S_{21} (coordenadas retangulares) e S_{11} (carta de Smith).

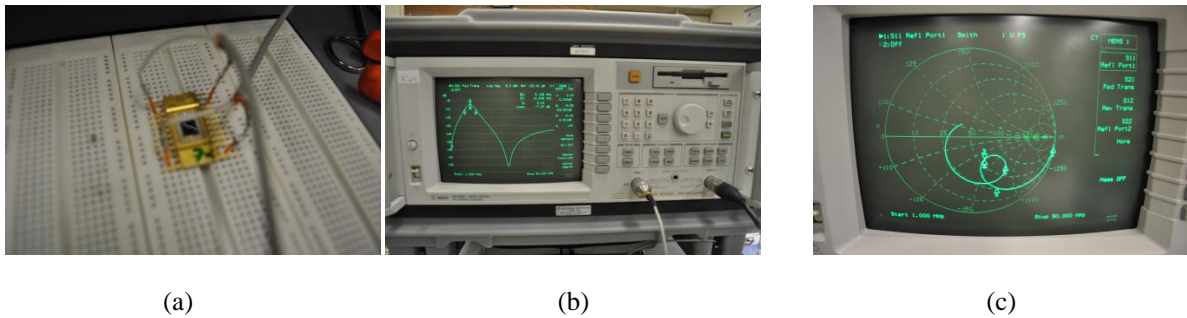


Figura 2.38. Caracterização elétrica de um dispositivo SAW realizada no Laboratório de Guerra Eletrônica do ITA/DCTA. (a) Dispositivo SAW conectado ao analisador de rede (RF Network Analyzers 8714ES) fabricado pela Agilent Technologies. (b) Realização da medição do coeficiente de transmissão direta S_{21} , perda por inserção (-7,27 dB), largura de faixa (5,166 MHz) e frequência de operação (10,545 MHz). (c) Medida do coeficiente de reflexão S_{11} mostrado pela carta de Smith.

(b) Perdas. A medida das perdas em um dispositivo ou sistema de comunicação permite monitorar e, se necessário, reduzir reflexões que comprometam o desempenho do sistema.

A *perda por inserção (IL-Insertion-Loss)* é a razão entre a potência incidente e a potência transmitida no dispositivo ao ser inserido no sistema, ou seja, com o dispositivo inserido mede-se a potência transmitida de um ponto ao outro e, em seguida, mede-se a potência fornecida pela fonte [118]. Daí se obtém o fator

$$IL = \frac{\text{Potência incidente}}{\text{Potência transmitida}} = \frac{1}{|T|^2} \quad (2.97)$$

ou em decibel,

$$IL(dB) = -20 \log |T| \quad (2.98)$$

onde T é o *coeficiente de transmissão* (S_{21} ou S_{12}) do *DUT*. Em *linhas de retardo* com base na tecnologia SAW a perda por inserção é sempre superior a 6 dB pois, na geração da onda já perde 3 dB e na recepção perde mais 3 dB. Quanto menor a perda por inserção $IL(dB)$ melhor o dispositivo.

Quando uma fonte fornece energia a um dispositivo, parte dessa energia é refletida de volta para a fonte transmissora e, por conseguinte, representa uma perda. Esta é ocasionada por diversos fatores intrínsecos existentes no *DUT*. Define-se a *perda de retorno* (*RL-Return-Loss*) como sendo a quantidade de energia que regressa ao transmissor [114], ou seja,

$$RL = \frac{\text{Potência incidente}}{\text{Potência refletida}} = \frac{1}{|\Gamma|^2} \quad (2.99)$$

ou em decibel,

$$RL(dB) = -20 \log |\Gamma| \quad (2.100)$$

Γ é o *coeficiente de reflexão* (S_{11} ou S_{22}) do *DUT*. Uma $RL(dB)$ baixa pode afetar alguns sistemas de transmissão, por exemplo, uma alta reflexão tem um impacto significativo nos sinais de vídeo em RF, resultando numa má qualidade de imagem. Por conseguinte, quanto maior o valor da $RL(dB)$ significa que há menos energia refletida, o que é melhor.

Outra importante medida, na caracterização de um dispositivo de duas portas, é a da *relação de onda estacionária* (*ROE* ou *SWR-Standing-Wave Ratio*) definida pela relação,

$$SWR_{ii} = \left(\frac{V_{máx.}}{V_{mín.}} \right)_{ii} \quad (i = 1, 2) \quad (2.101)$$

em que $V_{máx.}$ e $V_{mín.}$ são os *valores máximo e mínimo da tensão na porta "i"*. Essa relação pode ser especificada em termos do coeficiente de reflexão [114-116], ou seja,

$$SWR_{ii} = \frac{|a_i| + |b_i|}{|a_i| - |b_i|} = \frac{1 + |\Gamma_{ii}|}{1 - |\Gamma_{ii}|} \quad (i = 1, 2) \quad (2.102)$$

onde o *melhor caso (ideal)* é que se tenha $SWR_{ii} = 1$ pois, não existirá reflexão nas portas 1 e 2 do DUT e, o *pior caso* é $SWR_{ii} \rightarrow \infty$ indicando uma reflexão total na porta “i” do DUT.

(c) Acoplamento eletromecânico. Na literatura, [1, 8, 9, 23, 44, 88], o *fator de acoplamento eletromecânico* k^2 normalmente é calculado por

$$k^2 = 2 \frac{\Delta v}{v} = 2 \left(\frac{v_f - v_m}{v_f} \right) \quad (2.103)$$

v_f e v_m são as velocidades com a *superfície livre* e com a *superfície metalizada*, respectivamente.

A Figura 2.39 ilustra o circuito elétrico equivalente do transdutor cuja *admitância de entrada* é $Y(f) = j2\pi fC_T + jB_a(f) + G_a(f)$ onde $C_T = N_p C_E$ é a *capacitância estática equivalente do IDT*, C_E a *capacitância estática por par de digital*, $G_a(f)$ a *condutância de radiação* e $B_a(f)$ a *susceptância móvel do transdutor*. Neste trabalho será utilizado um *fator de acoplamento eletromecânico* k^2 definido pela relação da *eficiência de radiação acústica* ξ e o *fator de qualidade* Q do dispositivo (linha de retardo com os IDT's uniformes e idênticos) na frequência central f_c obtido da equação (2.65). Portanto, considerando o circuito elétrico da Figura 2.39 casado com uma indutância L , obtêm-se

$$\xi = \left| \frac{G_a(f_c)}{B_a(f_c)} \right| \quad (2.104)$$

e

$$k^2 = \frac{\xi}{Q} = 1,276 \frac{(1-\eta)}{(N-1)} \left| \frac{G_a(f_c)}{B_a(f_c)} \right| \quad (2.105)$$

ou

$$k^2 = 0,64 \frac{(1-\eta)}{N_p} \left| \frac{G_a(f_c)}{B_a(f_c)} \right| \approx \left(\frac{2}{\pi} \right) \frac{(1-\eta)}{N_p} \left| \frac{G_a(f_c)}{B_a(f_c)} \right| \quad (2.106)$$

onde N_p é o número de pares de digitais por IDT [53].

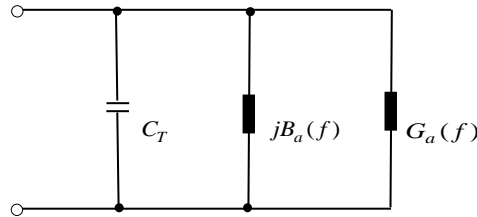


Figura 2.39. Circuito elétrico equivalente de um IDT uniforme.

A largura de faixa mecânica $(\Delta f)_m$ do IDT uniforme, equação (2.46), é máxima para um valor ótimo do número de pares de digitais $N_{p,\text{ótimo}}$ o qual é inversamente proporcional ao coeficiente de acoplamento eletromecânico. O fator de qualidade do circuito elétrico casado Q_e é dado por

$$Q_e = \left| \frac{B_a(f_c)}{G_a(f_c)} \right| = \frac{2(1-\eta)}{\pi k^2 N_p} = \frac{f_c}{(\Delta f)_e} \quad (2.107)$$

A largura de faixa mecânica do transdutor, equação (2.46), será máxima quando ela for igual à largura de faixa do circuito elétrico,

$$0,885 \frac{(1-\eta)}{N_{p,\text{ótimo}}} = \frac{\pi k^2 N_{p,\text{ótimo}}}{2(1-\eta)} \quad (2.108)$$

donde obtêm-se o valor ótimo,

$$N_{p,\text{ótimo}} = 0,75 \frac{(1-\eta)}{k} \quad (2.109)$$

E, por conseguinte a largura de faixa máxima resulta em

$$\left(\frac{\Delta f}{f_c}\right)_{m\acute{a}x.} = 1,18k \quad (2.110)$$

ou

$$k^2 = 0,7182 \left(\frac{\Delta f}{f_c}\right)_{m\acute{a}x.}^2 \simeq \left(\frac{\pi}{4}\right) \left(\frac{\Delta f}{f_c}\right)_{m\acute{a}x.}^2 \quad (2.111)$$

na qual f_c é a *frequência de operação no ponto de mínima perda por inserção* e $(\Delta f / f_c)_{m\acute{a}x.}$ é a *largura de faixa fracional máxima* [8, 67, 110]. Conclui-se que o fator de acoplamento eletromecânico também pode ser estimado a partir das curvas de caracterização do dispositivo SAW pelas equações (2.107) ou (2.112). Normalmente, em projeto de dispositivos SAW (principalmente em filtros e ressonadores), deve-se buscar um ponto de equilíbrio entre o *coeficiente de acoplamento eletromecânico* k^2 e o *fator de qualidade* Q , conforme equação (2.107). Assim, um coeficiente de acoplamento eletromecânico alto melhora a perda por inserção, e pode produzir uma compensação para o fator de qualidade Q elevado.

(d) Critérios de desempenho. O bom desempenho de um dispositivo SAW ou sistema de comunicação deve ser garantido não só na frequência especificada no projeto, mas também dentro de certa faixa de frequência. Com o *casamento de impedância* entre o DUT e a fonte e entre o DUT e a carga garante-se a *máxima transferência de potência* apenas na *frequência de projeto*. Contudo, a fim de conseguir esse bom desempenho, *dentro de uma faixa de frequência*, deve-se estabelecer um *critério* o qual deverá ser adequado à aplicação específica. Um *critério* bastante difundido [114] é assegurar uma *potência refletida inferior a 10% da potência incidente*, garantindo ainda na saída da linha de retardo com dois IDT's idênticos 22,5% entregue à carga e, conseqüentemente, $IL \leq 6,5$ dB, $RL \geq 10$ dB, $\Gamma \leq 0,316$ e $SWR \leq 1,924$. A Tabela 2.5 mostra algumas aplicações específicas de dispositivos com base

na tecnologia SAW e o critério de máxima perda por inserção. Com relação a atrasos típicos introduzidos por linhas de retardo SAW, atualmente na indústria os atrasos são da ordem de 1 ns a 1000 ns para aplicações em comunicação de dados. Assim, neste trabalho, propõe-se que o dispositivo deverá ter as seguintes características: operação em *modo SAW*, garantir uma *potência refletida inferior a 50% da potência incidente* e assegurar uma *perda por inserção máxima* de 10 dB.

Tabela 2.5. Aplicações específicas de dispositivos SAW, filtros e linhas de retardo, e valores típicos de máxima perda por inserção IL(dB).

Dispositivo SAW	IL(dB)	Aplicações específicas
Filtros para aviação	< 27	Módulo móvel de satélite, SAR (Specific Absorption Rate), Satélite móvel, IFF (Identification Friend or Foe).
Filtros para wireless	< 14	WiMax (Worldwide Interoperability for Microwave Access), GSM (Global System for Mobile).
Linhas de retardo	< 20	Detector de radar, Receptor de baixa potência.
Filtros para rádio móvel terrestre	< 23	Radiolocalção, Comunicações militares, Comunicação móvel e fixa, Telemetria, Celular.
Filtros para banda L (faixa de frequência de micro-onda de 950 MHz a 1450 MHz)	< 27	Satélite móvel, Satélite.
Filtros para AIS (Automatic Identification System)	< 8	Satélite.
Filtros para IF (Intermediate Frequency)	< 21	Comunicação móvel, Industrial, Aeroespacial, Médicas, Aviação, Telecomunicações, Telemetria.

3

RESULTADOS E DISCUSSÕES**3.1 Resultados das análises físico-químicas dos filmes finos**

(a) Difração de raios-X. A Figura 3.1 mostra os difratogramas XRD dos filmes AlN depositados em substratos de Si (100) tipo-p, por pulverização reativa com magnetron e RF, variando-se a distância alvo-substrato. A pressão de pulverização foi de $(3,5 \pm 0,5)$ mTorr, temperatura do substrato de (200 ± 5) °C, potência de RF de 200 W, frequência de RF de 13,56 MHz e a concentração de gás N_2 , $N_2/(N_2 + Ar)$, de 60%. Com o aumento da distância alvo-substrato de 4,0 a 12,0 cm a taxa de deposição aumenta de 0,0167 nm/s a 0,0278 nm/s. Os filmes das amostras C03, C01 e C07, cujos respectivos tempos de deposição foram 1 h, 1 h e 3 h, exibem apenas um pico (100) no diagrama XRD 2θ conforme mostra a Figura 3.1. Isso indica que os filmes cresceram com direção preferencial AlN [100]/Si [100]. O XRD também demonstra a alta qualidade estrutural dos filmes crescidos C03, C01 e C07. Os cálculos do FWHM (*Full Width at Half Maximum*) dos picos AlN (100) resultaram em $0,03184^\circ$, $0,02882^\circ$ e $0,06621^\circ$ para as amostras C03, C01 e C07, respectivamente. Os difratogramas XRD mostram somente um pico com valores para 2θ de $33,47^\circ$ (amostra C03), $33,29^\circ$ (amostra C01) e $33,27^\circ$ (amostra C07). A estrutura cristalina do material é determinada usando-se a equação da *distância interplanar* d_{hkl} , equação (2.6), obtida a partir de uma expressão mais geral para qualquer simetria e particularizada para *cristais com estrutura hexagonal* ($a = b \neq c$, $\alpha = \beta = 90^\circ$ e $\gamma = 120^\circ$) juntamente com a *lei de Bragg*, dada pela equação (2.7).

A Tabela 3.1 mostra os valores da distância interplanar, parâmetro de rede e índices de Miller para as amostras C03, C01 e C07, obtidos usando as equações (2.6) e (2.7). Isso indica que os filmes são altamente orientados, e o pico corresponde ao plano cristalino AlN(100) wurtzita hexagonal (h-wurtzita). Nenhum pico relacionado à fase cúbica (c-wurtzita) foi observado nos filmes.

Tabela 3.1. Parâmetros estruturais das amostras C03, C01 e C07 dos filmes AlN depositados.

<i>Amostra</i>	2θ (°)	<i>h k l</i>	d_{hkl} (Å)	<i>a</i> (Å)	Estrutura
C03	33,47	1 0 0	2,6741	3,0878	h-wurtzita
C01	33,29	1 0 0	2,6882	3,1041	h-wurtzita
C07	33,27	1 0 0	2,6897	3,1058	h-wurtzita

Nota: h - hexagonal.

A fórmula de Scherer ou equação (2.15) foi usada para estimar o tamanho $D_{\text{médio}}$ dos grãos, e os cálculos resultaram nos seguintes tamanhos dos grãos 144,74 nm, 159,83 nm e 69,57 nm para as amostras C03, C01 e C07. Os picos AlN (100), AlN (002) e AlN (101) são claramente observados na amostra C05, onde a distância alvo-substrato é de 6 cm. O pico AlN (100) é fortemente observado nas amostras C03, C01 e C07, com as respectivas distâncias alvo-substrato de 10 cm e 12 cm. Além disso, o eixo *c* da estrutura AlN (100) h-wurtzita é paralelo à superfície do substrato. Sabe-se que os filmes com texturização AlN (100) são difíceis de preparar, porém encontrou-se que esses filmes, com boa cristalização, podem ser obtidos para distância alvo-substrato longas (≥ 10 cm). Os filmes de AlN das amostras C06, C05 e C04 são amorfos, ou seja, não indicam nenhuma orientação preferencial. O filme da amostra C07 apresenta uma textura AlN (100) mais lisa (*smooth*), pois normalmente filmes mais espessos e com grãos menores sugerem filmes com uma menor rugosidade.

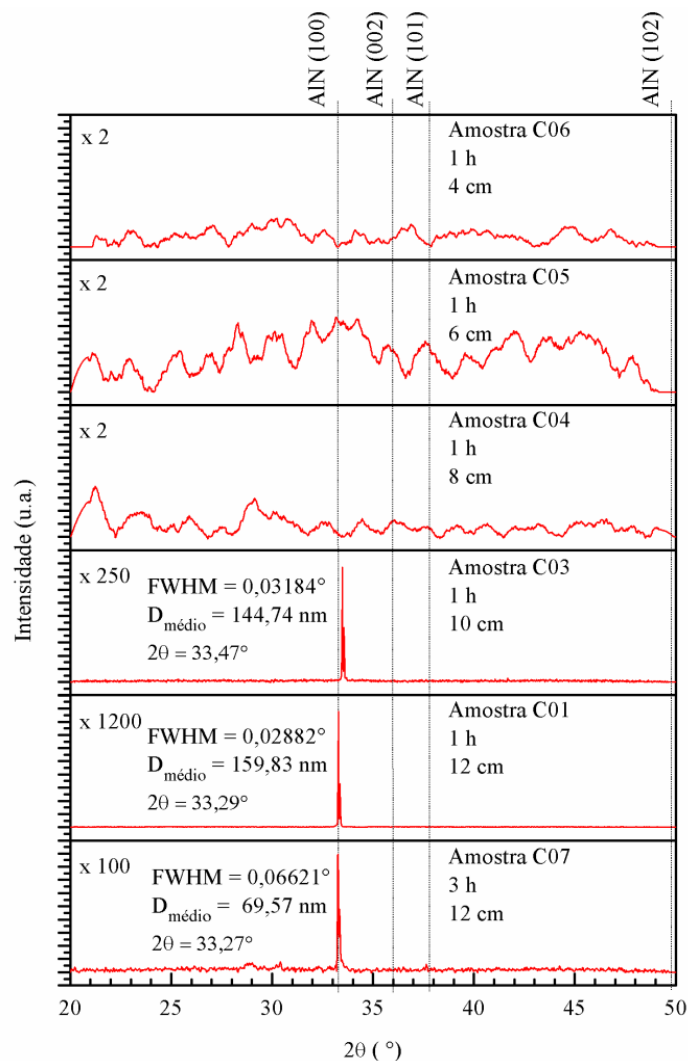


Figura 3.1. Diagramas de difração por raios-X ($\lambda_{\text{Cu,K}\alpha} = 1,5405 \text{ \AA}$) dos filmes AlN depositados em função da distância entre o alvo de Al e o substrato Si (100) tipo-p. Condições de deposição: temperatura do substrato (200 ± 5)°C, frequência de RF de 13,56 MHz, potência de RF de 200 W, fluxo Ar de 4,0 sccm, fluxo de N_2 de 6,0 sccm, pressão base de 10^{-6} Torr, pressão de sputtering de $(3,5 \pm 0,5)$ mTorr e pré-sputtering de 15 min.

(b) Perfilometria. A Tabela 3.2 mostra a espessura e taxa de deposição (T.D.) dos filmes de AlN das amostras C01, C03, C04, C05, C06 e C07. Percebe-se que para distâncias inferiores a 12 cm a espessura dos filmes se mantém praticamente invariável, em torno de um *valor médio* de 62,5 nm (média entre amostras C03, C04, C05 e C06). Para a distância longa de 12 cm (amostra C01), a espessura aumenta 60 % em relação ao valor médio de 62,5 nm. Contudo,

mantendo-se a distância de 12 cm e aumentando-se o tempo de deposição para 3 h, a espessura do novo filme (amostra C07) praticamente dobra de valor para 190 nm. Conseqüentemente, a taxa de deposição da amostra C01 dobra seu valor em relação às amostras C03, C04, C05, C06 e C07. A taxa de deposição da amostra C07 é praticamente igual à taxa de deposição das amostras C03, C04, C05, C06.

Tabela 3.2. Espessura e taxa de deposição (T.D.) dos filmes AlN/Si(100) medidos usando um perfilômetro nos laboratórios do CCS/Unicamp. A taxa de deposição (T.D.) é estimada dividindo-se a espessura (nm) do filme AlN pelo tempo de deposição (s).

Amostras	Distância alvo-substrato (cm)	Tempo de deposição (h)	Espessura (nm)	Taxa de deposição ou T.D. (nm/s)
C01	12	1	100	0,0278
C03	10	1	60	0,0167
C04	8	1	70	0,0194
C05	6	1	60	0,0167
C06	4	1	60	0,0167
C07	12	3	190	0,0176

(c) **Espectroscopia no infravermelho com transformada de Fourier.** As espectroscopias FTIR e Raman são bastante utilizadas no estudo das características estruturais e propriedades físicas dos materiais, tais como a frequência característica do fônon – correspondente à energia do fônon óptico da zona central – que pode ser alterada por fatores como *tensões*, *interfaces*, *defeitos estruturais* e *impurezas*. O AlN na estrutura wurtzítica pertence ao grupo espacial $P6_3mc$ (notação de *Hermann-Mauguin*) ou C_{6v}^4 (notação de *Schoenflies*). Os fônons ópticos da zona central, [39, 66, 73], são representados por

$$\Gamma = A_1 + E_1 + 2E_2 + 2B_1 \quad (3.1)$$

donde os modos A_1 e E_1 dividem-se em duas componentes: *longitudinal óptica (LO)* e *transversal óptica (TO)*. Os modos A_1 e E_1 são ambos ativos no infravermelho (IV) e Raman,

os dois modos E_{2l} (ou $E_2^{(1)}$) e E_{2h} (ou $E_2^{(2)}$) são somente modos ativos no Raman, e os modos B_1 são modos ausentes.

A Figura 3.2 mostra os espectros FTIR da transmitância, na faixa de 400 cm^{-1} a 2000 cm^{-1} , dos filmes depositados sobre um substrato de Si(100) tipo-p, com a temperatura do substrato em torno de $200\text{ }^\circ\text{C}$. Neste trabalho, todos os espectros mostram um forte pico de absorção, em 610 cm^{-1} , com um valor médio de $A\% = 70,5\%$, correspondendo ao modo vibracional $A_1(TO)$ e, além disso, em 660 cm^{-1} têm-se o modo vibracional $E_1(TO)$, os quais podem ser associados à ligação ativa no infravermelho Al–N, [39, 54]. Em adição aos modos transversais ópticos, nota-se a presença dos dois modos vibracionais longitudinais ópticos $A_1(LO)$ e $E_1(LO)$ em 890 cm^{-1} e 910 cm^{-1} , também associados à ligação Al–N, [54]. Esses modos fônons mostram claramente que os filmes depositados contêm a fase AlN pura. Contudo, nota-se a presença dos picos em 420 cm^{-1} , 455 cm^{-1} , 1110 cm^{-1} e da banda $660\text{--}890\text{ cm}^{-1}$. Os picos em 420 cm^{-1} e 455 cm^{-1} são atribuídos aos modos fônons de flexão Si–O–Al ou Al–O–Al, [128]. Enquanto que o pico em 1110 cm^{-1} é devido ao modo de estiramento assimétrico de um átomo de oxigênio do Si–O–Si na cadeia do dióxido de silício amorfo (a-SiO₂), [128]. E a banda em $660\text{--}890\text{ cm}^{-1}$ é devida principalmente aos modos de estiramento Al–O e flexão O–Al–O, indicando a presença do óxido de alumínio (Al₂O₃), [128]. Esses componentes óxidos parecem ser amorfos, o que é ainda apoiada pela ausência no espectro XRD (amostras C03, C01 e C07) de outros picos além do pico AlN (100) altamente orientado. Percebe-se ainda que a baixa transmitância ($<40\%$), em toda a faixa 400 cm^{-1} a 2000 cm^{-1} dos espectros FTIR, deve-se aos óxidos presentes nos filmes. Esses óxidos são, provavelmente, originados pela exposição dos filmes à atmosfera, presença do oxigênio residual na câmara de deposição e oxidação na lâmina de Si quando aquecida.

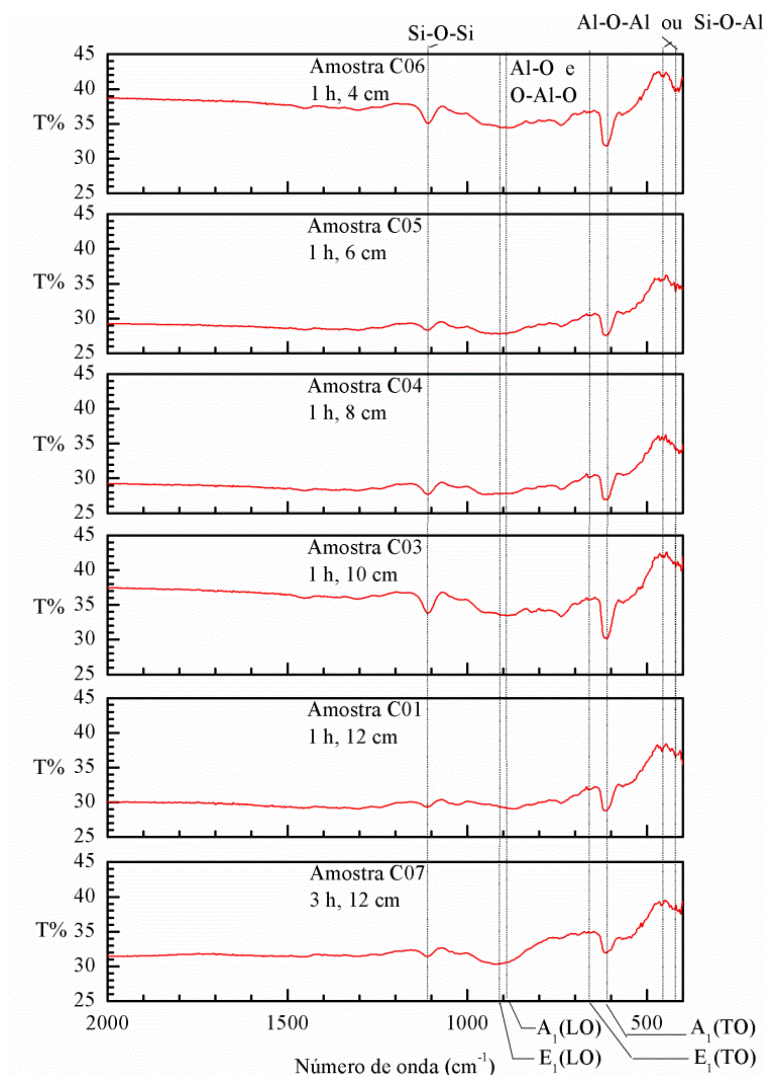


Figura 3.2. Espectros FTIR dos filmes AlN depositados em função da distância entre o alvo de Al e o substrato Si (100) tipo-p e temperatura do substrato fixada em $(200 \pm 5)^\circ\text{C}$. Todas as amostras mostram a formação do AlN. Contudo, percebe-se a existência de alguns óxidos amorfos (Al_2O_3 , SiO_2).

(d) Espectroscopia de Raman. O estado das ligações AlN é confirmado por espectroscopia FTIR, mostrando os modos fônons característicos. Agora, com a análise dos espectros Raman, Figura 3.3, a análise da estrutura dos filmes é complementada, [66, 73, 121-127]. Onde se nota nos espectros Raman a existência da faixa de deslocamento Raman $655-660\text{ cm}^{-1}$

correspondente ao modo fônon óptico $E_2^{(2)}$, confirmando a existência do filme AlN. Adicionalmente, também estão presentes os outros modos fônons ativos do AlN: $A_1(TO)$ na faixa $607-614\text{ cm}^{-1}$, $E_1(TO)$ na faixa $657-673\text{ cm}^{-1}$, $A_1(LO)$ na faixa $888-910\text{ cm}^{-1}$ e $E_1(LO)$ na faixa $895-924\text{ cm}^{-1}$. Com relação aos óxidos, percebe-se que as duas bandas localizadas em 710 cm^{-1} e em 760 cm^{-1} , correspondentes à vibração de estiramento da ligação Al-O, a qual pode estar associada à presença da alumina (Al_2O_3).

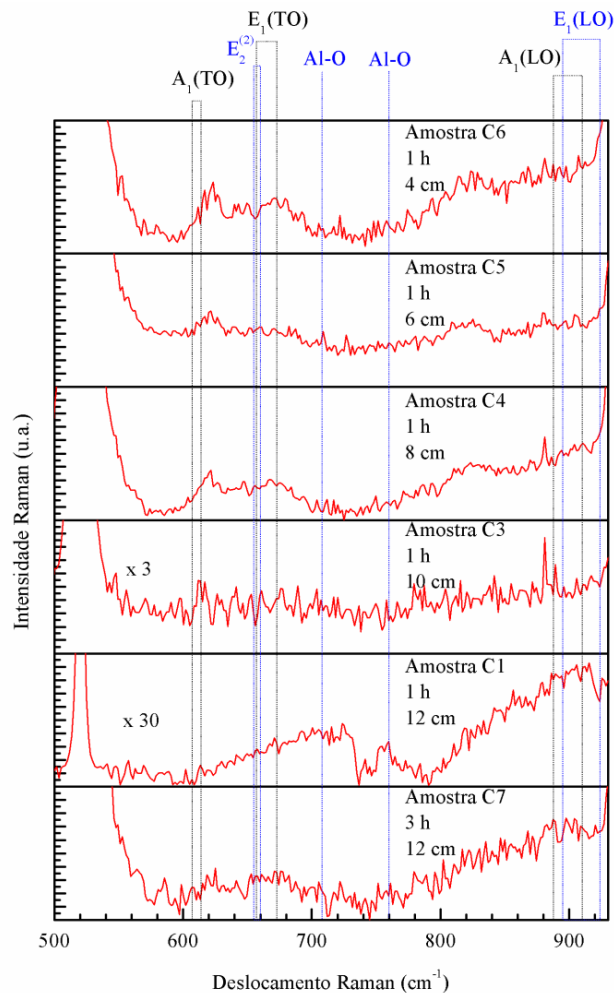
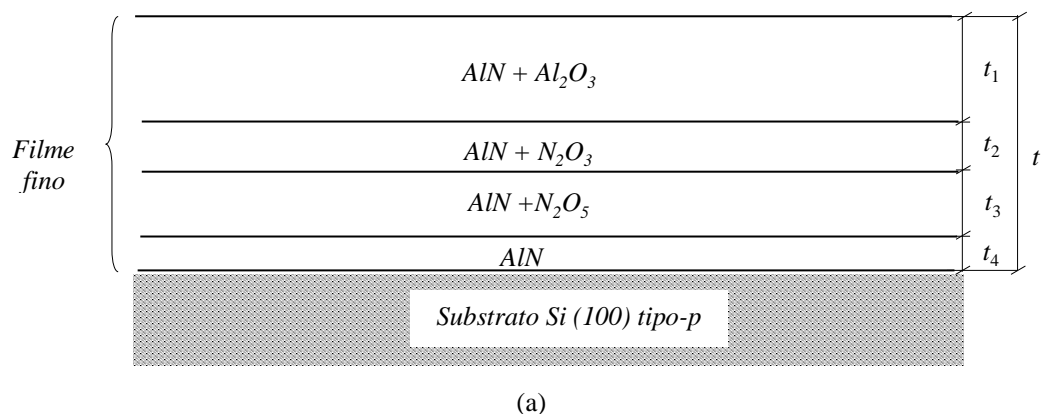


Figura 3.3. Espectros Raman dos filmes AlN depositados em função da distância entre o alvo de Al e o substrato Si (100) tipo-p e temperatura do substrato fixada em $(200\pm 5)^\circ\text{C}$. Todas as amostras mostram a formação do AlN. Contudo, percebe-se a existência da alumina Al_2O_3 .

(e) **Espectroscopia RBS.** Como os filmes de AlN correspondentes às amostras C03, C01 e C07 são os melhores filmes obtidos, com uma orientação preferencial AlN (100), onde o eixo c é paralelo à superfície do substrato, somente estes foram analisados por espectroscopia RBS. Neste trabalho, a fim de determinar a quantidade de Al, N, e O presentes nos filmes finos, realizou-se um estudo quantitativo da composição/estrutura química e espessura dos filmes finos AlN por RBS. Os espectros e a simulação usando o código RUMP são mostrados nas Figuras 3.5, 3.7 e 3.9.

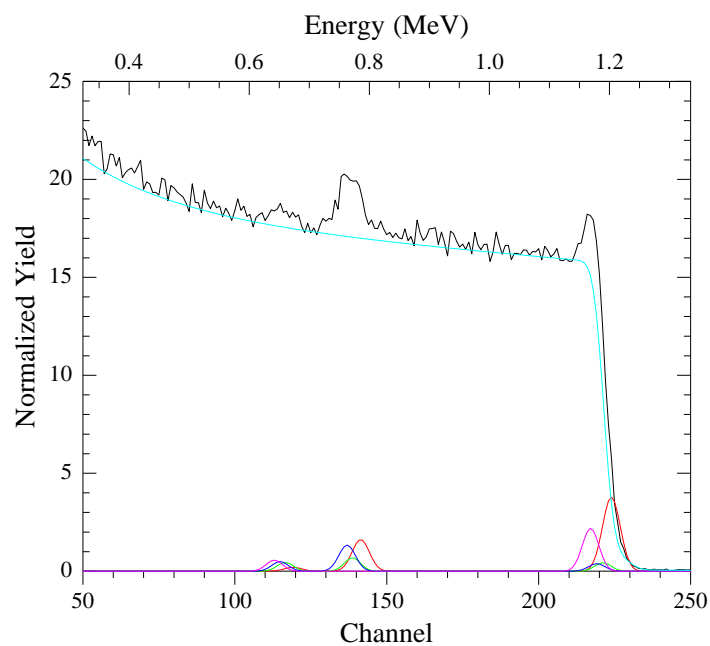
A análise RBS da amostra C03 foi realizada de acordo com a estrutura de camadas mostrada na Figura 3.4, e simulou-se a composição do filme considerando-se a quantidade, espessura e composição das várias camadas supostamente existentes no filme fino.



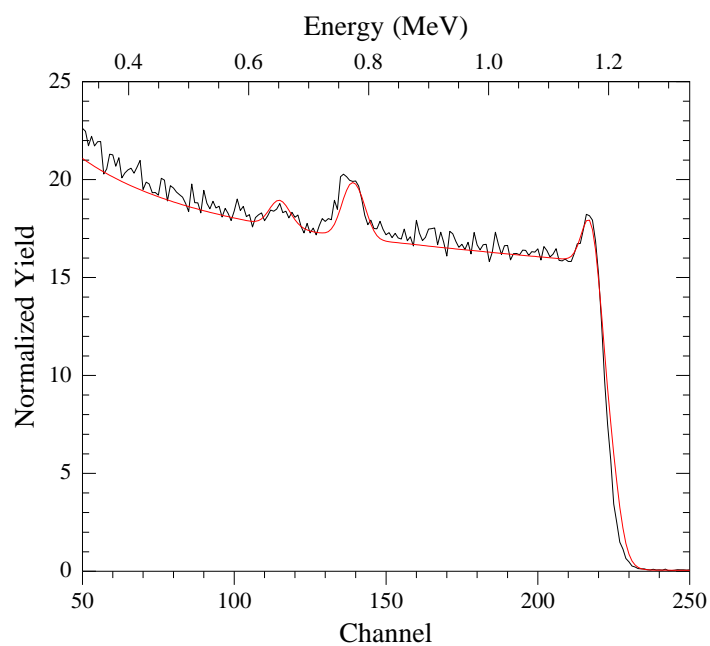
Layer 1 Thickness 630 Å	Composition Al 2.5 N 0.5 O 3 /
Layer 2 Thickness 310 Å	Composition Al 0.2 N 0.8 O 0.9 /
Layer 3 Thickness 460 Å	Composition Al 0.2 N 1.0 O 2.0 /
Layer 4 Thickness 300 Å	Composition Al 1.0 N 1.0 /
Layer 5 Thickness 100000 Å	Composition Si 1.0 /

(b)

Figura 3.4. (a) Estrutura de camadas previstas para o filme fino da amostra C03. (b) Simulação da composição das camadas do filme fino usando-se o código RUMP na interpretação dos espectros RBS da amostra C03.



(a)



(b)

Figura 3.5. (a) Espectro RBS experimental da amostra C03 mais as curvas do substrato Si e das camadas que constituem o filme fino que foi depositado sobre o substrato. (b) Espectro RBS experimental (curva preta) da amostra C03 e resultado do espectro simulado (curva vermelha).

A composição do filme fino da amostra C03 mostra a presença da alumina Al_2O_3 (30,80 %), a fase pura de nitreto de alumínio AlN (31,00 %) mais moléculas de trióxido de dinitrogênio N_2O_3 (14,40 %) e pentóxido de dinitrogênio N_2O_5 (23,70 %). Esse filme mostra uma concentração de oxigênio de aproximadamente 44,10 %. A espessura total do filme fino foi calculada e resultou em $t = (170 \pm 5)$ nm. A presença dos óxidos na composição do filme deve-se à exposição do mesmo ao ambiente e ao oxigênio residual existente na câmara de deposição. Adicionalmente, na temperatura ambiente, os óxidos N_2O_3 (coloração azul) e N_2O_5 (coloração branca) presentes no filme apresentam-se na fase gasosa.

No caso da amostra C01, tem-se a Figura 3.6 mostrando a estrutura em camadas e a simulação usadas no estudo do espectro RBS do filme fino depositado sobre Si (100) tipo-p.

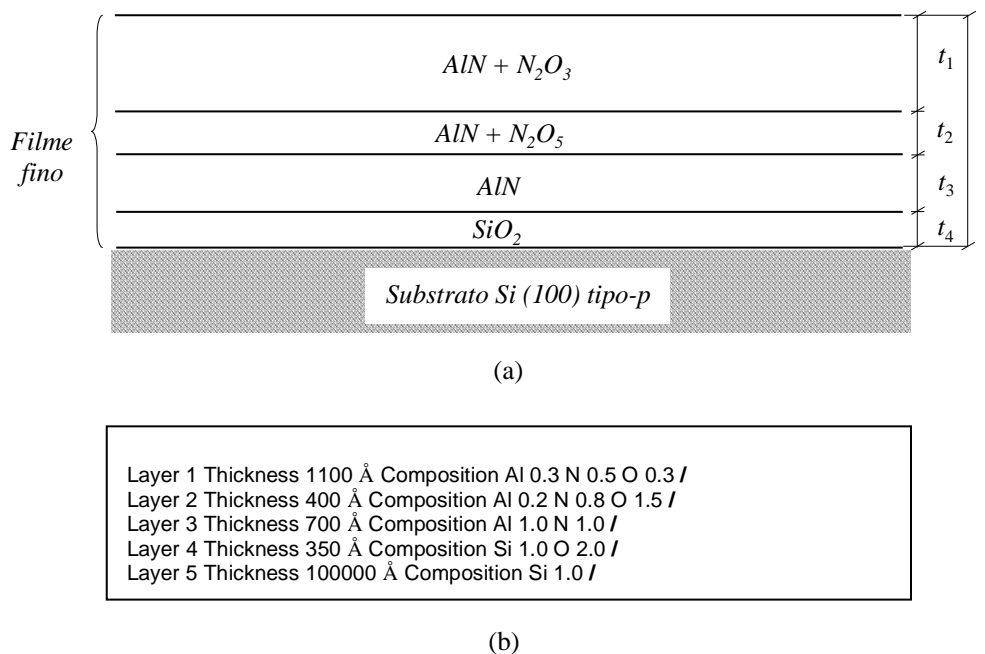


Figura 3.6. (a) Estrutura de camadas previstas para o filme fino da amostra C01. (b) Simulação da composição das camadas do filme fino usando-se o código RUMP na interpretação dos espectros RBS da amostra C01.

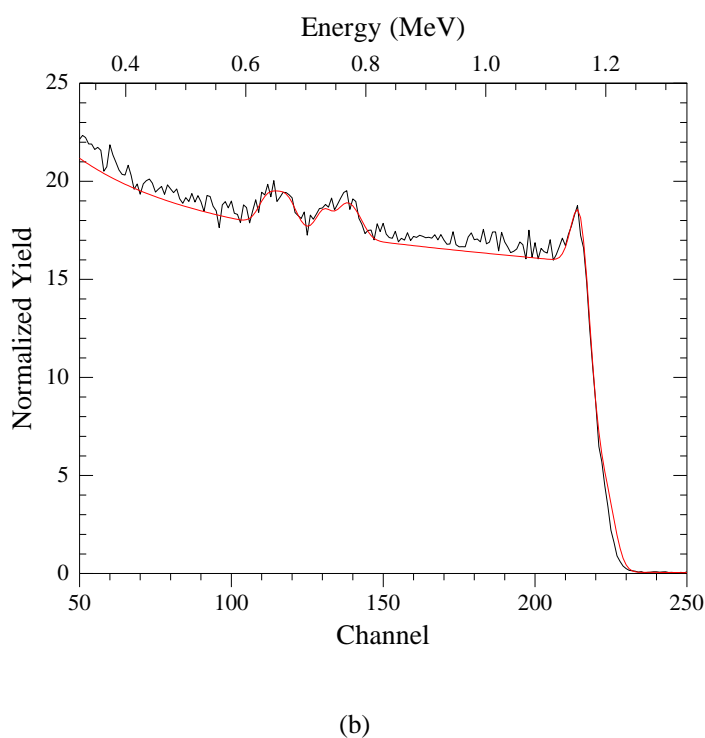
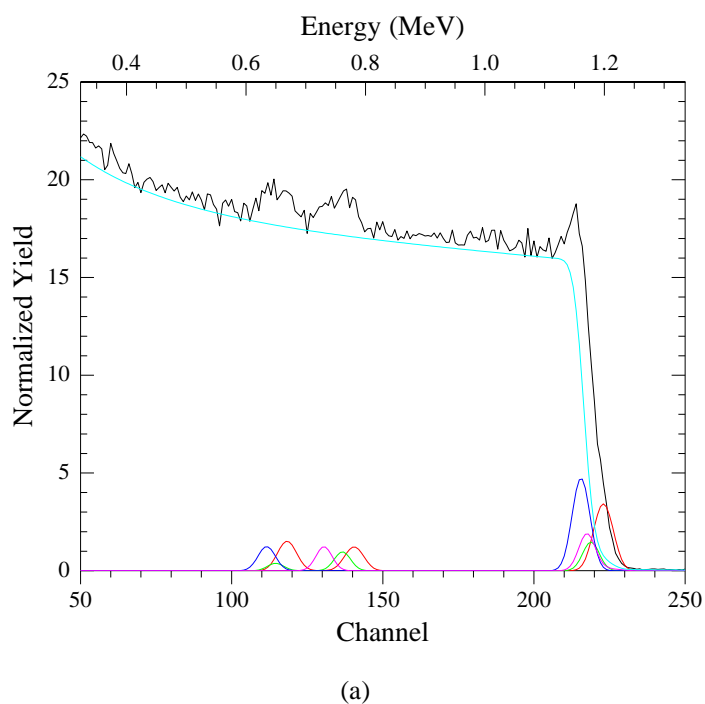
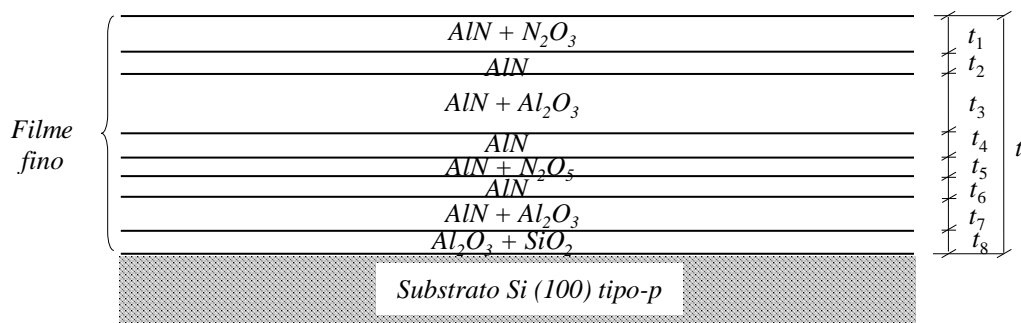


Figura 3.7. (a) Espectro RBS experimental da amostra C01 mais as curvas do substrato Si e das camadas que constituem o filme fino que foi depositado sobre o substrato. (b) Espectro RBS experimental (curva preta) da amostra C03 e resultado do espectro simulado (curva vermelha).

Nesse caso, o filme fino da amostra C01 apresenta uma composição formada por sílica SiO_2 (13,73 %), uma fase pura de nitreto de alumínio AlN (53,49 %) mais moléculas de trióxido de dinitrogênio N_2O_3 (19,61 %) e pentóxido de dinitrogênio N_2O_5 (13,18 %). A presença da sílica na interface filme/substrato deve-se ao aquecimento do substrato de Si no início da deposição e ao oxigênio residual presente na câmara de vácuo. Enquanto que a presença dos óxidos N_2O_3 e N_2O_5 deve-se à exposição do filme às condições ambientais, pois na temperatura ambiente, esses óxidos estão na fase gasosa. Além disso, a quantidade de oxigênio no filme foi estimada em aproximadamente 30,33 %. Também, a espessura total do filme foi estimada e resultou em $t = (255 \pm 5)$ nm .

Finalmente, no caso da amostra C07, a Figura 3.8 ilustra a estrutura de camadas do filme fino e a correspondente simulação do espectro RBS usando o código RUMP.

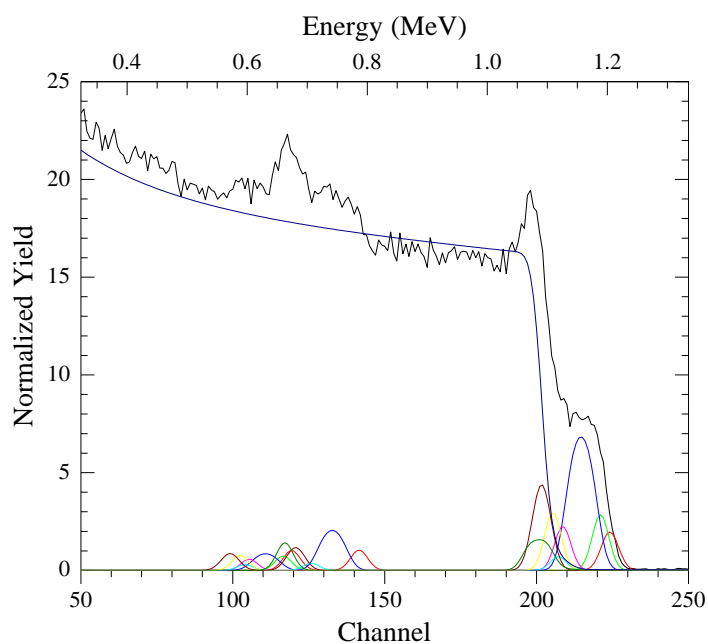


(a)

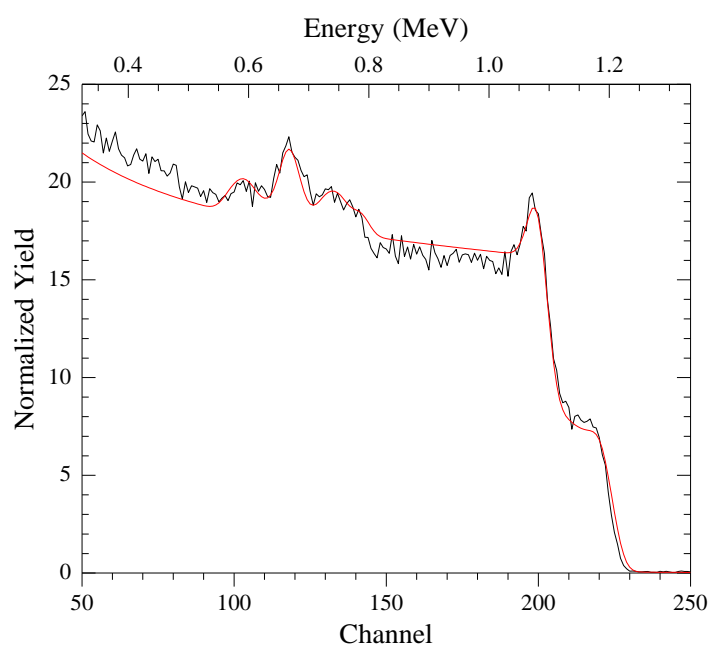
Layer 1	Thickness	700 Å	Composition	Al 0.2 N 0.4 O 0.3 /
Layer 2	Thickness	400 Å	Composition	Al 1.0 N 1.0 /
Layer 3	Thickness	1600 Å	Composition	Al 2.2 N 1.0 O 1.8 /
Layer 4	Thickness	300 Å	Composition	Al 1.0 N 1.0 /
Layer 5	Thickness	200 Å	Composition	Al 1.0 N 1.6 O 1.5 /
Layer 6	Thickness	400 Å	Composition	Al 1.0 N 1.0 /
Layer 7	Thickness	800 Å	Composition	Al 2.0 N 1.0 O 1.5 /
Layer 8	Thickness	400 Å	Composition	Al 1.0 O 3.5 Si 1.0 /
Layer 9	Thickness	100000 Å	Composition	Si 1.0 /

(b)

Figura 3.8. (a) Estrutura de camadas previstas para o filme fino da amostra C07. (b) Simulação da composição das camadas do filme fino usando-se o código RUMP na interpretação dos espectros RBS da amostra C07.



(a)



(b)

Figura 3.9. (a) Espectro RBS experimental da amostra C07 mais as curvas do substrato Si e camadas que constituem o filme fino que foi depositado sobre o substrato. (b) Espectro RBS experimental (curva preta) da amostra C07 e resultado do espectro simulado (curva vermelha).

A análise do filme fino da amostra C07 mostra a existência de uma composição contendo nitreto de alumínio AlN puro (52,17 %), alumina Al_2O_3 (33,05 %), sílica SiO_2 (4,55 %) mais o trióxido de dinitrogênio N_2O_3 (8,10 %) e pentóxido de dinitrogênio N_2O_5 (2,13 %). A concentração de oxigênio presente no filme foi estimada em 29,21 %. Semelhante ao ocorrido com as outras amostras, a presença dos óxidos nas interfaces entre camadas deve-se ao oxigênio residual presente na câmara de vácuo e ao óxido nativo da lâmina de silício quando aquecida. A espessura total do filme foi estimada em, aproximadamente, $t = (480 \pm 5)$ nm. Também, os óxidos N_2O_3 e N_2O_5 apresentam-se na fase gasosa à temperatura ambiente. Nota-se que, dentre as três amostras analisadas por RBS, a amostra C07 é a que têm uma menor concentração de oxigênio e, portanto, deverá apresentar uma melhor característica elétrica.

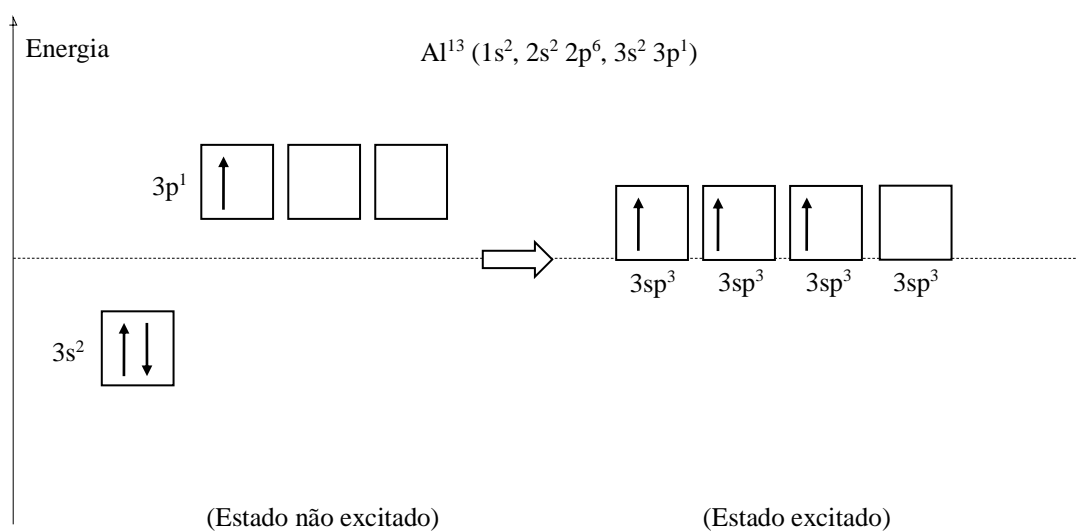
(f) Influência da alumina no filme AlN. A presença da alumina Al_2O_3 na composição do filme contribui para o aprimoramento de suas propriedades, pois a alumina apresenta boa resistência à corrosão, estabilidade química, ótima isolamento elétrica, resistência às altas temperaturas, alta dureza, boa estabilidade térmica e excelente propriedade dielétrica [78]. A alumina é uma cerâmica que nos filmes, Amostras C03, C01 e C07, analisados por XRD apresenta-se na fase amorfa α - Al_2O_3 , pois nos difratogramas de raio-X os picos presentes são apenas AlN(100). A alumina apresenta uma boa combinação das propriedades mecânicas, térmicas e elétricas, conforme mostra a Tabela 3.3. Por conseguinte, as boas características térmicas e elétricas favorecem seu uso em dispositivos para aplicações em alta potência e alta frequência, funcionando como uma camada dissipadora de calor e mitigadora da degradação em aplicações cujo ambiente seja quimicamente ou termicamente agressivo.

Tabela 3.3. Propriedades e características típicas do óxido de alumínio ou alumina Al_2O_3 (Fonte: site da CERAMIC INDUSTRY, www.ceramicindustry.com e da MolTech GmbH, www.mt-berlin.com).

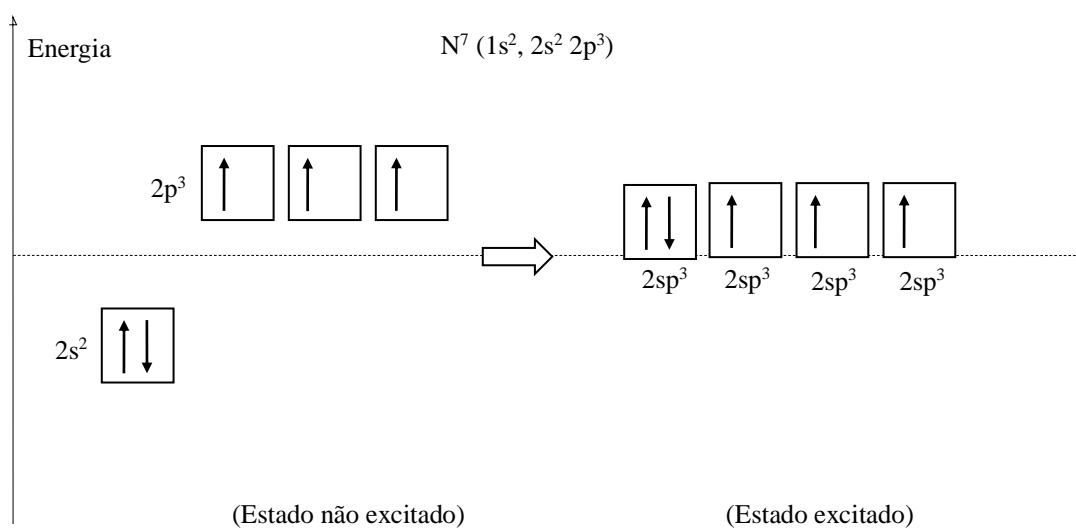
Propriedades	Unidade de medida (SI)	Valor típico
Densidade	g/cm ³	3,7-3,97
Estrutura cristalina	---	hexagonal
Cor	---	Marfim/branca
Absorção de água	%	0,0
Dureza	Mohs	9
Resistência à compressão (Temperatura ambiente)	MPa	2070-2620
Resistência à tração (Temperatura ambiente)	MPa	260-300
Módulo de elasticidade (Módulo de Young)	GPa	393
Resistência à flexão	MPa	310-379
Razão de Poisson	---	0,27
Temperatura de uso máxima	°C	1750
Ponto de fusão	°C	>2000
Condutividade térmica	Wm ⁻¹ K ⁻¹	35
Coefficiente de expansão térmica linear	K ⁻¹	8,4
Calor específico	cal/g °C	0,21
Constante dielétrica (1 MHz)	---	9,6
Rigidez dielétrica	kV/mm	15
Resistividade elétrica	Ωcm	> 10 ¹⁴
Índice de refração	---	≈ 1,77
Faixa isolante (<i>bandgap</i>)	eV	≈ 9

(g) **Estrutura e orientação cristalina do AlN.** No *estado energético não excitado* o alumínio possui na camada de valência três elétrons, Figura 3.10.(a), distribuídos como $3s^2 3p^1$, ou seja, apresenta um subnível s completo com dois elétrons e um subnível p semicompleto com um elétron e dois subníveis p vazios. Já o nitrogênio, Figura 3.10.(b), possui uma camada de valência com cinco elétrons distribuídos como $2s^2 2p^3$, onde o subnível s está cheio com dois elétrons e os três subníveis p_x , p_y e p_z estão semicompletos com um elétron cada. Agora, quando em *estado energético excitado*, Figura 3.10.(a), os subníveis $3s^2 3p^1$ do alumínio hibridizam-se dando origem a quatro subníveis híbridos $3sp^3$, donde três desses subníveis híbridos $3sp^3$ estão semicompletos com um elétron cada e o subnível $3sp^3$ restante, vazio. Também, no nitrogênio ocorre a hibridização dos subníveis $2s^2 2p^3$ originando quatro subníveis híbridos $2sp^3$, donde um subnível híbrido $2sp^3$ está completo

com dois elétrons e três desses subníveis híbridos $2sp^3$ estão semicompletos com um elétron cada.



(a)



(b)

Figura 3.10. Hibridização do alumínio e do nitrogênio. (a) Camada de valência no estado não excitado e subníveis híbridos $3sp^3$ do alumínio no estado excitado. (b) Camada de valência no estado não excitado e subníveis híbridos $2sp^3$ do nitrogênio no estado excitado.

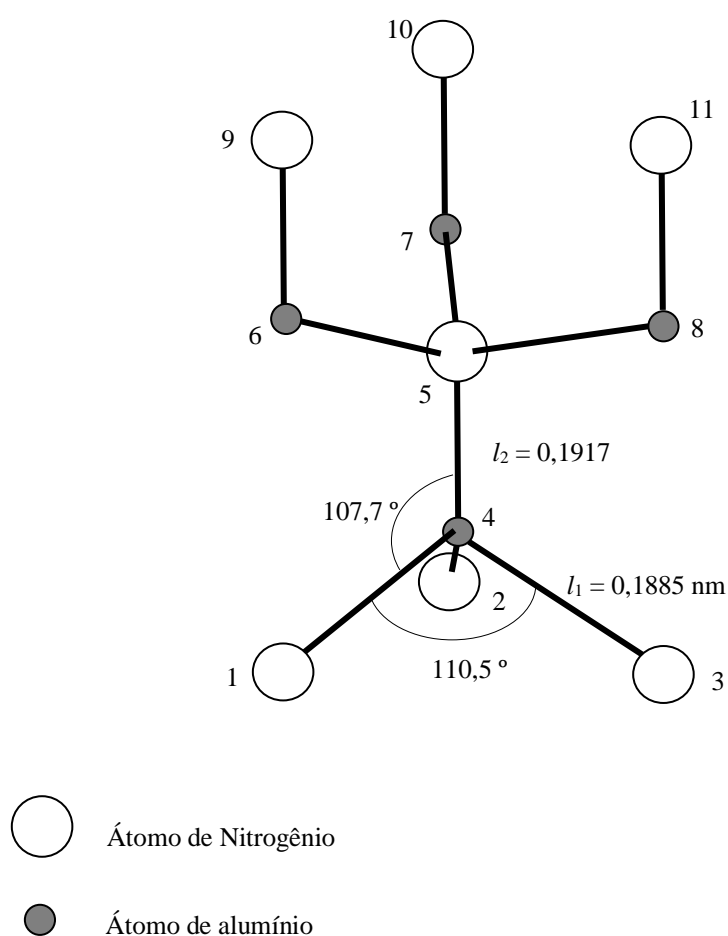


Figura 3.11. Ligações entre átomos de alumínio e nitrogênio formando um prisma de base triangular.

Portanto, na ligação entre os átomos de alumínio e de nitrogênio (Figura 3.11), existem três ligações covalentes entre os três subníveis híbridos semicompletos de um átomo de alumínio (átomo 4) e três átomos de nitrogênio (átomos 1, 2 e 3), formando um tetraedro com comprimento $l_1 = 0,1885$ nm e ângulo de $110,5^\circ$, mais uma ligação covalente de caráter iônico entre o subnível híbrido vazio do alumínio (átomo 4) e o subnível híbrido completo do nitrogênio (átomo 5), tendo um comprimento de $l_2 = 0,1917$ nm e ângulo de $107,7^\circ$ entre l_1 e l_2 . O átomo 5 de nitrogênio une-se a mais três átomos (átomos 6, 7 e 8) de alumínio através de ligações covalentes, com comprimento $l_1 = 0,1885$ nm e ângulo de $110,5^\circ$, entre subníveis

híbridos semicompletos, formando mais um tetraedro. Os três átomos de alumínio, átomos 6, 7 e 8, também se unem a outros três átomos de nitrogênio, átomos 9, 10 e 11, através das ligações covalentes de caráter iônico, tendo um comprimento de $l_2 = 0,1917$ nm e ângulo de $107,7^\circ$ entre l_1 e l_2 , entre o subnível híbrido vazio do alumínio e o subnível híbrido completo do nitrogênio. Esses onze átomos, de alumínio e nitrogênio (átomos 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 9, 10 e 11), formam um prisma de base triangular. Essa estrutura prismática originará a célula unitária hexagonal wurtzita do AlN, mostrada na Figura 3.12, com os seguintes parâmetros de rede $a = b \approx 0,3100$ nm e $c \approx 0,4980$ nm.

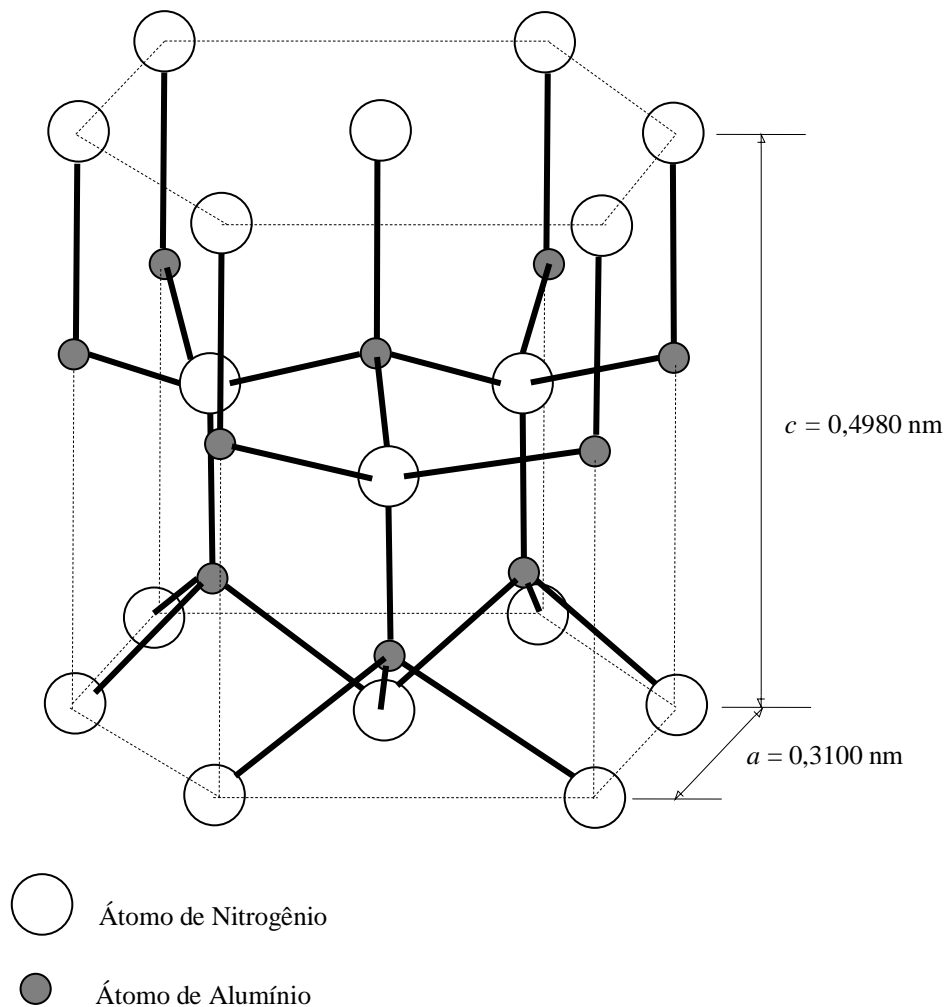


Figura 3.12. Ligações entre átomos de alumínio e nitrogênio formando a célula unitária hexagonal wurtzita do AlN com os seguintes parâmetros de rede $a = b \approx 0,3100$ nm e $c \approx 0,4980$ nm.

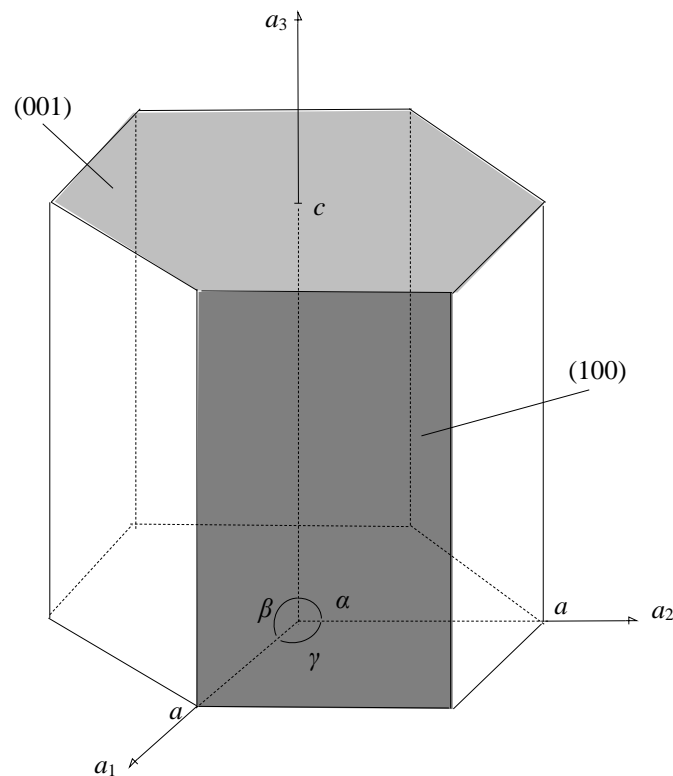


Figura 3.13. Célula unitária hexagonal ($a = b \neq c$, $\alpha = \beta = 90^\circ$ e $\gamma = 120^\circ$) do AlN com seus eixos cristalinos a_1 , a_2 , a_3 e identificação dos planos (100) e (001).

Na Figura 3.13 tem-se a célula unitária hexagonal com a orientação dos eixos cristalinos e a identificação dos planos (100) e (001). Durante o processo de deposição dos filmes AlN (pulverização reativa com magnetron e fonte de RF) o grau de orientação cristalina dos filmes de AlN(100) ou AlN(001) é fortemente influenciado pela energia das espécies envolvidas no processo. Essa *energia das espécies que chegam ao substrato* pode ser controlada pelo ajuste de alguns parâmetros durante a deposição, ou seja, consegue-se aumentar a *energia das espécies* aumentando-se a potência de RF ou a temperatura do substrato ou diminuindo pressão de trabalho ou diminuindo a distância entre o alvo e o substrato. As espécies Al e N chegam com muita energia na superfície do substrato,

favorecendo ao grau de orientação cristalina AlN(001) onde o plano (001) é paralelo à superfície do substrato. Agora, o grau de orientação AlN(100) com o plano (100) paralelo à superfície do substrato é fortemente favorecido quando a energia das espécies Al-N (dímeros) é menor, pois neste caso ocorrem muitas colisões antes da deposição.

Os modos fônons do filme de AlN ativos no IR, $E_1(TO)$ e $A_1(TO)$, Figura 3.14, estão associados às respectivas ligações covalentes l_1 e l_2 . Também, esses modos fônons absorvem energia conforme a *orientação cristalina do filme* de AlN e *polarização do campo elétrico do feixe de IR*, portanto, essa característica pode ser usada a fim de identificar a orientação preferencial do filme. Como nas análises IR o campo elétrico do feixe é polarizado paralelamente à superfície do filme fino, então a projeção do campo elétrico incidente na direção do eixo c será nula, se o eixo c for perpendicular à superfície do substrato, e não nula nos casos contrários. Por conseguinte, se o índice A_f , definido pela equação (3.2) como sendo a *razão entre as energias absorvidas pelos modos fônons* $A_1(TO)$ e $E_1(TO)$, for muito menor que 1 isso caracteriza um forte grau de orientação cristalina AlN(001). Enquanto que A_f muito maior que 1 caracteriza um grau de orientação cristalina AlN(100). Com isso conclui-se que quando o modo fônons $E_1(TO)$ absorve muito mais energia que o modo $A_1(TO)$ o grau de orientação cristalina tende para AlN(001), ao passo que quando o modo fônons $A_1(TO)$ absorve muito mais energia que o modo $E_1(TO)$, conforme visto nos espectros FTIR da Figura 3.2, a orientação preferencial tende fortemente para AlN(100).

$$A_f = \frac{\text{Energia absorvida por } A_1(TO)}{\text{Energia absorvida por } E_1(TO)} \quad (3.2)$$

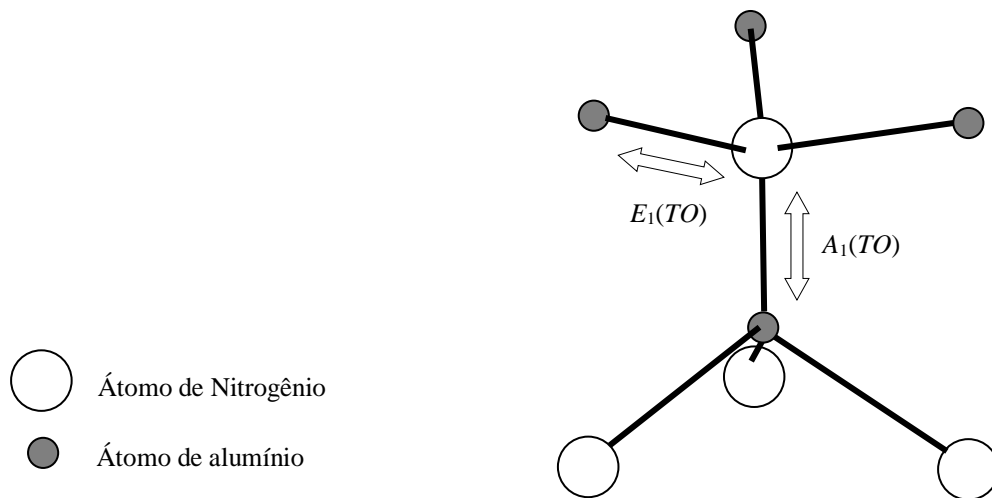


Figura 3.14. Modos fônons do filme fino de AlN ativos no IR, $E_1(TO)$ e $A_1(TO)$.

3.2 Resultados da caracterização elétrica dos dispositivos SAW.

Na caracterização elétrica dos dispositivos SAW foi utilizado um analisador de rede 8714ES da Agilent Technologies (300 kHz – 3000 MHz) mais um kit de calibração. A potência de transmissão é de 0 dBm. Os parâmetros S do dispositivo SAW (duas portas) medidos foram S_{21} e S_{12} em coordenadas retangulares, e os parâmetros S_{11} e S_{22} foram determinados pela carta de impedâncias de Smith. Também foram obtidos os gráficos dos retardos (*delay*) de S_{21} e S_{12} em coordenadas retangulares. A partir dessas medidas foi determinada a frequência para uma mínima perda por inserção (f_c), perda por inserção (IL), largura de faixa fracional (LFF %), fator de qualidade (Q), relação de onda estacionária (SWR), perda de retorno (RL) e fator de acoplamento eletromecânico (k^2). Os quatro dispositivos SAW/AlN(100)/Si(100) caracterizados foram construídos com os melhores

filmes de AlN (amostra C03, amostra C01 e amostra C07) onde a principal diferença entre eles é a espessura dos filmes AlN, conforme mostra a Tabela 3.4.

Tabela 3.4. Dispositivos SAW caracterizados eletricamente usando um analisador de rede.

Nome do dispositivo	Amostra	Espessura do filme fino AlN (nm)	
		Perfilômetro	RBS
SAW 3a	C03	60	170±5
SAW 3b	C03	60	170±5
SAW 1b	C01	100	255±5
SAW 7a	C07	190	480±5

Os dispositivos foram fabricados na configuração de linha de retardo (Figura 2.20). As linhas de retardo possuem dois IDT's, entrada e saída, com 8 digitais por IDT, distância centro a centro de $900 \mu\text{m}$, largura das digitais de $60 \mu\text{m}$, abertura acústica de 2 mm, área dos contatos de 1 mm^2 , espaçamento entre digitais de $40 \mu\text{m}$, eletrodos de Au, e comprimento de onda de $200 \mu\text{m}$. A Figura 3.15 mostra um desenho esquemático do DUT com 2 portas representando o dispositivo SAW.

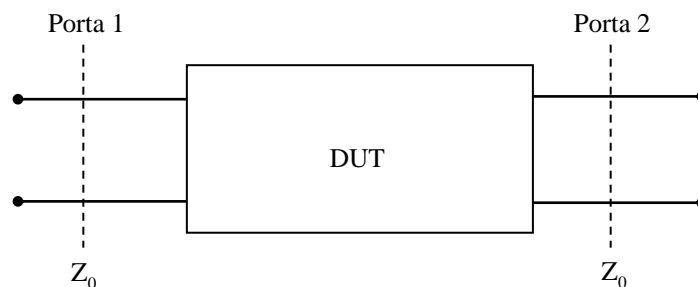


Figura 3.15. Desenho esquemático do dispositivo sobre teste (DUT) de duas portas.

(a) **Parâmetros elétricos do dispositivo SAW 3a.** A Figura 3.16 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{21} (medição direta), o atraso de grupo de S_{21} é determinado na Figura 3.17 e a impedância Z_{11} e S_{11} a partir da carta de impedância de Smith são obtidos na Figura 3.18. Nessas figuras nota-se que a linha de retardo apresenta mínima perda por inserção em $f_c = 109,30$ MHz com uma largura de faixa fracional de $LFF\% = 7,22\%$. O dispositivo SAW 3a apresenta uma perda por inserção de $IL = 20,75$ dB, um fator de qualidade de $Q = 13,85$, atraso de grupo para S_{21} de $t_g = 38,3$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 9,8$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,0173$ e perda de retorno $RL \approx 1,78$ dB. Como a frequência central está na faixa $f > f_0$ a onda acústica excitada é do tipo volumétrico (BAW).

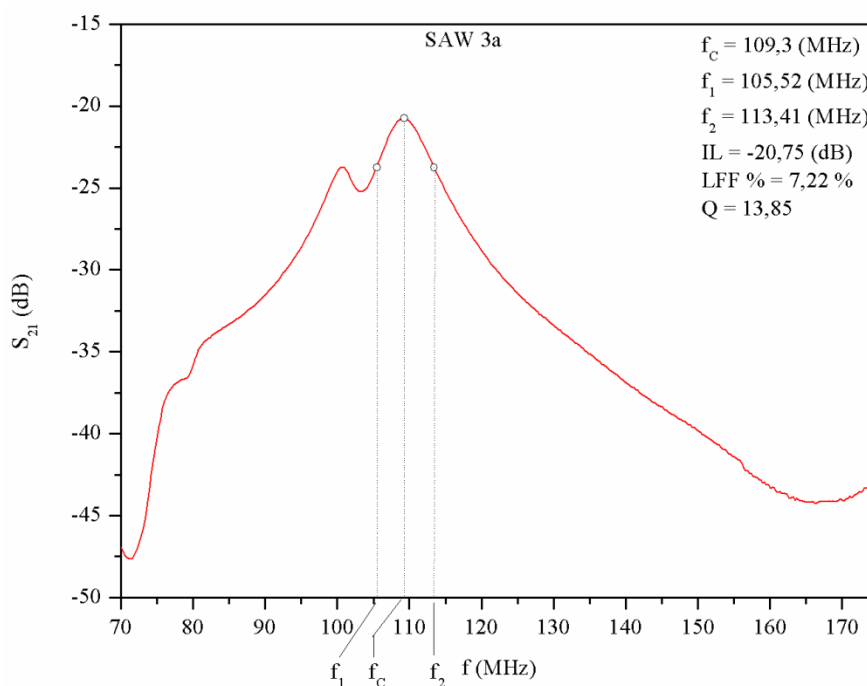


Figura 3.16. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

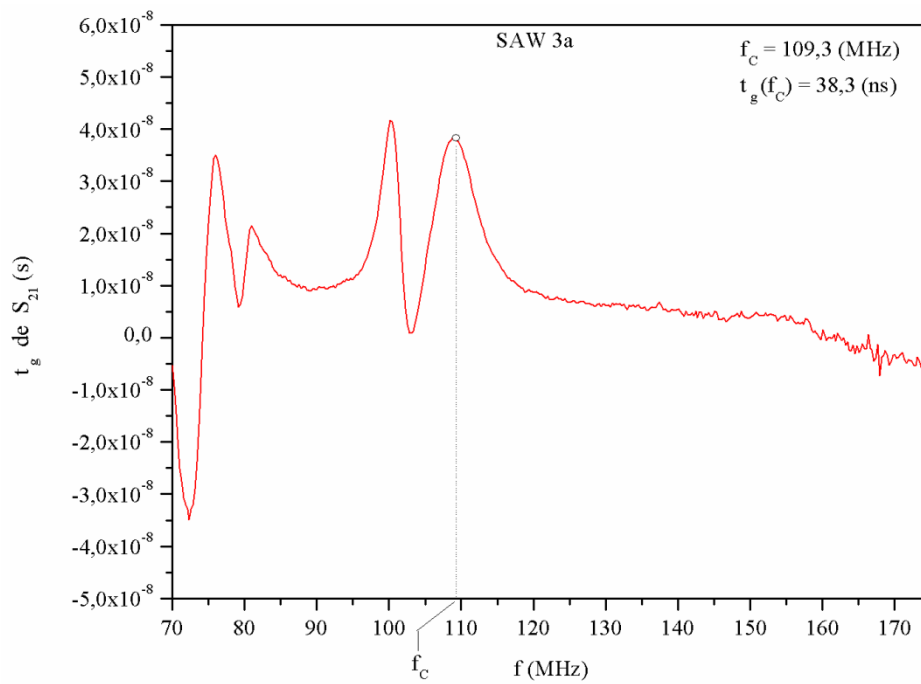


Figura 3.17. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.

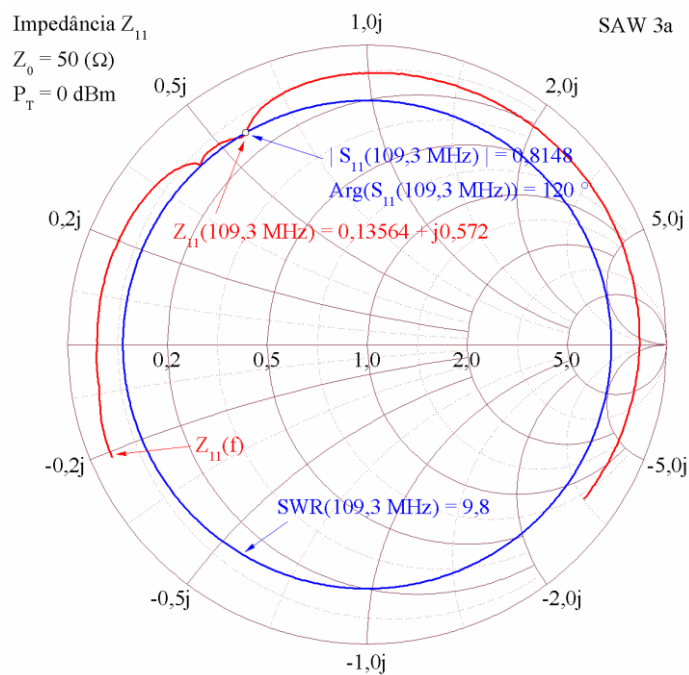


Figura 3.18. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

A Figura 3.19 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{12} (medição reversa), atraso de grupo de S_{12} é determinado na Figura 3.20 e, a impedância Z_{22} e S_{22} a partir da carta de impedância de Smith são obtidos na Figura 3.21. Nessas figuras nota-se que a linha de retardo apresenta mínima perda por inserção em $f_c = 109,30$ MHz com uma largura de faixa fracional de $LFF\% = 7,30\%$. O dispositivo SAW 3a apresenta uma perda por inserção de $IL = 20,88$ dB, um fator de qualidade de $Q = 13,70$, atraso de grupo para S_{12} de $t_g = 41$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 2,85$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,0635$ e perda de retorno $RL \approx 6,37$ dB. Também a frequência central está na faixa $f > f_0$ a onda acústica excitada é do tipo volumétrico (BAW).

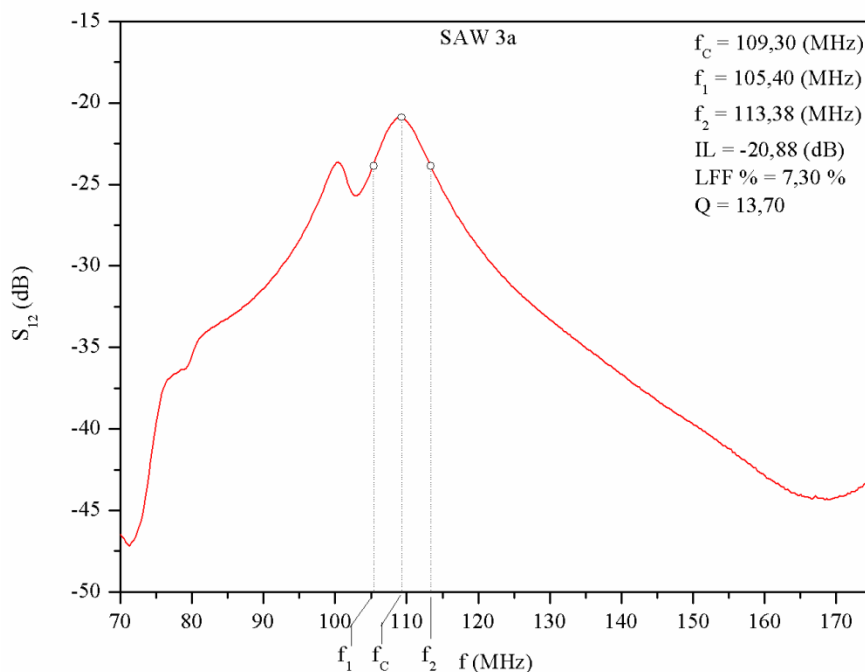


Figura 3.19. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

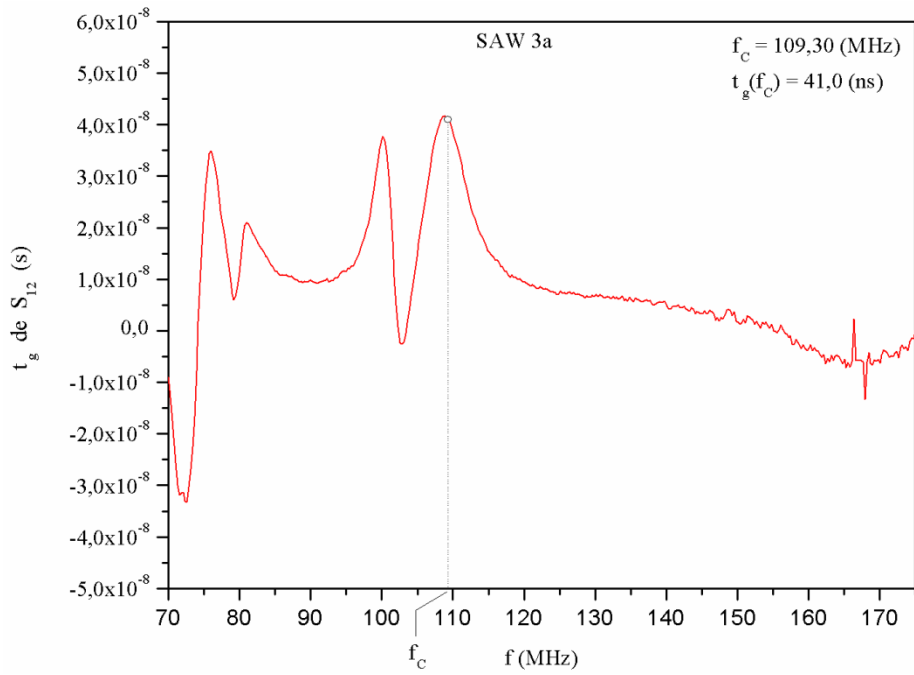


Figura 3.20. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.

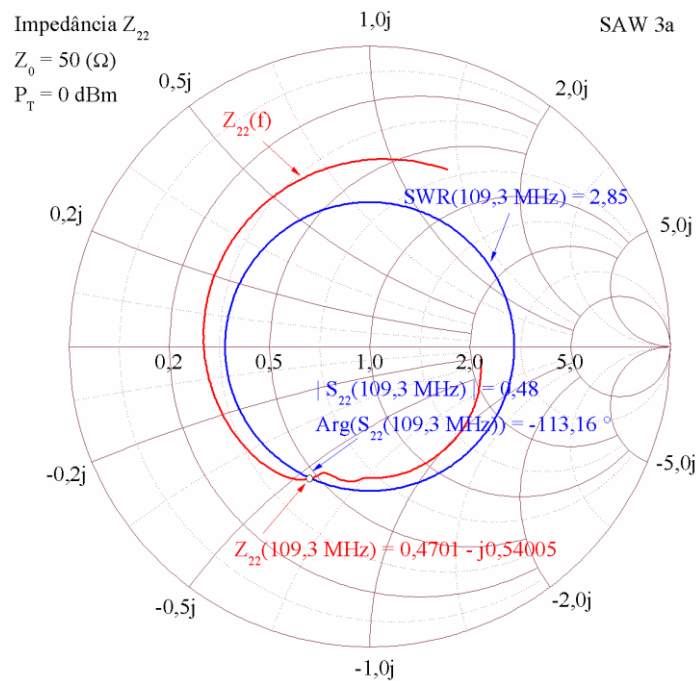


Figura 3.21. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3a. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

(b) Parâmetros elétricos do dispositivo SAW 3b. A Figura 3.22 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{21} (medição direta), o atraso de grupo de S_{21} é determinado na Figura 3.23 e, a impedância Z_{11} e S_{11} a partir da carta de impedância de Smith são estimados na Figura 3.24. Assim, nota-se que a linha de retardo apresenta mínima perda por inserção em $f_c = 124,60$ MHz com uma largura de faixa fracional de $LFF\% = 22,70\%$. Também o dispositivo SAW 3b apresenta uma perda por inserção de $IL = 11,77$ dB, um fator de qualidade de $Q = 4,41$, atraso de grupo para S_{21} de $t_g = 21,21$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 10$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,0153$ e perda de retorno $RL \approx 1,74$ dB. Também a frequência central está na faixa $f > f_0$, portanto, a onda acústica excitada é do tipo volumétrico (BAW).

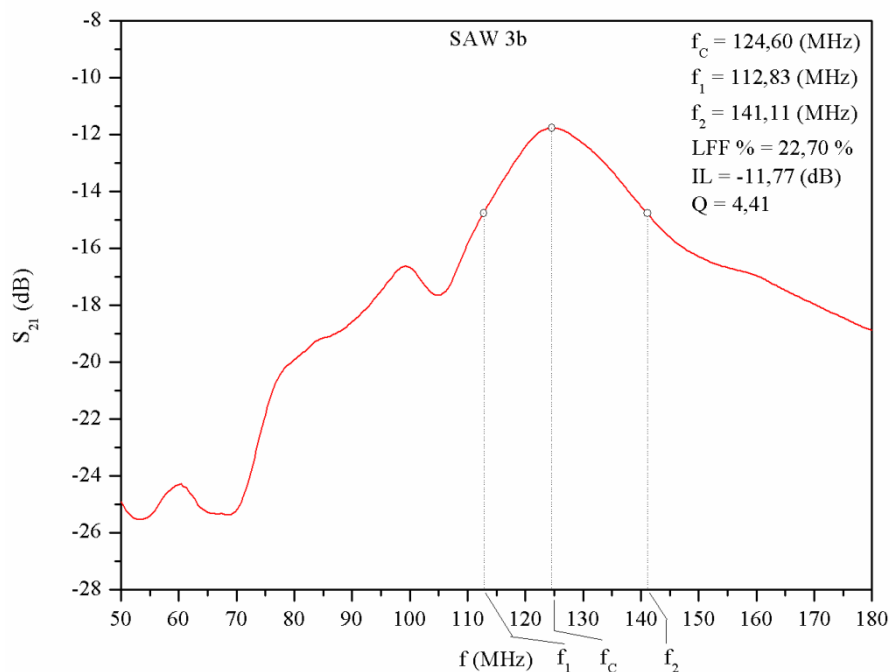


Figura 3.22. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

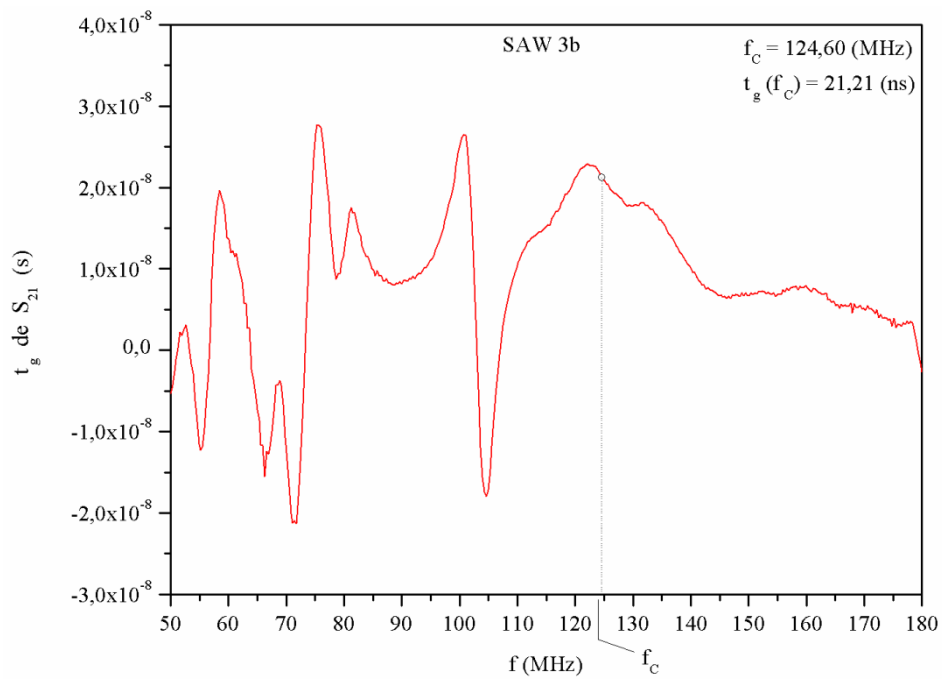


Figura 3.23. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.

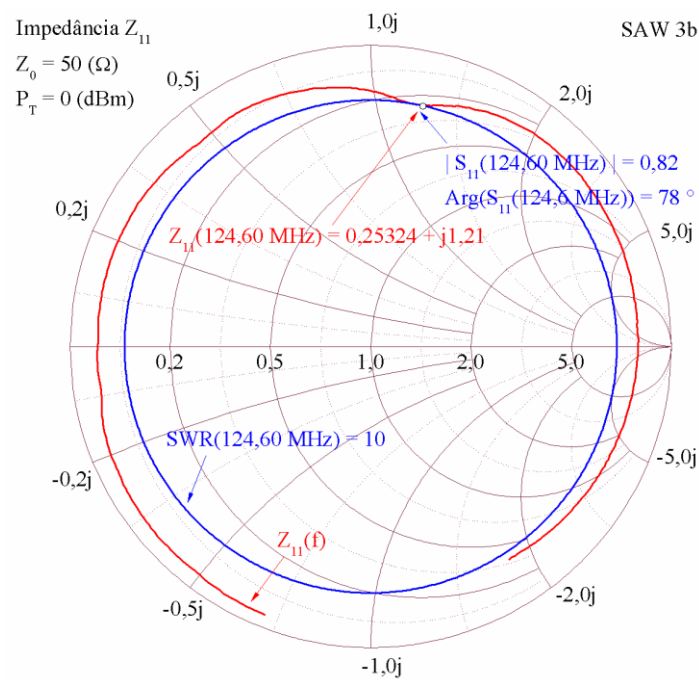


Figura 3.24. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

Analogamente, a Figura 3.25 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{12} (medição reversa), o atraso de grupo de S_{12} é determinado na Figura 3.26 e, a impedância Z_{22} e S_{22} a partir da carta de impedância de Smith são obtidos na Figura 3.27. Nota-se, portanto, que a linha de retardo apresenta mínima perda por inserção em $f_c = 124,03$ MHz com uma largura de faixa fracional de $LFF\% = 23,60\%$. Também o dispositivo SAW 3b apresenta uma perda por inserção de $IL = 11,95$ dB, um fator de qualidade de $Q = 4,24$, um atraso de grupo para S_{12} de $t_g = 22,77$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 3,0$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,1701$ e perda de retorno $RL \approx 6,02$ dB. Por conseguinte, a frequência central está na faixa $f > f_0$, logo, a onda acústica excitada é do tipo volumétrico (BAW).

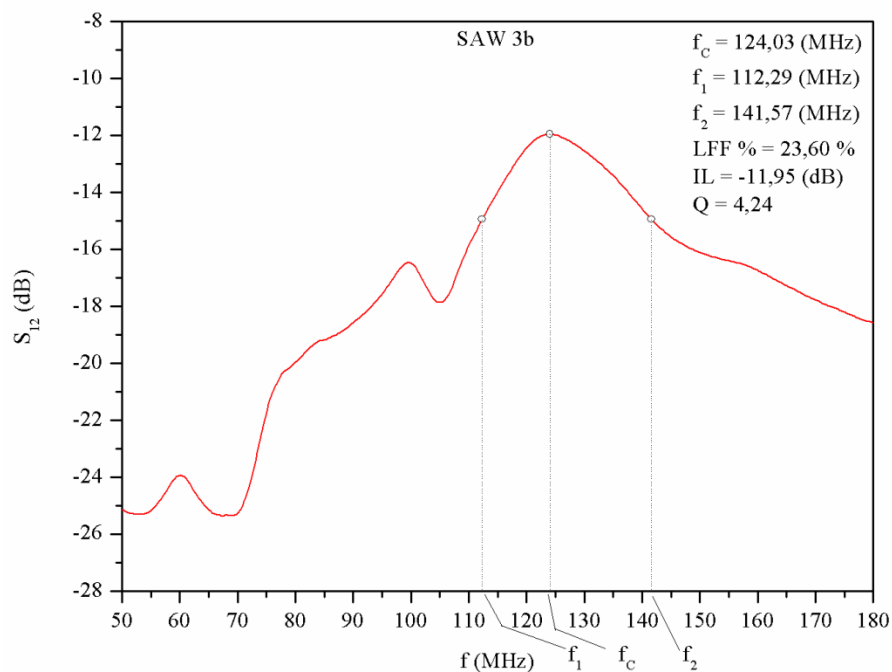


Figura 3.25. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

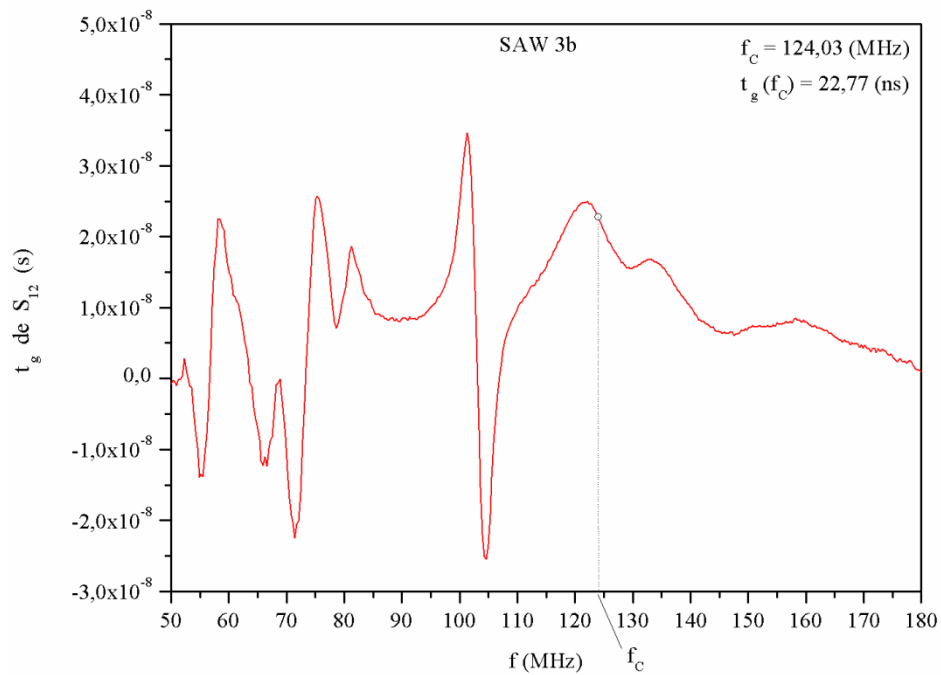


Figura 3.26. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.

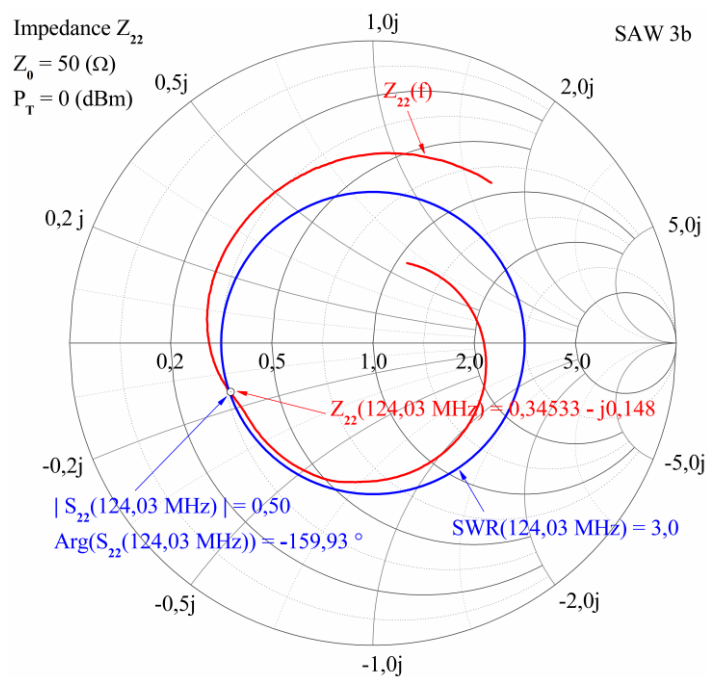


Figura 3.27. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 3b. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

(c) **Parâmetros elétricos do dispositivo SAW 1b.** A Figura 3.28 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{21} (medição direta), o atraso de grupo de S_{21} é determinado na Figura 3.29 e, a impedância Z_{11} e S_{11} a partir da carta de impedância de Smith são obtidos na Figura 3.30. Assim, percebe-se que a linha de retardo apresenta mínima perda por inserção em $f_c = 73,48$ MHz com uma largura de faixa fracional de $LFF\% = 15,77\%$. Também o dispositivo SAW 1b apresenta uma perda por inserção de $IL = 19,38$ dB, um fator de qualidade de $Q = 6,34$, atraso de grupo para S_{21} de $t_g = 29,65$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 2,63$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,3080$ e perda de retorno $RL \approx 6,95$ dB. Como a frequência central está na faixa $f > f_0$ a onda acústica excitada é do tipo volumétrico (BAW).

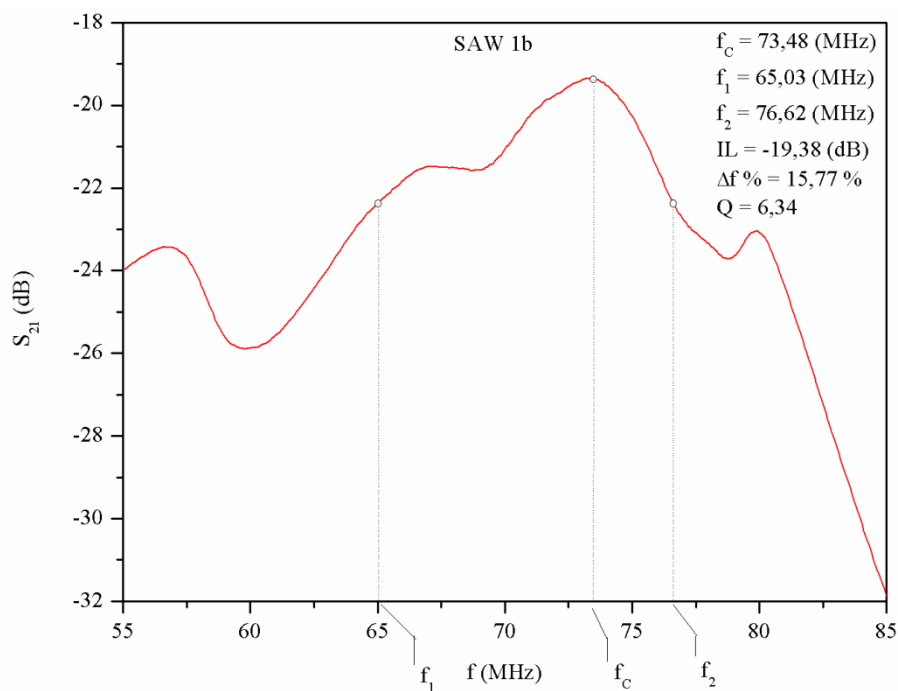


Figura 3.28. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

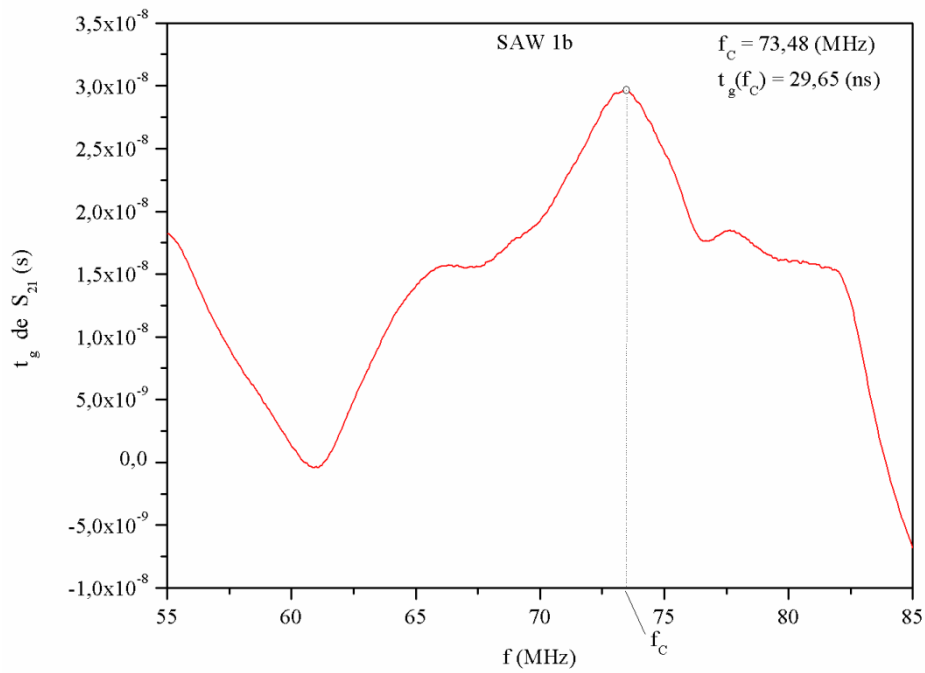


Figura 3.29. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.

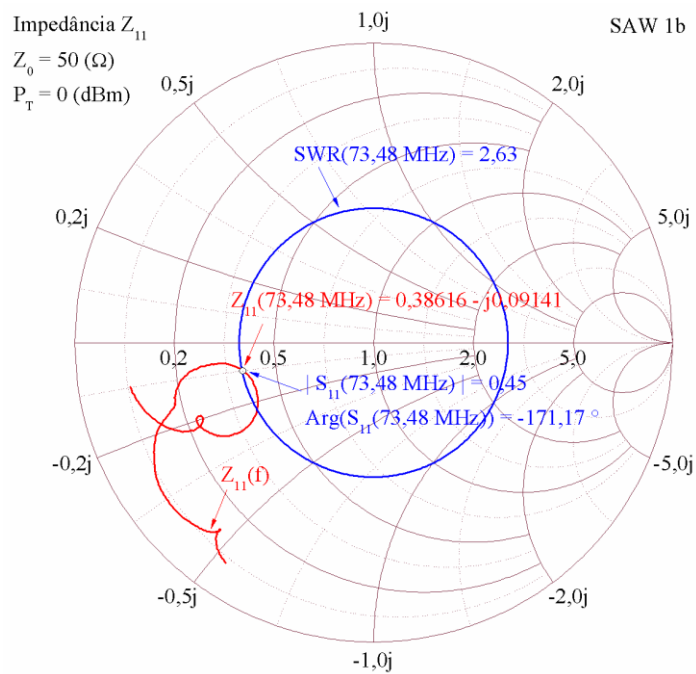


Figura 3.30. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

A Figura 3.31 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{12} (medição reversa), o atraso de grupo de S_{12} é determinado na Figura 3.32 e, a impedância Z_{22} e S_{22} a partir da carta de impedância de Smith são determinados na Figura 3.33. Dessas figuras nota-se que a linha de retardo apresenta mínima perda por inserção em $f_c = 73,48$ MHz com uma largura de faixa fracional de $LFF\% = 16,2\%$ e, também, o dispositivo SAW 1b apresenta uma perda por inserção de $IL = 19,58$ dB, um fator de qualidade de $Q = 6,2$, atraso de grupo para S_{12} de $t_g = 29,65$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 31,36$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,013$ e perda de retorno $RL \approx 0,55$ dB. A frequência central está na faixa $f > f_0$, conseqüentemente, a onda acústica excitada é do tipo volumétrico (BAW).

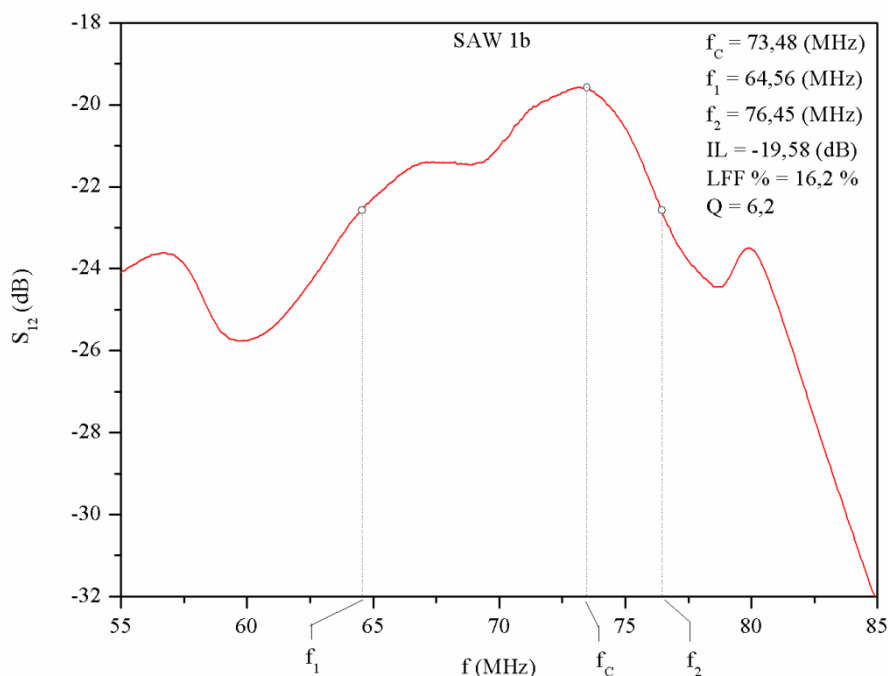


Figura 3.31. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

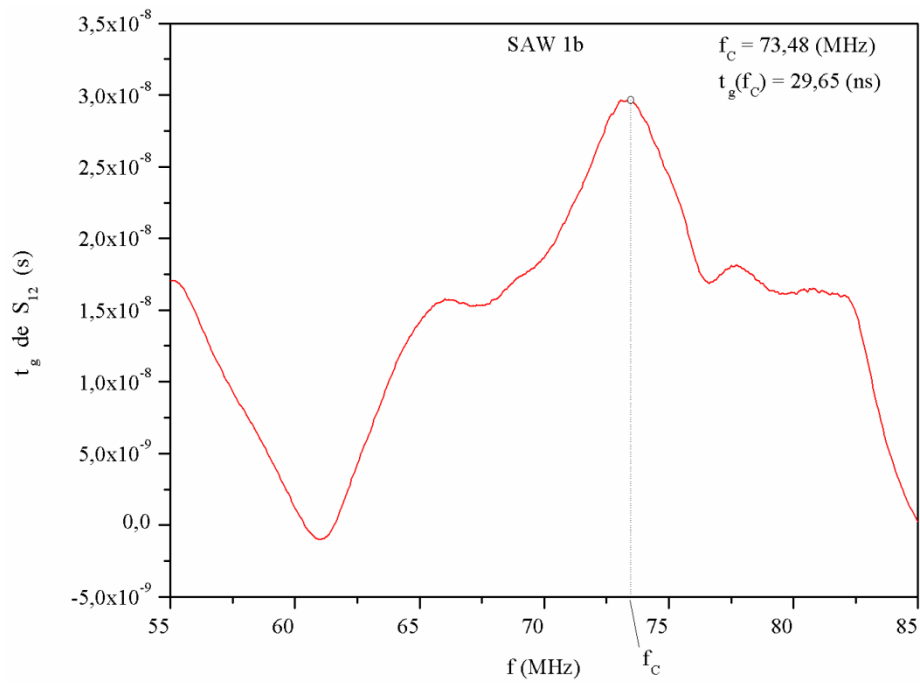


Figura 3.32. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.

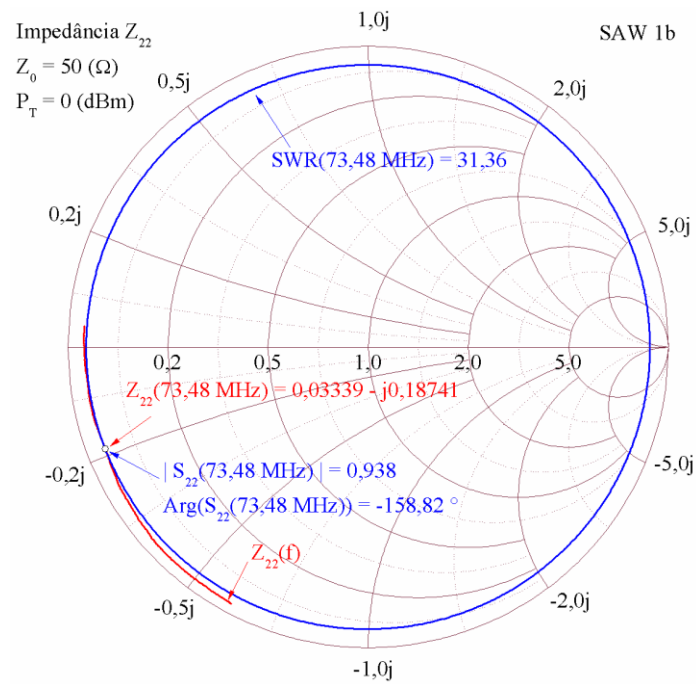


Figura 3.33. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 1b. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

(d) **Parâmetros elétricos do dispositivo SAW 7a.** A Figura 3.34 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{21} (medição direta), o atraso de grupo de S_{21} é obtido na Figura 3.35 e, a impedância Z_{11} e S_{11} a partir da carta de Smith são determinados na Figura 3.36. A perda por inserção é superior a 20 dB na frequência de projeto $f_0 = 55$ MHz com influência dos modos BAW em $f > f_0$. Em $f_c = f_0/5 = 10,42$ MHz existe o modo SAW com mínima perda por inserção $IL = 7,33$ dB, largura de faixa fracional de $LFF\% = 49,33\%$, fator de qualidade de $Q = 2,03$, atraso de grupo para S_{21} de $t_g = 67,86$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 1,97$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,112$ e perda de retorno $RL \approx 9,72$ dB.

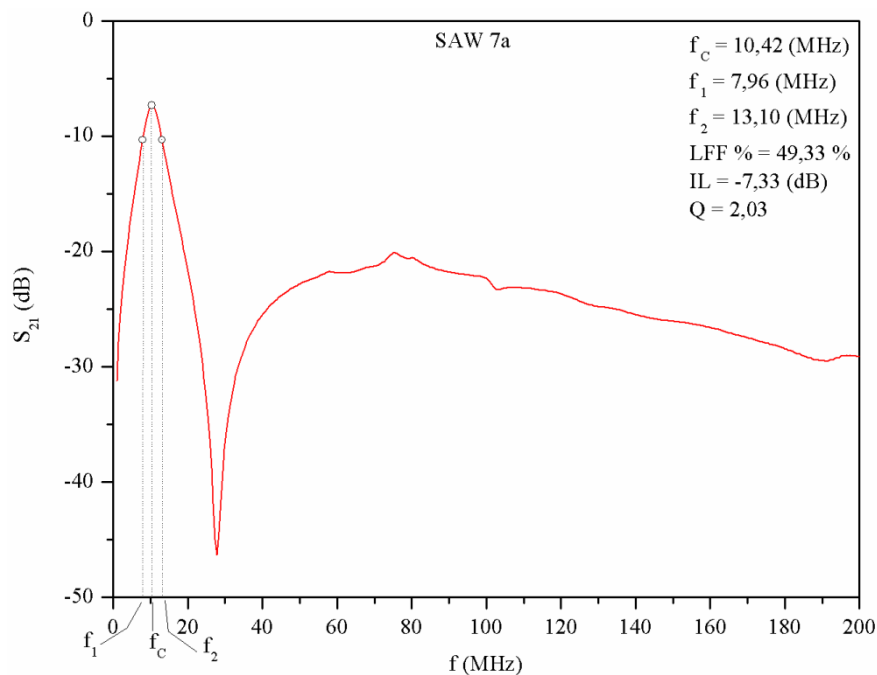


Figura 3.34. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

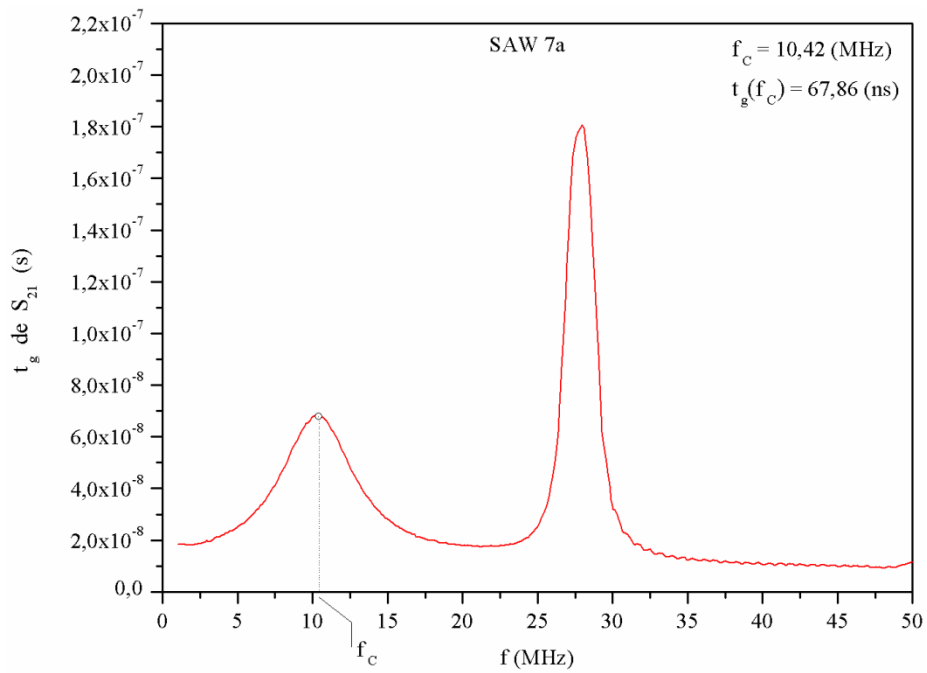


Figura 3.35. Atraso de grupo t_g de S_{21} em função da frequência f para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{21} na frequência central.

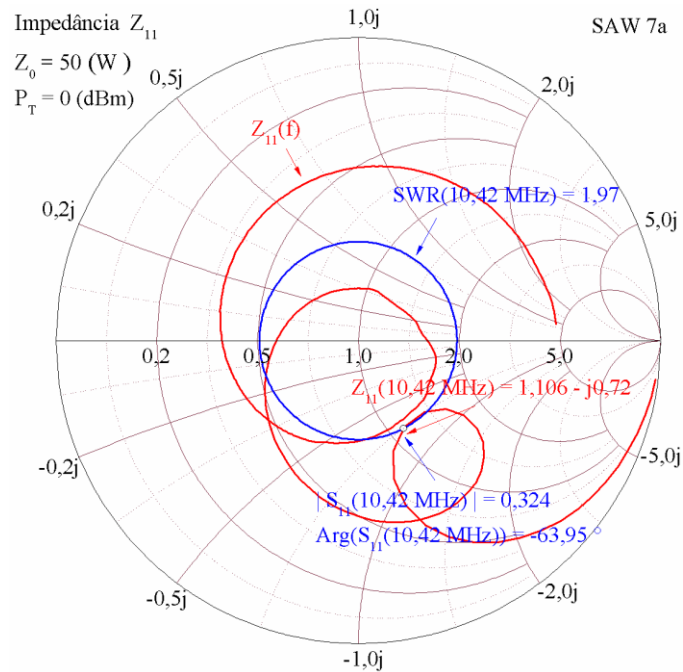


Figura 3.36. Medida de S_{21} (medição direta) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada Z_{11} , S_{11} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

A Figura 3.37 mostra a resposta do dispositivo no domínio da frequência para as medidas de S_{12} (medição reversa), o atraso de grupo de S_{12} é obtido na Figura 3.38 e, a impedância Z_{22} e S_{22} a partir da carta de Smith são estimados na Figura 3.39. Existe uma perda por inserção superior a 20 dB na frequência de projeto $f_0 = 55$ MHz e influência dos modos BAW em $f > f_0$. Na Figura 3.37, está presente o modo SAW em $f_c = f_0/5 = 10,47$ MHz, com uma mínima perda por inserção $IL = 7,31$ dB, largura de faixa fracional de $LFF\% = 49,57\%$, fator de qualidade de $Q = 2,02$, atraso de grupo para S_{12} de $t_g = 67,44$ ns, relação de onda estacionária $SWR = 3,61$, fator de acoplamento eletromecânico $k^2 = 0,0561$ e perda de retorno $RL \approx 4,94$ dB.

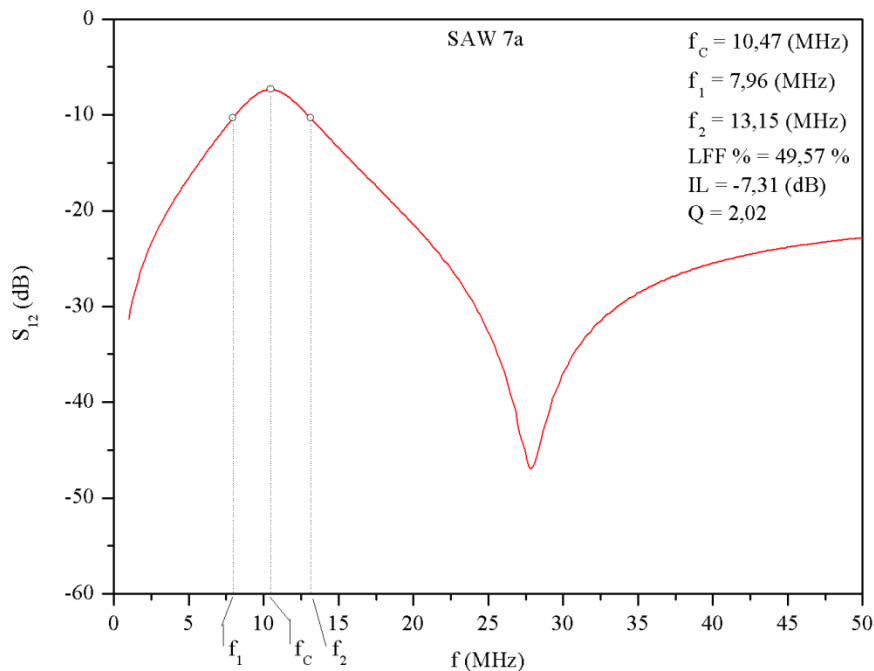


Figura 3.37. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada a largura de faixa, perda por inserção e o fator de mérito do dispositivo.

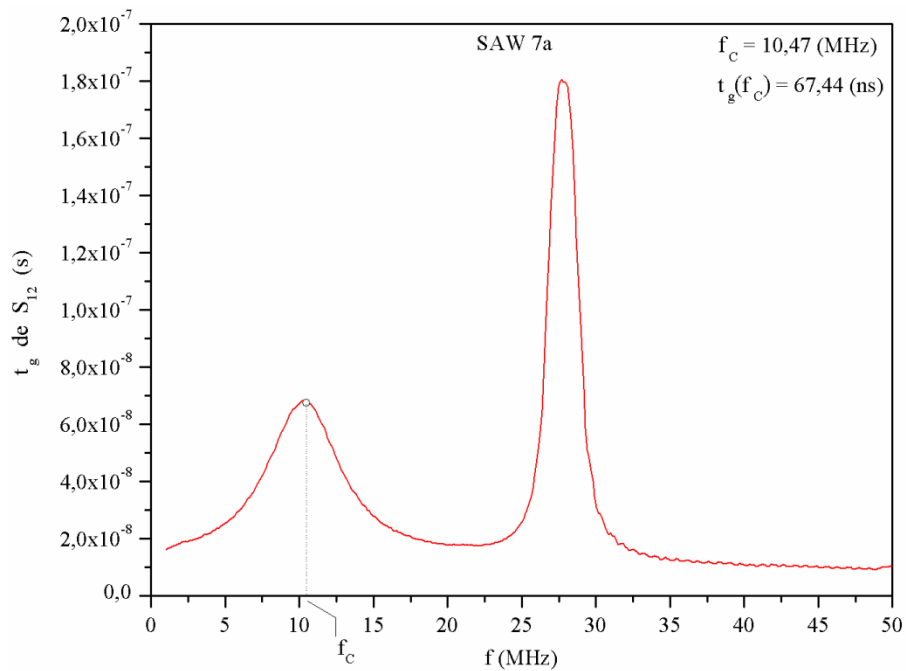


Figura 3.38. Atraso de grupo t_g de S_{12} em função da frequência f para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimado o atraso de grupo de S_{12} na frequência central.

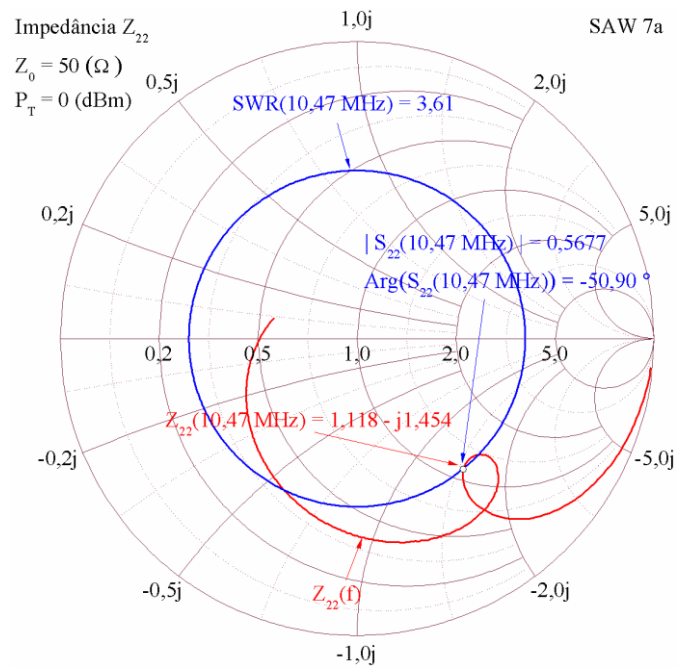


Figura 3.39. Medida de S_{12} (medição reversa) para o dispositivo SAW 7a. Onde é estimada Z_{22} , S_{22} e SWR na frequência central usando a Carta de impedâncias de Smith.

3.3 Determinação da velocidade da SAW

O dispositivo SAW 7a é o que apresenta a melhor resposta em frequência devido às suas boas características elétricas. A velocidade de propagação da SAW foi estimada pela equação (2.30),

$$v_{\text{SAW}} = \frac{L}{t_{\text{Delay}}} = \frac{200 \mu\text{m}}{19 \text{ ns}} \approx 10526,32 \text{ m/s} \quad . \quad (3.3)$$

Onde L é a distância entre os IDTs e t_{Delay} é o atraso obtido a partir da resposta do dispositivo ao degrau (Figura 3.40). Nessa Figura 3.40, tem-se os níveis finais u_{1f} e u_{2f} dos respectivos sinais de entrada $u_1(t)$ e de saída $u_2(t)$, os quais são definidos como sendo $u_{1f} = \lim_{t \rightarrow \infty} u_1(t)$ e

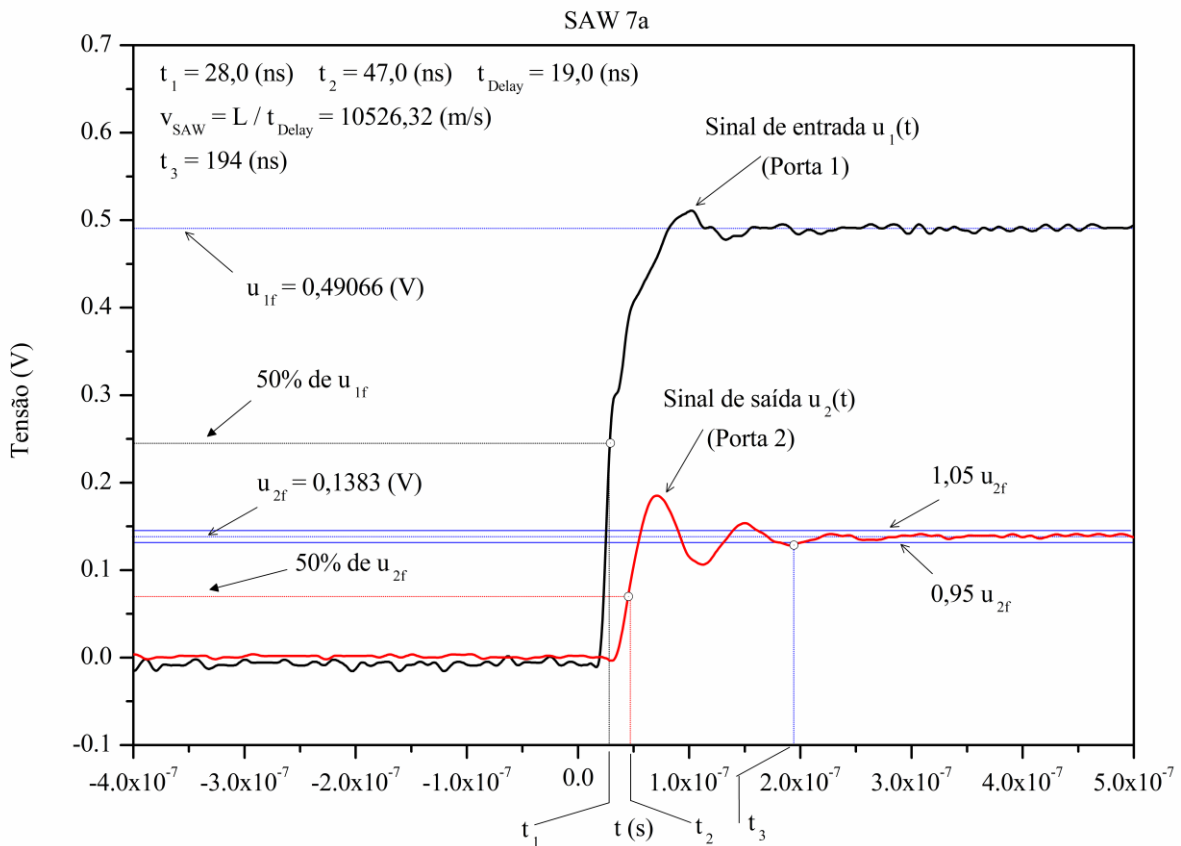


Figura 3.40. Medida da resposta ao degrau para o SAW 7a a fim de determinar a velocidade da SAW e a resposta ao impulso. As medidas foram realizadas usando um osciloscópio e um gerador de sinal.

$u_{2f} = \lim_{t \rightarrow \infty} u_2(t)$. Outra informação importante é do instante em que o sinal recebido na porta 2 entra em regime permanente t_3 . Em t_3 o sinal entra na região compreendida entre $0,95u_{2f}$ a $1,05u_{2f}$ e não sai mais. É exatamente nesse ponto que a resposta ao impulso (Figura 3.41) torna-se permanentemente nula.

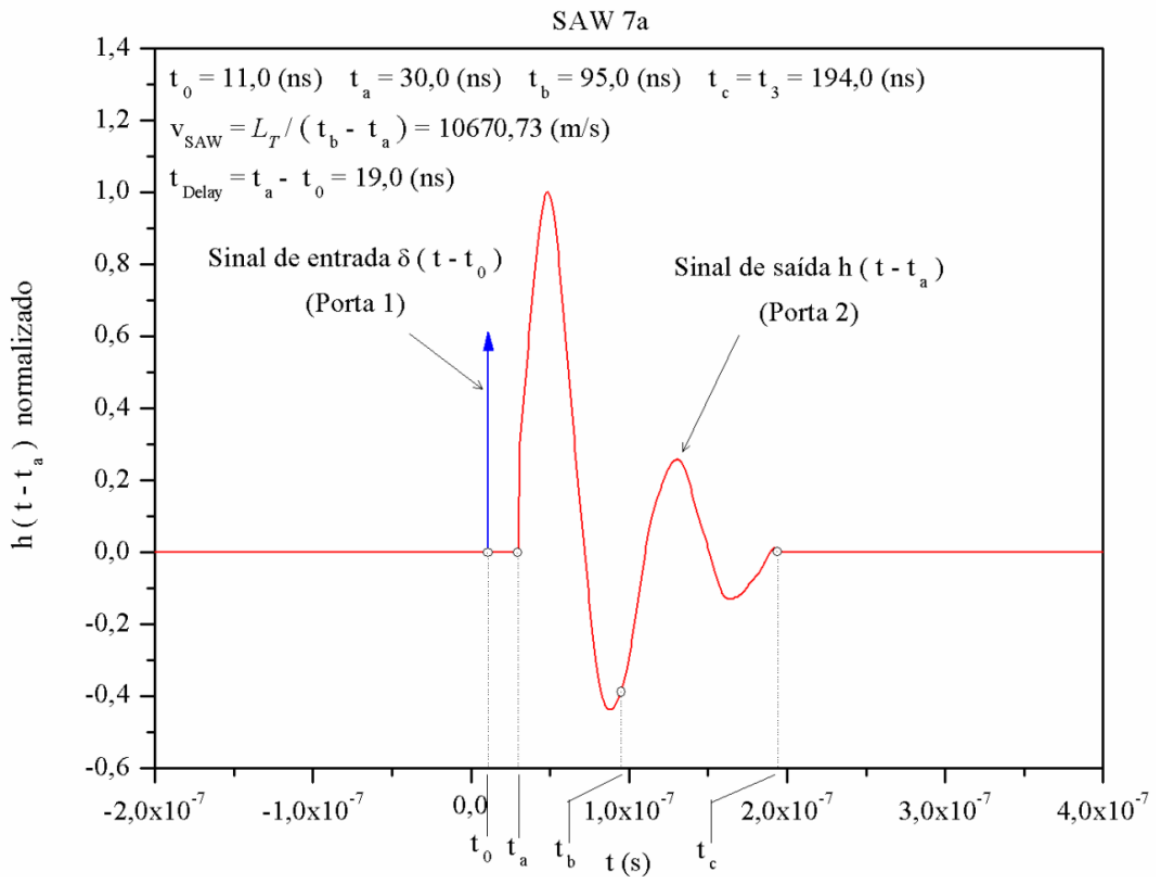


Figura 3.41. Medida da resposta ao impulso para o SAW 7a a fim de determinar a função de transferência $h(t-t_a)$ do dispositivo, no domínio do tempo, e estimar a velocidade da SAW. A resposta $h(t-t_a)$ foi obtida pela derivada da resposta ao degrau (Figura 3.40).

A velocidade da SAW pode ser obtida a partir da resposta ao impulso $h(t-t_a)$. Na Figura 3.41, para o dispositivo SAW 7a, tem-se $\Theta' = t_c - t_a$, $(1-\eta)\Theta' = t_b - t_a$ e $\eta = 0,6$. Consequentemente, usando a equação (2.20), obtém-se o valor da velocidade

$v_{SAW} = 10670,73$ m/s, cujo erro em relação ao valor obtido pela equação (3.3) é de aproximadamente 1,35%.

3.4 Escolha do melhor dispositivo

O filme AlN(100) da amostra C07 possui melhor orientação cristalina, menor tamanho de grão e é mais espesso que os filmes AlN das amostras C03 e C01. O menor tamanho dos grãos e a maior espessura sugerem que os filmes da amostra C07 são mais lisos (smooth) e, portanto, como o transdutor interdigital (IDT) é construído a fim de excitar os modos SAW e as características anteriores contribuem fortemente para o surgimento de ondas SAW, o dispositivo SAW 7a (linha de retardo com dois IDT idênticos) construído com a amostra C07, é o mais indicado para aplicações de ondas acústicas de superfície (sensores SAW, ressonadores SAW, filtros SAW e linhas de retardo SAW). Na caracterização elétrica pôde-se confirmar a conclusão anterior, pois conforme o critério adotado neste trabalho (operação em *modo SAW*, *potência refletida inferior a 50% da potência incidente* e *perda por inserção máxima* de 10 dB) o dispositivo que satisfaz às exigências técnicas é a linha de retardo SAW 7a (veja Tabela 3.5). O dispositivo SAW 7a é o único que satisfaz às exigências técnicas com relação aos parâmetros medidos nos dois sentidos S_{12} e S_{21} . Os outros dispositivos podem ser utilizados em aplicações do tipo BAW (*Bulk Acoustic Wave*).

A partir dos dados, *potência refletida* e *perda por inserção*, obtidos na Tabela 3.5 para o dispositivo SAW 7a pode-se estimar a perda intrínseca A_{ij} da porta “j” para a porta “i”, ou seja, $A_{12}(dB) = 7,31 - 1,68 \approx 5,63$ dB e $A_{21}(dB) = 7,33 - 0,5 \approx 6,83$ dB. Esses valores estão bem próximos do valor teórico de 6 dB para linha de retardo homogênea.

Tabela 3.5. Parâmetros técnicos medidos na caracterização elétrica dos dispositivos fabricados ($Z_0 = 50 \Omega$ e $P_T = 0$ dBm).

Parâmetros	SAW 3a		SAW 3b		SAW 1b		SAW 7a	
	Medida direta	Medida reversa	Medida direta	Medida reversa	Medida direta	Medida reversa	Medida direta	Medida reversa
Modo	BAW	BAW	BAW	BAW	BAW	BAW	SAW	SAW
f_c (MHz)	109,30	109,30	124,60	124,03	73,48	73,48	10,42	10,47
LFF (%)	7,22	7,30	22,70	23,60	15,77	16,20	49,33	49,57
IL (dB)	20,75	20,88	11,77	11,95	19,38	19,58	7,33	7,31
Q	13,85	13,70	4,41	4,24	6,34	6,20	2,03	2,02
t_{Delay} (ns)	---	---	---	---	---	---	19,00	19,00
t_g (ns)	38,30	41,00	21,21	22,77	29,65	29,65	67,86	67,44
v_{SAW} (m / s)	---	---	---	---	---	---	10670,73	10670,73
SWR	9,80	2,85	10,00	3,00	2,63	31,36	1,97	3,61
RL (dB)	1,78	6,37	1,74	6,02	6,95	0,55	9,72	4,94
P_R (%)	66,39	23,09	66,94	25,00	20,16	88,02	10,67	32,05
k^2 (%)	1,73	6,35	1,53	17,01	30,80	1,30	11,20	5,61
z_{ii} ($i = 1, 2$)	$0,136 + j0,572$	$0,40 - j0,540$	$0,253 + j1,210$	$0,345 - j0,148$	$0,386 - j0,091$	$0,033 - j0,187$	$1,106 - j0,72$	$1,118 - j1,454$
S_{ii} ($i = 1, 2$)	$0,815 \angle 120^\circ$	$0,480 \angle -113,16^\circ$	$0,820 \angle 78^\circ$	$0,50 \angle -159,93^\circ$	$0,45 \angle -171,17^\circ$	$0,938 \angle -158,82^\circ$	$0,324 \angle -63,95^\circ$	$0,568 \angle -50,9^\circ$

Parâmetros técnicos: f_c - Frequência central no ponto de mínima perda por inserção; LFF - Largura de Faixa Fracional; IL - Insertion Loss (Perda por Inserção); Q - Fator de qualidade; t_{Delay} - Atraso de fase; t_g - Atraso de grupo; v_{SAW} - Velocidade de Rayleigh; SWR - Standing Wave Ratio (Relação de onda estacionária); RL - Return Loss (Perda de retorno); P_R - Potência refletiva; k^2 - Coeficiente de acoplamento eletromecânico; z_{ii} - Impedância de entrada na porta "i" normalizada; S_{ii} - Coeficiente de reflexão na porta "i".

3.5 Análise do efeito das conexões dos fios de ouro

Os fios de ouro que conectam o dispositivo SAW aos contatos do encapsulamento (*chip carried*) acrescentam um circuito elétrico ao circuito equivalente do dispositivo SAW. Esse circuito provocará um deslocamento da resposta em frequência do dispositivo SAW. Conseqüentemente, é importante determinar-se a impedância série Z_{linha} e a admitância paralela Y_{linha} da linha de fios paralelos que é conectada ao IDT (veja Figura 3.42). Nessa linha de fios paralelos têm-se os seguintes valores: *raio do fio de ouro* $a = 12,5 \mu\text{m}$, *distância entre os fios* $D = 3 \text{ mm}$, *distância entre os contatos* $2r \cong 3 \text{ mm}$, *permeabilidade magnética do condutor de Au* $\mu_c = 4\pi \times 10^{-7} \text{ H/m}$, *rigidez dielétrica relativa do meio entre fios* $\epsilon/\epsilon_0 = 1$, e *resistividade do condutor de Au* de $\rho_c = 0,022 \Omega \cdot \text{mm}^2 / \text{m}$. As constantes da linha de fios paralelos de comprimento l_{linha} são a *resistência* R_{linha} , a *indutância* L_{linha} , a *capacitância* C_{linha} e a *condutância* G_{linha} cujos valores podem ser estimados pelas seguintes equações [118],

$$R_{linha} = \frac{l_{linha}}{a} \sqrt{\frac{\rho_c \mu_c f}{\pi}} \Omega \quad , \quad (3.4)$$

$$C_{linha} = \frac{l_{linha} (\epsilon/\epsilon_0) \times 10^{-9}}{36 \cosh^{-1}(D/2a)} \text{ F} \quad , \quad (3.5)$$

$$L_{linha} = 4 \times 10^{-7} l_{linha} \cosh^{-1}(D/2a) \text{ H} \quad . \quad (3.6)$$

Conseqüentemente, como $l_{linha} = \pi r \cong 4,71 \times 10^{-3} \text{ m}$ e a *frequência para mínima perda por inserção*, do dispositivo SAW 7a, é $f_c \cong 10,5 \text{ MHz}$ (*sem casamento de impedância*), obtêm-se os valores: $R_{linha} = 0,1145 \Omega$, $C_{linha} = 2,388 \times 10^{-14} \text{ F}$ e $L_{linha} = 10,32 \text{ nH}$. A condutância G_{linha} é desprezível, pois o dielétrico que separa os dois fios é o ar. Assim, a

impedância Z_{11} (ou Z_{22}) vista na porta 1 (ou porta 2), com $Z_{paralelo} \gg Z_{série}$, resulta na seguinte impedância equivalente

$$Z_{ii} = Z_{paralelo} // Z_{série} \cong Z_{série} = (R_{linha} + R_{Sii}) + j \left(2\pi f_c L_{linha} - \frac{1}{2\pi f_c C_{Sii}} \right) \quad p/ \quad i = 1, 2 \quad . \quad (3.7)$$

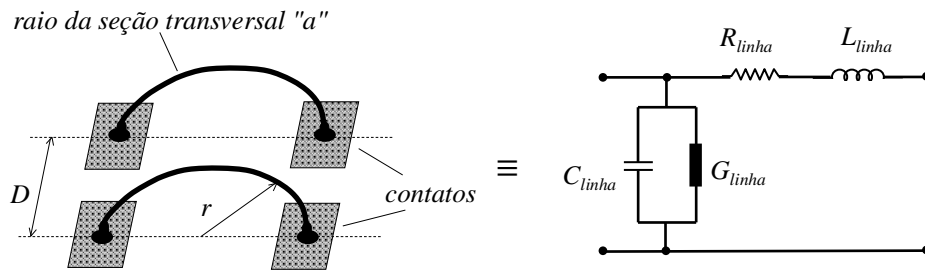


Figura 3.42. Efeito do *bonding wire*.

Onde $Z_{paralelo} = (j2\pi f_c C_{linha})^{-1}$ e R_{Sii} , C_{Sii} são a *resistência série* e a *capacitância série* do IDT vistas na porta "i". O circuito elétrico equivalente da Figura 3.43 mostra a impedância série Z_{Tii} correspondente ao IDT com base no modelo de Mason, [1][8][113][114], mais o efeito da linha de fios paralelos.

Das Figuras 3.36 e 3.39, as impedâncias de entrada na porta 1 e porta 2 são dadas por $Z_{11} = R_{11} + jX_{11} = 55,3 - j36 \text{ } (\Omega)$ e $Z_{22} = R_{22} + jX_{22} = 55,9 - j72,7 \text{ } (\Omega)$ para uma mínima perda por inserção de $IL = 7,3 \text{ } (\text{dB})$ e frequência central de $f_c \cong 10,5 \text{ } (\text{MHz})$. Donde, usando-se a equação (3.7), obtêm-se

$$R_{S11} = R_{11} - R_{linha} \cong 55,16 \text{ } (\Omega) \quad , \quad (3.8)$$

$$C_{S11} = \frac{1}{(2\pi f_c)^2 L_{linha} - (2\pi f_c) X_{11}} = 413,47 \text{ (pF)} \quad , \quad (3.9)$$

$$R_{S22} = R_{22} - R_{linha} \cong 55,79 \text{ (\Omega)} \quad , \quad (3.10)$$

$$C_{S22} = \frac{1}{(2\pi f_c)^2 L_{linha} - (2\pi f_c) X_{22}} = 206,62 \text{ (pF)} \quad . \quad (3.11)$$

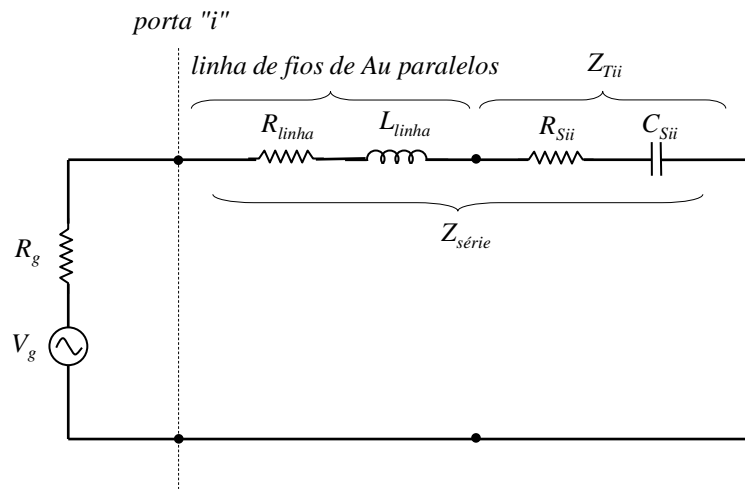


Figura 3.43. Análise série do dispositivo SAW 7a usando o modelo de Mason para um IDT.

Essas resistências e capacitâncias, R_{Sii} e C_{Sii} , dependem das características construtivas (*espessura e imperfeições dos eletrodos, bonding wire, bonding pad, interconexões, etc.*) do dispositivo SAW. Também se pode representar um IDT por seu circuito paralelo com base no modelo de Mason, [1][8][113][114], conforme mostra a Figura 3.44, onde sua admitância equivalente Y_{Tii} é

$$Y_{Tii} = \frac{1}{Z_{Tii}} = \frac{R_{Sii} (2\pi f_c C_{Sii})^2}{1 + (2\pi f_c R_{Sii} C_{Sii})^2} + j \frac{2\pi f_c C_{Sii}}{1 + (2\pi f_c R_{Sii} C_{Sii})^2} = G_{Tii} + jB_{Tii} \quad . \quad (3.12)$$

Nessa equação, G_{Tii} e B_{Tii} são as respectivas *condutâncias de irradiação* e *susceptância capacitiva* do IDT, donde se obtêm os componentes paralelos

$$R_{Pii} = \frac{1}{G_{Tii}} = \frac{1 + (2\pi f_c R_{Sii} C_{Sii})^2}{R_{Sii} (2\pi f_c C_{Sii})^2} \quad , \quad (3.13)$$

$$C_{Pii} = \frac{B_{Tii}}{2\pi f_c} = \frac{C_{Sii}}{1 + (2\pi f_c R_{Sii} C_{Sii})^2} = \frac{(N-1)}{2} C_{Eii} \quad . \quad (3.14)$$

Onde N é a *quantidade de digitais por IDT* e C_{Eii} é a *capacitância estática por par de digital com mesma polaridade vista pela porta "i"*.

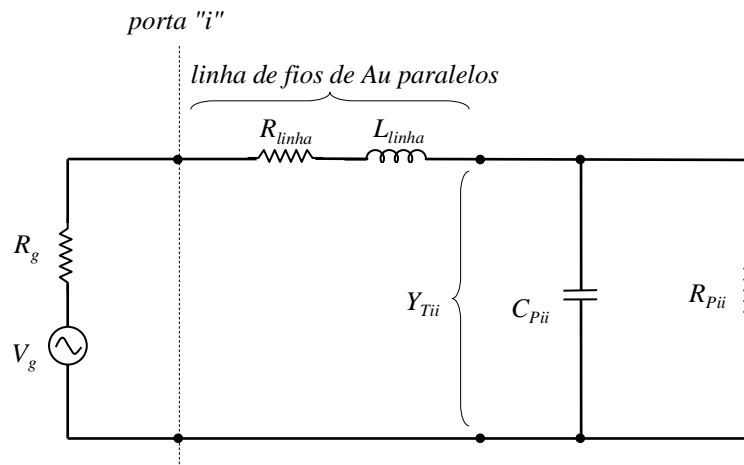


Figura 3.44. Análise paralela do dispositivo SAW 7a usando o modelo de Mason para um IDT.

Também se pode estimar a condutância de irradiação G_{Tii} [8] pela equação,

$$G_{Tii} = \left(\frac{\pi}{2}\right)^2 \frac{k_{Tii}^2 (N-1)^2 f_c C_{Eii}}{(1-\eta)} \quad (3.15)$$

obtida da equação (2.105), reescrita em função dos índices "i" como

$$k_{Tii}^2 = 1,276 \frac{(1-\eta)}{(N-1)} \left| \frac{G_{Tii}}{B_{Tii}} \right| \quad . \quad (3.16)$$

No caso do dispositivo SAW 7a, usando-se as equações (3.8)-(3.11), (3.13) e (3.14) a fim de obter os seguintes valores: $R_{P11} = 79,5240 \Omega$, $C_{P11} = 126,7 \text{ pF}$, $C_{E11} = 36,19 \text{ pF}$, $R_{P22} = 152,2530 \Omega$, $C_{P22} = 130,9 \text{ pF}$ e $C_{E22} = 37,40 \text{ pF}$. Considerando-se apenas o circuito do IDT na estimativa do *fator de acoplamento eletromecânico do transdutor* k_{Tii}^2 , ou seja, através da equação (3.16) obtêm-se os valores $k_{T11}^2 = 0,1097$ e $k_{T22}^2 = 0,0555$. Esses valores do *fator de acoplamento eletromecânico* praticamente são os mesmos encontrados na seção 3.2.d, por conseguinte, conclui-se que o descasamento introduzido pelos fios de ouro (*Efeito do bonding wire*) pode ser desprezível.

3.6 Casamento de impedância

(a) Casamento de impedância com transformador $\lambda/4$. Com o casamento de impedância é possível a *máxima transferência de potência* (MTP) do gerador para a carga e, também, a ressonância do circuito série do dispositivo na frequência de ressonância f_r . No caso do dispositivo SAW 7a, utiliza-se um trecho de *linha de transmissão de comprimento um quarto de onda* ($\lambda/4$) a fim de realizar essa compensação (ou casamento) de impedâncias [114]. Esse casamento de impedâncias, mostrado na Figura 3.40, é válido para a porta 1 e porta 2, onde têm-se o gerador com uma carga de $Z_g = 50 \Omega$, o transformador $\lambda/4$ com uma impedância característica Z_{0ii} , a linha de fios paralelos de impedância Z_{linha} , a indutância de compensação L_{Mii} e a impedância série Z_{Sii} do IDT vista pela porta "i".

Aplicando-se a condição de ressonância do circuito série, em $f_r = 10,5$ MHz, a indutância de compensação é obtida por

$$L_{Mii} = \frac{1}{(2\pi f_r)^2 C_{Sii}} - L_{linha} = \begin{cases} 5,46 \times 10^{-7} \text{ H} & \text{p/ } i=1 \\ 11,02 \times 10^{-7} \text{ H} & \text{p/ } i=2 \end{cases} \quad (3.17)$$

e, da condição de MTP, têm-se a impedância característica do transformador,

$$Z_{0ii} = \sqrt{R_g (R_{linha} + R_{Sii})} = \begin{cases} 52,57 \ \Omega & \text{p/ } i=1 \\ 52,87 \ \Omega & \text{p/ } i=2 \end{cases} \quad (3.18)$$

Como em frequências superiores a 3 MHz a velocidade de fase do cabo é aproximadamente $v_p = 2 \times 10^8$ m/s, então o comprimento do cabo resulta em

$$l_{cabo} = \frac{\lambda}{4} = \frac{v_p}{4f_r} = 4,762 \text{ m} \quad (3.19)$$

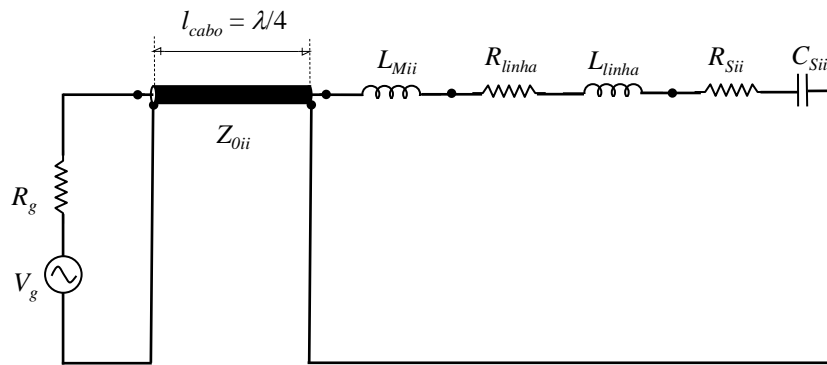


Figura 3.45. Casamento de impedância da porta 1 e porta 2 com um transformador $\lambda/4$.

Com esse casamento de impedância têm-se uma desvantagem do aumento significativo do atraso desejado pela linha de retardo, cuja condição de projeto é de 19,0 ns.

Para o comprimento do transformador dado pela equação (3.19) o novo atraso t'_{delay} será então

$$t'_{delay} = t_{delay} + \frac{2l_{cabo}}{v_p} = 19 \text{ ns} + 47 \text{ ns} = 66 \text{ ns} \quad . \quad (3.20)$$

(b) Casamento de impedância com adaptador L. O uso de elementos reativos discretos na construção do *adaptador de impedância* é recomendado em baixas frequências até algumas dezenas de MHz [114]. A Figura 3.46 mostra o circuito contendo a impedância do gerador $R_g = 50 \Omega$, a impedância longitudinal jX_{lii} e transversal jX_{lil} da célula L, a indutância de compensação L_{Mii} , a impedância da linha de fios paralelos Z_{linha} e a impedância série Z_{Sii} do IDT. O circuito ressonante série do dispositivo SAW 7a deve ressonar numa frequência aproximada de $f_r \cong 10,5 \text{ MHz}$.

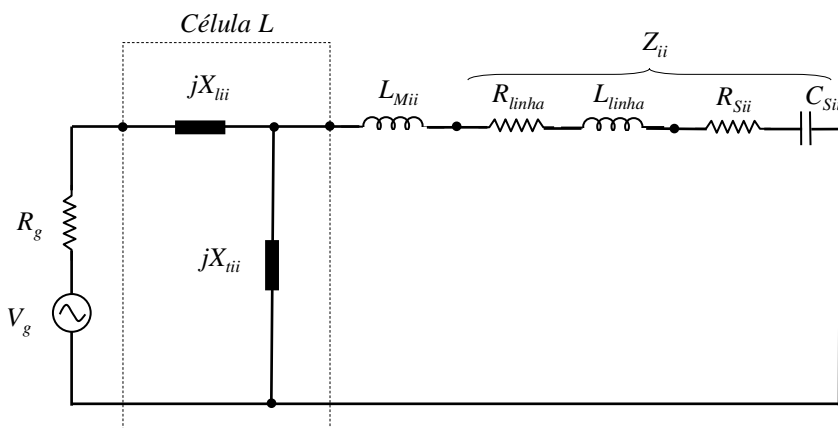


Figura 3.46. Casamento de impedância da porta 1 e porta 2 com uma célula L.

Das Figuras 3.36 e 3.39, as impedâncias de entrada na porta 1 e porta 2 são dadas por $Z_{11} = R_{11} + jX_{11} = 55,3 - j36 \text{ } (\Omega)$ e $Z_{22} = R_{22} + jX_{22} = 55,9 - j72,7 \text{ } (\Omega)$ para uma mínima perda por inserção de $IL = 7,3 \text{ (dB)}$. Aplicando a condição de ressonância obtêm-se as indutâncias de compensação $L_{M11} = 5,46 \times 10^{-7} \text{ (H)}$ e $L_{M22} = 11,02 \times 10^{-7} \text{ (H)}$, nas respectivas portas 1 e 2, estimadas pela equação (3.17). E, aplicando-se a condição de MTP, têm-se

$$R_g = jX_{lii} + (jX_{iii}) // R_{ii} = \left(\frac{X_{iii}^2 R_{ii}}{R_{ii}^2 + X_{iii}^2} \right) + j \left(X_{lii} + \frac{X_{iii} R_{ii}^2}{R_{ii}^2 + X_{iii}^2} \right) \quad . \quad (3.21)$$

Donde

$$\frac{X_{iii}^2 R_{ii}}{R_{ii}^2 + X_{iii}^2} = R_g \quad (3.22)$$

e

$$X_{lii} + \frac{X_{iii} R_{ii}^2}{R_{ii}^2 + X_{iii}^2} = 0 \quad . \quad (3.23)$$

Resolvendo a equação (3.22), obtêm-se a reatância transversal

$$X_{iii} = \pm R_{ii} \sqrt{\frac{R_g}{R_{ii} - R_g}} \quad \text{p/ } R_{ii} > R_g \quad (3.24)$$

e da equação (3.23), a reatância longitudinal

$$X_{lii} = \mp \sqrt{\frac{R_g}{R_{ii} - R_g}} \quad \text{p/ } R_{ii} > R_g \quad . \quad (3.25)$$

No caso do dispositivo SAW 7a, para a célula L na porta 1, obtêm-se os seguintes valores das reatâncias $X_{t11} = \pm 170,1842 \text{ } (\Omega)$ e $X_{l11} = \mp 3,0789 \text{ } (\Omega)$. Analogamente, para a célula na porta 2, têm-se $X_{t22} = \pm 162,6823 \text{ } (\Omega)$ e $X_{l22} = \mp 2,91 \text{ } (\Omega)$. Conseqüentemente, na porta 1 resultam duas soluções possíveis do adaptador L (veja Figura 3.47): (a) $C_{t11} = 5,0 \text{ (nF)}$ e $L_{l11} = 2,58 \text{ } (\mu\text{H})$ ou (b) $L_{t11} = 46,67 \text{ (nH)}$ e $C_{l11} = 90,0 \text{ (pF)}$.

Similarmente, têm-se as duas soluções da célula L na porta 2: (a) $C_{l22} = 5,0$ (nF) e $L_{t22} = 2,466$ (μH) ou (b) $L_{l22} = 44,11$ (nH) e $C_{t22} = 90,0$ (pF).

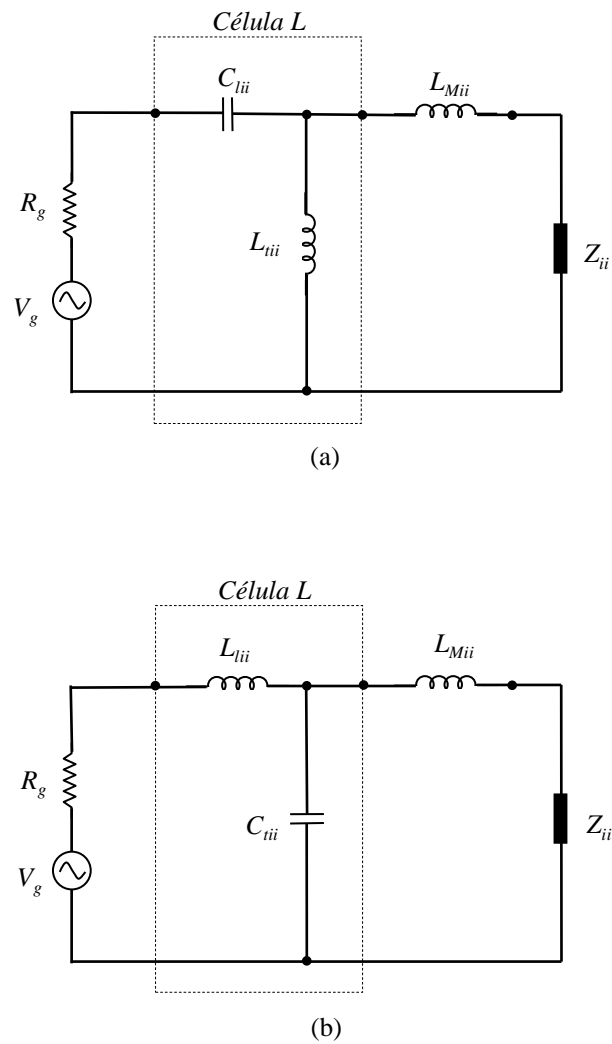


Figura 3.47. Casamento de impedância da porta 1 e porta 2 com uma célula L. (a) Solução da célula L com o ramo transversal indutivo e o ramo longitudinal capacitivo. (b) Solução da célula L com o ramo transversal capacitivo e o ramo longitudinal indutivo.

4

CONCLUSÕES**4.1 Aspectos relevantes do trabalho**

Com o aumento da distância alvo-substrato e os demais parâmetros fixos foi possível controlar o crescimento dos filmes de nitreto de alumínio (AlN) de amorfos para cristalinos altamente orientados AlN(100)/Si(100), pois o efeito do espalhamento torna-se mais intenso provocando perda da energia cinética das espécies reativas que atingem o substrato.

Os filmes finos de AlN(100)/Si(100) puderam ser obtidos pois, com o aumento da distância alvo-substrato, ocorre a mudança das espécies, depositadas sobre o substrato, de átomos Al e N para dímeros Al–N. Normalmente quando o *livre percurso médio* das espécies Al e N é muito maior que a distância alvo-substrato, os átomos Al e N são depositados diretamente sobre o substrato e os filmes crescem com orientação AlN(001). Contudo, quando o *livre percurso médio* é muito menor que a distância alvo-substrato, as colisões entre as espécies Al e N ocorrem com mais frequência no espaço entre o alvo e o substrato, ocorrendo formação de muitos dímeros Al–N os quais são depositados sobre o substrato, e a orientação preferencial AlN(100) é conseguida.

A análise XRD mostra a alta qualidade estrutural dos filmes finos AlN das amostras C03, C01 e C07, pois estes exibem apenas um pico (100). Filmes com essa texturização AlN(100) são difíceis de preparar, com boa cristalização, porém podem ser obtidos para distância alvo-substrato longa (≥ 10 cm para o sistema de deposição usado neste trabalho). Conforme parâmetros calculados 2θ , a , $(h\ k\ l)$ e d_{hkl} concluiu-se que os filmes C03, C01 e

C07 obtidos são altamente orientados possuindo um único pico correspondente ao plano cristalino AlN(100) da estrutura wurtzita hexagonal. Onde o eixo-c da estrutura AlN(100) h-wurtzita é paralelo à superfície do substrato. Nenhum pico relacionado à fase cúbica do AlN wurtzita (AlN c-wurtzita) foi observado nesses filmes, bem como picos relacionados à impurezas, tais como óxidos, indicando que se existem óxidos eles são amorfos. O filme da amostra C07 apresenta uma textura AlN(100) mais lisa (*smooth*) onde filmes mais espessos e com grãos menores sugerem uma menor rugosidade.

A espectroscopia FTIR revelou presença dos modos fônons vibracional transversal óptico $A_1(TO)$ e $E_1(TO)$, os quais podem ser associados à ligação ativa no infravermelho Al-N. Também foram identificados os dois modos fônons vibracional longitudinal óptico $A_1(LO)$ e $E_1(LO)$ associados à ligação Al-N. Esses modos fônons mostram claramente que os filmes depositados contêm a fase AlN pura. Identificou-se a presença dos óxidos amorfos a-SiO₂ e Al₂O₃. A baixa transmitância (< 40 %), em toda a faixa 400 cm⁻¹ a 2000 cm⁻¹ dos espectros FTIR, deve-se aos óxidos presentes nos filmes. Esses óxidos são, provavelmente, originados pela exposição dos filmes à atmosfera, presença do oxigênio residual na câmara de deposição e oxidação na lâmina de Si quando aquecida.

O estado das ligações AlN foi confirmado por espectroscopia FTIR, mostrando os modos fônons característicos. Com a análise dos espectros Raman a análise da estrutura dos filmes é complementada. Onde, notou-se nos espectros Raman a existência da faixa de deslocamento Raman correspondente ao modo fônon óptico $E_2^{(2)}$, confirmando a existência do filme AlN. Adicionalmente, também estão presentes os outros modos fônons ativos do AlN: $A_1(TO)$, $E_1(TO)$, $A_1(LO)$ e $E_1(LO)$. Com relação aos óxidos, identificou-se a presença da alumina (Al₂O₃) amorfa.

Como os filmes de AlN obtidos correspondentes às amostras C03, C01 e C07 são os melhores filmes, e possuem a orientação preferencial AlN(100) desejada, onde o eixo c é paralelo à superfície do substrato, somente estes foram analisados por espectroscopia RBS. Neste trabalho, foi realizado um estudo quantitativo da composição/estrutura química e espessura dos filmes finos AlN por RBS donde na simulação dos espectros usou-se o código RUMP.

A análise RBS da amostra C03 apresentou uma espessura total $t = (170 \pm 5)$ nm, uma concentração de oxigênio de aproximadamente 44,10 % e um filme fino composto de alumina Al_2O_3 (30,80 %), a fase pura de nitreto de alumínio AlN (31,00 %) mais moléculas de trióxido de dinitrogênio N_2O_3 (14,40 %) e pentóxido de dinitrogênio N_2O_5 (23,70 %). A presença dos óxidos na composição do filme deve-se à exposição do mesmo ao ambiente e ao oxigênio residual existente na câmara de deposição. Adicionalmente, na temperatura ambiente, os óxidos N_2O_3 (coloração azul) e N_2O_5 (coloração branca) presentes no filme apresentam-se na fase gasosa.

Na análise RBS da amostra C01 identificou-se uma composição formada por sílica SiO_2 (13,73 %), uma fase pura de nitreto de alumínio AlN (53,49 %) mais moléculas de trióxido de dinitrogênio N_2O_3 (19,61 %) e pentóxido de dinitrogênio N_2O_5 (13,18 %). A presença da sílica na interface filme/substrato deve-se ao aquecimento do substrato de Si no início da deposição e ao oxigênio residual presente na câmara de vácuo. Enquanto que a presença dos óxidos N_2O_3 e N_2O_5 deve-se à exposição do filme às condições ambientais, pois na temperatura ambiente, esses óxidos estão na fase gasosa. Além disso, a quantidade de oxigênio no filme foi estimada em aproximadamente 30,33 %. Também, a espessura total do filme foi estimada e resultou em $t = (255 \pm 5)$ nm.

A análise RBS do filme fino da amostra C07 revelou uma composição contendo nitreto de alumínio AlN puro (52,17 %), alumina Al_2O_3 (33,05 %), sílica SiO_2 (4,55 %) mais o trióxido de dinitrogênio N_2O_3 (8,10 %) e pentóxido de dinitrogênio N_2O_5 (2,13 %). A concentração de oxigênio presente no filme foi estimada em 29,21 %. Semelhante ao ocorrido com as outras amostras, a presença dos óxidos nas interfaces entre camadas deve-se ao oxigênio residual presente na câmara de vácuo e ao óxido nativo da lâmina de silício quando aquecida. A espessura total do filme foi estimada em, aproximadamente, $t = (480 \pm 5)$ nm. Também, os óxidos N_2O_3 e N_2O_5 apresentam-se na fase gasosa à temperatura ambiente. Nota-se que, dentre as três amostras analisadas por RBS, a amostra C07 é a que têm uma menor concentração de oxigênio e, portanto, apresenta melhor característica elétrica.

As boas características térmicas e elétricas da cerâmica alumina, presentes nos filmes das amostras C01, C03 e C07, favorecem seu uso em dispositivos para aplicações em alta potência e alta frequência, funcionando como uma camada dissipadora de calor e mitigadora da degradação em aplicações cujo ambiente seja quimicamente ou termicamente agressivo.

Os dispositivos SAW 3a, SAW 3b, SAW 1b e SAW 7a foram caracterizados eletricamente onde se determinou a resposta no domínio da frequência para as medidas dos coeficientes de espalhamento S_{ij} ($ij = 12, 21$), atraso de grupo de S_{ij} ($ij = 12, 21$), enquanto que a impedância Z_{ii} ($ii = 11, 22$) e coeficiente de reflexão S_{ii} ($ii = 11, 22$) foram obtidos a partir da *carta de impedância de Smith*. Nessas linhas de retardo foram determinados alguns parâmetros específicos: frequências no ponto de mínima perda por inserção (f_c), largura de faixa fracional (LFF), perda por inserção (IL), fator de qualidade (Q), atraso de grupo (t_g), relação de onda estacionária (SWR), fator de acoplamento eletromecânico (k^2) e perda de retorno (RL). Nas respostas dos dispositivos SAW 3a, SAW 3b e SAW 1b identificou-se que

o efeito dos modos volumétricos é significativo, pois a frequência no ponto de mínima perda por inserção foi superior à frequência de projeto ($f_c > f_0$). Enquanto que no dispositivo SAW 7a foi possível identificar modos volumétricos (BAW) em $f > f_0$ e modos inferiores de superfície (SAW) em $f_c \cong f_0/5$ ($f \leq f_0$). O alto coeficiente de acoplamento eletromecânico obtido, para o dispositivo SAW 7a caracterizado, deve-se à elevada largura de faixa e ótima qualidade cristalina dos filmes de AlN utilizados na construção do dispositivo SAW. A excitação do modo SAW foi possível porque a superfície do dispositivo SAW 7a é mais lisa devido ao menor tamanho dos grãos e maior espessura do filme de AlN.

Como o dispositivo SAW 7a foi o que apresentou a melhor resposta, mediu-se sua *resposta ao degrau* e determinou-se a *resposta ao impulso*. A velocidade SAW foi estimada pelo método convencional resultando em $v_{\text{SAW}} = L/t_{\text{Delay}} \cong 10526,32$ m/s e corresponde ao modo SAW fundamental, $\lambda_0 = 200 \mu\text{m}$ e $f_0 = 55$ MHz (condição de projeto!). Neste trabalho também se sugere uma a equação (3.5), aplicável a partir da resposta ao impulso no domínio do tempo, capaz de estimar a velocidade da SAW. Em adição, foi realizado um estudo da influência do *bonding wire* na estimativa do acoplamento eletromecânico e concluiu-se que essa influência é desprezível. Determinou-se o circuito de Mason de um IDT para o dispositivo SAW 7a e, considerando-se apenas o circuito do IDT, obteve-se o *fator de acoplamento eletromecânico do transdutor* k_{Tii}^2 , ou seja, $k_{T11}^2 = 0,1097$ e $k_{T22}^2 = 0,0555$, os quais correspondem aos obtidos a partir dos parâmetros de espalhamento. Também, se concluiu que o casamento de impedância ideal para esses dispositivos, na configuração de *linha de retardo*, é usando o adaptador L cujo casamento (teórico) foi realizado para o dispositivo SAW 7a.

4.2 Sugestões para trabalhos futuros

Aplicações em altas frequências da tecnologia SAW são um desafio, pois ainda requerem melhoramentos nas técnicas de processamento, fabricação e simulação a fim de produzi-los em larga escala. O desenvolvimento da tecnologia eletroacústica continua sempre com os olhos voltados para *melhoria no desempenho, baixo custo, e tamanho pequeno*. Além do uso em filtros seletivos, essa tecnologia tem se expandido para *sensores diversos e etiquetas eletrônicas* usando a técnica RFID (*Radio Frequency Identification*). Os dispositivos que usam a tecnologia SAW oferecem a vantagem de *operação passiva, radiação difícil, tamanho pequeno e possibilidade de integração com a tecnologia de circuitos integrados*.

A seguir, têm-se algumas sugestões de novos trabalhos a serem desenvolvidos no Grupo de Microeletrônica do IESTI/UNIFEI:

- i. síntese de filmes finos AlN(100) mais espessos ($\sim 1 \mu\text{m}$) pela técnica de *pulverização reativa com magnetron RF*;
- ii. utilização de filmes finos AlN(100) como elemento buffer em estruturas multicamadas;
- iii. construção e caracterização de novos dispositivos com base na tecnologia SAW (ressonadores, filtros, sensores, etc.), faixa estreita, para operação em altas frequências (GHz);
- iv. estudo de novos materiais para confecção dos eletrodos dos transdutores para aplicações em altas frequências;
- v. modelagem e simulação de novos dispositivos SAW para aplicações diversas;
- vi. construção e caracterização de novos sensores (temperatura, gás, químicos, etc);
- vii. fabricação de dispositivos SAW, para aplicação como etiqueta de identificação, programável externamente, com base na tecnologia *wireless*;
- viii. fabricação de um giroscópio SAW com base na tecnologia *wireless*;

ix. pesquisa de novos materiais que podem ser usados, em dispositivos SAW, como absorvedores acústicos, pois atualmente esses absorvedores são importados e caros, bem como análise de novas geometrias do absorvedor a fim de minimizar as perdas acústicas.

4.3 Publicação

Um artigo referente à produção de filmes finos AlN(100) altamente orientados foi publicado no *Microsystem Technologies* (Qualis A2, Engenharia IV, no ano da publicação), em janeiro de 2021, intitulado:

“Growth and properties of sputtered highly (100)-oriented oxygenated AlN thin films for SAW sensing applications”.

DOI: <https://doi.org/10.1007/s00542-020-05165-1>

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] HASHIMOTO, Ken-ya Surface acoustic wave devices in telecommunications: modelling and simulation. Berlin: Springer, 2000.
- [2] RAYLEIGH, Lord On waves propagating along the plane surface of an elastic solid. *Proceedings London Mathematical Society*, v. s1-17, n. 1, p. 4-11, 1885.
- [3] WHITE, R.; VOLTMER, F. W. Direct piezoelectric coupling to surface elastic waves. *Applied Physics Letters*, v. 7, n. 12, p. 314-316, 1965.
- [4] REEDER, T. M. Foreword: special issue on microwave acoustic signal processing. *IEEE Transactions on Sonics and Ultrasonics*, v. 20, n. 2, p. 79-79, 1973.
- [5] HAYS, Ronald M.; HARTMANN, Clinton S. Surface-acoustic-wave devices for communications. *Proceedings of the IEEE*, v. 64, n. 5, p. 652-671, 1976.
- [6] WILLIAMSON, Richard C.; BRISTOL, Thomas W. Foreword. *IEEE Transactions on Microwave Theory and Techniques*, v. 29, n. 5, p. 393-394, 1981.
- [7] TAKAHASHI, S. et al. SAW IF filter on LiTaO₃ for color TV receivers. *IEEE Transactions on Consumer Electronics*, v. 24, n. 3, p. 337-348, 1978.
- [8] CAMPBELL, Colin K. Surface acoustic wave devices for mobile and wireless communications. San Diego: Academic Press, 1998.
- [9] MATSUDA, T. et al. L and S band low-loss filters using SAW resonators. In: Ultrasonics Symposium, October 1994, Cannes, France. *Proceedings IEEE*, v. 1, p. 163-167, 1994.
- [10] BENES, E. et al. Comparison between BAW and SAW sensor principles. In: International Frequency Control Symposium, May 1997, Orlando, Florida, USA. *IEEE Transaction on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*, v. 45, n. 5, p. 1314-1330, 1998.
- [11] NAUMENKO, N. F.; SOLIE, L. P. Optimal cut of langasite for high performance SAW devices. In: Ultrasonics Symposium, October 1999, Caesars Tahoe, NV, USA. *Proceedings IEEE*, v.1, p. 243-248, 1999.
- [12] THIELE, J. A.; CUNHA, M. P. High temperature LGS SAW devices with Pt/WO₃ and Pd sensing films. In: Ultrasonics Symposium, October 2003. *Proceedings IEEE*, v. 2, p. 1750-1753, 2003.
- [13] THIELE, J. A.; CUNHA, M. P. Dual configuration high temperature hydrogen sensor on LGS SAW devices. In: Ultrasonics Symposium, August 2004. *Proceedings IEEE*, v. 2, p. 809-812, 2004.

- [14] AUBERT, Thierry et al. Behavior of platinum/tantalum as interdigital transducers for SAW devices in high-temperature environments. *IEEE Transaction on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*, v. 58, n. 3, p. 603-610, 2011.
- [15] WYSZYNSKI, Bartosz et al. Odor sensing system using ball SAW devices functionalized with self-assembled lipid-derivatives and GC materials. In: IEEE Sensors 2010 Conference, November 2010, Waikoloa, HI, USA. *Proceedings IEEE*, p. 342-345, 2010.
- [16] CANABAL, A.; DAVULIS, P. M.; HARRIS, G. M.; CUNHA, M. P. High-temperature battery-free wireless microwave acoustic resonator sensor system. *Electronics Letters*, v. 46, n. 7, p. 471-472, 2010.
- [17] ZHENG, P. et al. Pulse-mode temperature sensing with langasite SAW devices. In: International Frequency Control Symposium, June 2010, Newport Beach, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 297-300, 2010.
- [18] AYALA, V. C.; EISELE, D.; REINDL, L.; JOSSE, F. Temperature stability analysis of LGS for SH-SAW sensor applications. In: International Frequency Control Symposium, June 2010, Newport Beach, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 142-145, 2010.
- [19] TADIGADAPA, S.; MATETI, K. Piezoelectric MEMS sensors: state-of-the-art and perspectives. *Measurement Science and Technology*, v. 20, n.9, p. 1-30, 2009.
- [20] SHIOSAKI, T.; YAMAMOTO, T.; ODA, T.; KAWABATA, A. Low-temperature growth of piezoelectric AlN film by RF reactive planar magnetron sputtering. *Applied Physics Letters*, v. 36, n. 8, p. 643-645, 1980.
- [21] PEARCE, L. G.; GUNSHOR, R. L.; PIERRET, R. F. Aluminum nitride on silicon surface acoustic wave devices. *Applied Physics Letters*, v. 39, n. 11, p. 878-879, 1981.
- [22] ONISHI, S.; ESCHWEI, M.; BIELACZY, S.; WANG, W.-C. Acoustic, optical properties of AlN films grown at low temperature by modified sputter gun. In: Ultrasonics Symposium, October 1981, Chicago, Illinois, USA. *Proceedings IEEE*, p. 372-374, 1981.
- [23] TSUBOUCH, K.; SUGAI, K.; MIKOSHIBA, N. AlN material constants evaluation and SAW properties on AlN/Al₂O₃ and AlN/Si. In: Ultrasonics Symposium, October 1981, Chicago, Illinois, USA. *Proceedings IEEE*, p. 375-380, 1981.
- [24] WANG, Xiao-Dong; JIANG, W.; NORTON, M. G.; HIPPS, K. W. Morphology and orientation of nanocrystalline AlN thin films. *Thin Solid Films*, v. 251, n. 2, p. 121-126, 1994.
- [25] MENG, W. J. et al. Growth of aluminum nitride thin films on Si (111) and Si (001): Structural characteristics and development of intrinsic stresses. *Journal of Applied Physics*, v. 75, n. 7, p. 3446-3455, 1994.
- [26] VISPUTE, R. D. et al. Epitaxial growth of AlN thin films on silicon (111) substrates by pulsed laser deposition. *Journal of Applied Physics*, v. 77, n. 9, p. 4724-4728, 1995.
- [27] LIAW, H. Ming; HICKERNELL, Fred S. The characterization of sputtered polycrystalline aluminum nitride on silicon by surface acoustic wave measurements. *IEEE*

Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control, v. 42, n. 3, p. 404-409, 1995.

[28] WATANABE, Yoshihisa et al. Characterization of aluminium nitride thin films. *Ceramics International*, v. 22, n. 6, p. 509-513, 1996.

[29] KUMAR, Ashok et al. Structural characterization of pulsed laser-deposited AlN thin films on semiconductor substrates. *Thin Solid Films*, v. 308, n. 2, p. 406-409, 1997.

[30] VACANDIO, F. et al. A study of the physical properties and electrochemical behaviour of aluminium nitride films. *Surface and Coatings Technology*, v. 92, n. 3, p. 221-229, 1997.

[31] ISHIHARA, M. et al. Control of preferential orientation of AlN films prepared by the reactive sputtering method. *Thin Solid Films*, v. 316, n. 1-2, p. 152-157, 1998.

[32] DIMITROVA, V. et al. Aluminium nitride thin films deposited by DC reactive magnetron sputtering. In: 10th International School on Vacuum Electron and Ion technologies, September 1997, Varna, Bulgaria. *Vacuum*, v. 51, n. 2, p. 161-164, 1998.

[33] LIUFU, D.; KAO, K. C. Piezoelectric, dielectric, and interfacial properties of aluminum nitride films. *Journal of Vacuum Science & Technology A*, v. 16, n. 4, p. 2360-2366, 1998.

[34] RUFFNER, J. A. et al. Effect of substrate composition on the piezoelectric response of reactively sputtered AlN thin films. *Thin Solid films*, v. 354, n. 1-2, p. 256-261, 1999.

[35] DUMITRU, V.; MOROSANU, C.; SANDU, V.; STOICA, A. Optical and structural differences between RF and DC Al_xN_y magnetron sputtered films. *Thin Solid Films*, v. 359, n. 1, p. 17-20, 2000.

[36] XU, Xiao-Hong et al. Morphological properties of AlN piezoelectric thin films deposited by DC reactive magnetron sputtering. *Thin Solid films*, v. 388, n. 1-2, p. 62-67, 2001.

[37] HWANG, Bing-Hwai et al. Growth mechanism of reactively sputtered aluminum nitride thin films. *Materials Science and Engineering A*, v. 325, n. 1-2, p. 380-388, 2002.

[38] ASSOUAR, M. B. et al. Growth of piezoelectric aluminium nitride for layered SAW devices. In: International Frequency Control Symposium & PDA Exhibition, May 2002, New Orleans, Louisiana, USA. *Proceedings IEEE*, p. 333-336, 2002.

[39] CHENG, H. et al. AlN films deposited under various nitrogen concentrations by RF reactive sputtering. *Journal of Crystal Growth*, v. 254, n. 1-2, p. 46-54, 2003.

[40] CHENG, Hao; SUN, Yong; HING, Peter Microstructure evolution of AlN films deposited under various pressures by RF reactive sputtering. *Surface and Coatings Technology*, v. 166, n. 2-3, p. 231-236, 2003.

[41] SANZ-HERVÁS, A. et al. Influence of crystal properties on the absorption IR spectra of polycrystalline AlN thin films. *Diamond and Related Materials*, v. 12, n. 3-7, p. 1186-1189, 2003.

[42] CHU, A. K.; CHAO, C. H.; LEE, F. Z.; HUANG, H. L. Influences of bias voltage on the crystallographic orientation of AlN thin films prepared by long-distance magnetron sputtering. *Thin Solid Films*, v. 429, n. 1-2, p. 1-4, 2003.

[43] CHENG, Hao; SUN, Yong; HING, Peter The influence of deposition conditions on structure and morphology of aluminum nitride films deposited by radio frequency reactive sputtering. *Thin Solid Films*, v. 434, n. 1-2, p. 112-120, 2003.

[44] IRIARTE, G. F. Surface acoustic wave propagation characteristics of aluminum nitride thin films grown on polycrystalline diamond. *Journal of Applied physics*, v. 93, n. 12, p. 9604-9609, 2003.

[45] CLEMENT, M. et al. Influence of sputtering mechanisms on the preferred orientation of aluminum nitride thin films. *Journal of Applied Physics*, v. 94, n. 3, p. 1495-1500, 2003.

[46] OLIVEIRA, I. C.; GRIGOROV, K. G.; MACIEL, H. S.; MASSI, M.; OTANI, C. High textured AlN thin films grown by RF magnetron sputtering: composition, structure, morphology and hardness. *Vacuum*, v. 75, n. 4, p. 331-338, 2004.

[47] ASSOUAR, M. B. et al. Synthesis and microstructural characterization of reactive RF magnetron sputtering AlN films for surface acoustic wave filters. *Diamond and Related Materials*, v. 13, n. 4-8, p. 1111-1115, 2004.

[48] IBORRA, E. et al. Piezoelectric properties and residual stress of sputtered AlN thin films for MEMS applications. *Sensors and Actuators A*, v. 115, n. 2-3, p. 501-507, 2004.

[49] JUNG, Jun-Phil et al. Fabrication and characterization of high frequency SAW device with IDT/ZnO/AlN/Si configuration: role of AlN buffer. In: 30th International Conference on Metallurgical Coatings and Thin Films, April 2012, San Diego, CA, USA. *Thin Solid Films*, v. 447, p. 605-609, 2004.

[50] CLEMENT, M. et al. SAW characteristics of AlN films sputtered on silicon substrates. In: Ultrasonics International, June-July 2003, Granada, Spain. *Ultrasonics*, v. 42, n. 1-9, p. 403-407, 2004.

[51] GAN, B. K. et al. Effect of intrinsic stress on preferred orientation in AlN thin films. *Journal of Applied Physics*, v. 95, n. 4, p. 2130-2134, 2004.

[52] IBORRA, Enrique et al. Effect of particle bombardment on the orientation and the residual stress of sputtered AlN films for SAW devices. *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*, v. 51, n. 3, p. 352-358, 2004.

[53] ASSOUAR, M. B. et al. Study of structural and microstructural properties of AlN films deposited on silicon and quartz substrates for surface acoustic wave devices. *Journal of Vacuum Science & Technology B*, v. 22, n. 4, p. 1717-1722, 2004.

[54] ZHANG, J. X. et al. Growth of AlN films on Si (100) and Si (111) substrates by reactive magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, v. 198, n. 1-3, p. 68-73, 2005.

- [55] ZHANG, J. X. et al. Interface study of AlN grown on Si substrates by radio-frequency magnetron reactive sputtering. *Thin Solids Films*, v. 471, n. 1-2, p. 336-341, 2005.
- [56] GUO, Q. X. et al. Microscopic investigations of aluminum nitride thin films grown by low-temperature reactive sputtering. *Thin Solid Films*, v.483, n. 1-2, p. 16-20, 2005.
- [57] BENETTI, M. et al. Growth and characterization of piezoelectric AlN thin films for diamond-based surface acoustic wave devices. *Thin Solid Films*, v. 497, n. 1-2, p. 304-308, 2006.
- [58] MEDJANI, F.; SANJINÉS, R.; ALLIDI, G.; KARIMI, A. Effect of substrate temperature and bias voltage on the crystallite orientation in RF magnetron sputtered AlN thin films. In: International Conference on Surfaces, Coatings and Nanostructured Materials, September 2005, University of Aveiro, Aveiro, Portugal. *Thin Solid Films*, v. 515, n. 1, p. 260-265, 2006.
- [59] YANTCHEV, V.; ENLUND, J.; BIURSTRÖM, J.; KATARDJIEV, I. Design of high frequency piezoelectric resonators utilizing laterally propagating fast modes in thin aluminum nitride (AlN) films. *Ultrasonics*, v. 45, n. 1-4, p. 208-212, 2006.
- [60] PESSOA, R. S. et al. Off-axis growth of AlN thin films by hollow cathode magnetron sputtering under various nitrogen concentrations. In: 17th European Conference on Diamond, Diamond-Like Materials, Carbon Nanotubes, Nitrides and Silicon Carbide, September 2006, Estoril, Portugal. *Diamond and Related Materials*, v. 16, n. 4-7, p. 1433-1436, 2007.
- [61] ABDALLAH, B. et al. Deposition of AlN films by reactive sputtering: effect of radiofrequency substrate bias. *Thin Solid Films*, v. 515, n. 18, p. 7105-7108, 2007.
- [62] SÁNCHEZ, G. et al. Polycrystalline AlN films with preferential orientation by plasma enhanced chemical vapor deposition. *Thin Solid Films*, v. 516, n. 15, p. 4868-4875, 2008.
- [63] YAO, Z. Q. et al. Microstructure analysis of c-axis oriented aluminum nitride thin films by high-resolution transmission electron microscopy. *Applied Physics Letters*, v. 90, n. 12, p. 121907-121907-3, 2007.
- [64] DUQUENNE, Cyril et al. Magnetron sputtering of aluminium nitride thin films for thermal management. *Plasma Processes and Polymers*, v. 4, n. S1, p. S1-S5, 2007.
- [65] MIRPURI, C.; XU, S.; LONG, J. D.; OSTRIKOV, K. Low-temperature plasma-assisted growth of optically transparent, highly oriented nanocrystalline AlN. *Journal of Applied Physics*, v. 101, n. 2, p. 024312-024312-8, 2007.
- [66] CHEN, Da; XU, Dong; WANG, Jingjing; ZHAO, Bo; ZHANG, Yafei Influence of the texture on Raman and X-ray diffraction characteristics of polycrystalline AlN films. *Thin Solid Films*, v. 517, n. 2, p. 986-989, 2008.
- [67] KAR, J. P.; BOSE, G.; TULI, S.; DANGWAL, A.; MUKHERJEE, S. Growth of AlN films and its process development for the fabrication of acoustic devices and micromachined structures. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 18, n. 8, p. 1046-1051, 2009.

- [68] YATE, L. et al. Composition and mechanical properties of AlC, AlN and AlCN thin films obtained by r.f. magnetron sputtering. *Surface and Coatings Technology*, v. 203, n. 13, p. 1904-1907, 2009.
- [69] SONG, Jen-Hao; WANG, Sheng-Chang; SUNG, James C.; HUANG, Jow-Lay; LII, Ding-Fwu Characterization of reactively sputtered c-axis orientation (Al, B)N films on diamond. In: 4th International Conference on Technological Advances of Thin Films & Surface Coatings, July 2008, Singapore, Singapore. *Thin Solid Films*, v. 517, n. 17, p. 4753-4757, 2009.
- [70] THAPA, R.; SAHA, B.; GOSWAMI, S.; CHATTOPADHYAY, K. K. Study of field emission and dielectric properties of AlN films prepared by DC sputtering technique at different substrate temperatures. *Indian Journal of Physics*, v. 84, n. 10, p. 1347-1354, 2010.
- [71] MOREIRA, M. A.; DOI, I.; SOUZA, J. F.; DINIZ, J. A. Electrical characterization and morphological properties of AlN films prepared by dc reactive magnetron sputtering. In: The 2010 International Workshop on Materials for Advanced Metallization, March 2010, Mechelen, Belgium. *Microelectronic Engineering*, v. 88, n. 5, p. 802-806, 2011.
- [72] ABABNEH, A. et al. The influence of sputter deposition parameters on piezoelectric and mechanical properties of AlN thin films. *Materials Science and Engineering B*, v. 172, n. 3, p. 253-258, 2010.
- [73] CHEN, Hongju; JIA, Caihong; ZHANG, Xinan; ZHANG, W. F. The preparation and characterization of preferred (110) orientation aluminum nitride thin films on Si (100) substrates by pulsed laser deposition. *Vacuum*, v. 85, n. 2, p. 193-197, 2010.
- [74] LIN, Chih-Ming et al. Surface acoustic wave propagation properties in AlN/3C-SiC/Si composite structure. In: 2010 IEEE International Ultrasonics Symposium, October 2010, San Diego, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 1696-1699, 2010.
- [75] IRIARTE, G. F.; RODRIGUEZ, J. G.; CALLE, F. Effect of substrate-target distance and sputtering pressure in the synthesis of AlN thin films. *Microsystem Technologies*, v. 17, n. 3, p. 381-386, 2011.
- [76] RODRÍGUEZ, J. G. et al. Sputter optimization of AlN on diamond substrates for high frequency SAW resonators. In: 8th Spanish Conference on Electron Devices, February 2011, Palma de Mallorca, Spain. *Proceedings IEEE*, p. 1-4, 2011.
- [77] LÓPEZ, J. García et al. High energy ion characterization of sputtering AlN thin film. In: 13th European Conference on Diamond, Diamond-Like Materials, Carbon Nanotubes, Nitrides and Silicon Carbide, September 2002, Granada, Spain. *Diamonds and Related Materials*, v. 12, n. 3-7, p. 1157-1161, 2003.
- [78] CALLISTER Jr., W. D. Ciência e engenharia de materiais: uma introdução. 7^a ed., Rio de Janeiro, Brasil: LTC, 2008.
- [79] BLEICHER, Lucas; SASAKI, José Marcos Apostila de introdução à difração de raios-X em cristais. Fortaleza, Ceará, Brasil: Universidade Federal do Ceará, 2000.

- [80] OLIVEIRA, Gelson M. Simetria de moléculas e cristais: fundamentos da espectroscopia vibracional. Porto Alegre, Brasil: Bookman, 2009.
- [81] BLINDER, S. M. Introduction to quantum mechanics: in chemistry, materials science and biology. San Diego, California, USA: Elsevier Academic Press, 2004.
- [82] CULLITY, B. D. Elements of X-ray diffraction. Massachusetts, USA: Addison-Wesley Publishing Company, Inc., 1956.
- [83] MELE, Aldo et al. Preparation of the group III nitride thin films AlN, GaN, InN by direct and reactive pulsed laser ablation. *International Journal of Photoenergy*, v. 3, n. 3, p. 111-121, 2001.
- [84] TABACNIKS, Manfredo H. Tutorial de análise de filmes finos por PIXE e RBS. São Paulo, SP, Brasil: Instituto de Física da USP, LAMFI, 2004.
- [85] TABACNIKS, Manfredo H. Tutorial de análise de espectros RBS com programa de computador RUMP: um breviário. São Paulo, SP, Brasil: Instituto de Física da USP, LAMFI, 2004.
- [86] FREGOSI, L. L.; DAMIANI, Furio; TATSCH, Peter J. Apostila de medidas de caracterização para microeletrônica: perfilometria. Campinas, SP, Brasil: Faculdade de Engenharia Elétrica da UNICAMP, 2000.
- [87] TENCOR INSTRUMENTS *Alpha-Step® 500 surface profiler*. Mountain View, California, USA: TENCOR INSTRUMENTS, 1994.
- [88] THOMPSON, Michael; STONE, David C. Surface-launched acoustic wave sensors: chemical sensing and thin-film characterization. New York, NY, USA: John Wiley & Sons, Inc., 1997.
- [89] BUVAILO, Andrii et al. Thin polymer film based rapid surface acoustic wave humidity sensors. *Sensors and Actuators B: Chemical*, v. 156, n. 1, p. 444-449, 2011.
- [90] COLE, Marina; COVINGTON, James A.; GARDNER, Julian W. Combined electronic nose and tongue for a flavour sensing system. *Sensors and Actuators B: Chemical*, v. 156, n. 2, p. 832-839, 2011.
- [91] CHEVALLIER, E.; SCORSONE, E.; BERGONZO, P. New sensitive coating based on modified diamond nanoparticles for chemical SAW sensors. *Sensors and Actuators B: Chemical*, v. 154, n. 2, p. 238-244, 2011.
- [92] FRIEDT, J.-M. et al. Surface acoustic wave devices as passive buried sensors. *Journal of Applied Physics*, v. 109, n. 3, p. 034905-034905-9, 2011.
- [93] MUNIR, Farasat et al. A new method for wideband characterization of resonator-based sensing platforms. *Review of Scientific Instruments*, v. 82, n. 3, p. 035119-035119-7, 2011.
- [94] SHENG, Lei; YUQUAN, Chen; YANG, Li A novel SAW humidity sensor based on electrosprayed polymerized electrolyte film. In: Third International Conference on Measuring

Technology Mechatronics Automation, January 2011, Shanghai, China. *Proceedings IEEE*, p. 214-217, 2011.

[95] HIRST, E. R. et al. Surface acoustic wave delay line for bond rupture biosensors. *IEEE Sensors Journal*, v. 11, n. 11, p. 2952-2956, 2011.

[96] OH, Haekwan; YANG, Sang Sik; LEE, Keekeun Development of passive surface acoustic wave gyroscope with standing wave mode. In: 24th International Conference on Micro Electro Mechanical Systems (MEMS), 23-27 January 2011, Cancun, Mexico. *Proceedings IEEE*, p. 565-568, 2011.

[97] KANDO, H. et al. Improvement in temperature characteristics of plate wave resonator using rotated Y-cut LiTaO₃/SiN structure. In: 24th International Conference on Micro Electro Mechanical Systems (MEMS), 23-27 January 2011, Cancun, Mexico. *Proceedings IEEE*, p. 768-771, 2011.

[98] YATSUDA, H. et al. Biosensor using shear-horizontal surface acoustic wave. In: 2011 China-Japan Joint Microwave Conference, 20-22 April 2011, Hangzhou, China. *Proceedings IEEE*, p. 1-4, 2011.

[99] MALOCHA, D. C. SAW/BAW acoustoelectronic technology for filters and communication systems. In: 11th Annual Wireless and Microwave Technology Conference (WAMICON), 12-13 April 2010, Melbourne, Florida, USA. *Proceedings IEEE*, p. 1-7, 2010.

[100] SOLAL, Marc; GRATIER, Julien; KOOK, Taeho A SAW resonator with two-dimensional reflectors. *IEEE Transactions on Ultrasonics, Ferroelectrics, and Frequency Control*, v. 57, n. 1, p. 30-37, 2010.

[101] GUHR, G. et al. Surface acoustic wave resonators as novel tools for multiparametric blood analysis. In: 32nd Annual International Conference of the IEEE Engineering in Medicine and Biology Society (EMBS), 31 August – 4 September 2010, Buenos Aires, Argentina. *Proceedings IEEE*, p. 3499-3502, 2010.

[102] HASSANI, F. et al. A SAW-based liquid sensor with identification for wireless applications. In: 2010 IEEE International Symposium on Circuits and Systems (ISCAS 2010), 30 May – 2 June 2010, Paris, France. *Proceedings IEEE*, p. 2023-2026, 2010.

[103] DE LUIS, J. R. et al. A tunable asymmetric notch filter using RFMEMS. In: 2010 IEEE MTT-S International Microwave Symposium Digest (MTT), 23-28 May 2010, Anaheim, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 1146-1149, 2010.

[104] YAO, Da-Jeng; HAO, Hsu-Chao; CHEN, Mei-Ching; CHAO, Je-Shin Gas sensor array based on surface acoustic wave devices for vapors detection and analysis. In: 5th IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems (NEMS), 20-23 January 2010, Xiamen, China. *Proceedings IEEE*, p. 267-271, 2010.

[105] HAO, Hsu-Chao; LIN, Tai-Hsuan; CHEN, Mei-Ching; YAO, Da-Jeng A chemical surface acoustic wave (SAW) sensor array for sensing different concentration of NH₃. In: 5th IEEE International Conference on Nano/Micro Engineered and Molecular Systems (NEMS), 20-23 January 2010, Xiamen, China. *Proceedings IEEE*, p. 1092-1096, 2010.

- [106] KATO, Y.; HOSAKA, J.; HIKITA, M. Loss-reduction technique for SAW gas sensor with self-temperature-compensation characteristics used in sensor network. In: 2010 IEEE Ultrasonics Symposium (IUS), 11-14 October 2010, San Diego, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 1435-1438, 2010.
- [107] MATSUDA, S. et al. Analysis of the SH wave radiation from the SAW devices. In: 2010 IEEE Ultrasonics Symposium (IUS), 11-14 October 2010, San Diego, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 424-426, 2010.
- [108] WANG, Wen et al. Design of a new wireless SAW gyroscope based on standing wave mode. In: 2010 IEEE Ultrasonics Symposium (IUS), 11-14 October 2010, San Diego, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 1431-1434, 2010.
- [109] SOLAL, M. et al. Transverse modes suppression and loss reduction for buried electrodes SAW devices. In: 2010 IEEE Ultrasonics Symposium (IUS), 11-14 October 2010, San Diego, California, USA. *Proceedings IEEE*, p. 624-628, 2010.
- [110] HRIBŠEK, Marija F. et al. Design and realization of transversal surface acoustic wave RF filters. In: 5th European Conference on Circuits and Systems for Communications (ECCSC), 23-25 November 2010, Belgrade, Serbia. *Proceedings IEEE*, p. 82-85, 2010.
- [111] TIGLI, Onur; ZAGHLOUL, Mona E. Design, modeling, and characterization of a novel circular surface acoustic wave device. *IEEE Sensor Journal*, v. 8, n. 11, p. 1807-1815, 2008.
- [112] RUPPEL, Clemens C. W.; REINDL, Leonhard SAW devices for spread spectrum applications. In: IEEE 4th International Symposium on Spread Spectrum Techniques and Applications (ISSSTA), 22-25 September 1996, Mainz, Germany. *Proceedings IEEE*, v. 2, p. 713-719, 1996.
- [113] ROYER, Daniel; DIEULESAINT, Eugène Elastic waves in solids II: generation, acousto-optic interaction, applications. Berlin, Heidelberg, Germany: Springer-Verlag, v. II, 2000.
- [114] RIBEIRO, José A. Justino Engenharia de microondas: fundamentos e aplicações. São Paulo: Érica, 2008.
- [115] RAMO, Simon; WHINNERY, John R.; DUZER, Theodore V. Campos e ondas: em eletrônica das comunicações. Trad. de Ivan José de Albuquerque. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1981.
- [116] SARTORI, José C. Linhas de transmissão e carta de Smith: projeto assistido por computador. 2^a ed., São Carlos: EESC/USP, 2004.
- [117] HIEBEL, M. Fundamentals of vector network analysis. Germany: Rohde & Schwarz, 2007.
- [118] JOHNSON, Walter C. Linhas de transmissão e circuitos. Trad. de Fernando Flammarion Vasconcelos. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 1980.

- [119] CENTRO DE COMPONENTES SEMICONDUTORES – Serviço fotolitográfico. Campinas, SP: CCS/Unicamp, 2007.
- [120] LEWIS, M. F. et al. Recent developments in SAW devices. *IEE Proceedings A*, v.131, n. 4, p. 186-215, 1984.
- [121] CANTARERO, A. et al. Optical properties of nitride nanostructures. *Annalen der Physik*, v. 523, n. 1-2, p. 51-61, 2011.
- [122] SANTURJO, J. A. et al. Dependence on volume of the phonon frequencies and the IR effective charges of several III-V semiconductors. *Phys. Rev. B*, v. 28, n. 8, p. 4579-4584, 1983.
- [123] CARLONE, C.; LAKIN, K. M.; SHANKS, H. R. Optical phonons of aluminum nitride. *Journal of Applied Physics*, v. 55, n. 11, p. 4010-4014, 1984.
- [124] COLLINS, A. T.; LIGHTOWLERS, E. C.; DEAN, P. J. Lattice vibration spectra of aluminum nitride. *Physical Review*, v. 158, n. 3, p. 833-838, 1967.
- [125] MACMILLAN, M. F.; DEVATY, R. P.; CHOYKE, W. J. Infrared reflectance of thin aluminum nitride films on various substrates. *Applied Physics Letters*, v. 62, n. 7, p. 750-752, 1993.
- [126] PERLIN, P.; POLIAN, A.; SUSKI, T. Raman-scattering studies of aluminum nitride at high pressure. *Physical Review B*, v. 47, n. 5, p. 2874-2877, 1993.
- [127] MCNEIL, Laurie E.; GRIMSDITCH, Marcos; FRENCH, Roger H. Vibrational spectroscopy of aluminum nitride. *Journal of the American Ceramic Society*, v. 76, n. 5, p. 1132-1136, 1993.
- [128] HWA, Luu-Gen et al. Optical properties of calcium-aluminate oxide glasses. *Chinese Journal of Physics*, v. 35, n. 1, p. 78-89, 1997.
- [129] WU, Sean; RO, Ruyen; LIN, Zhi-Xun; LEE, Maw-Shung High velocity shear horizontal surface acoustic wave modes of interdigital transducer/(100)AlN/(111) diamond. *Applied Physics Letters*, v. 94, n. 9, p. 092903-092903-2, 2009.
- [130] DEGER, C. et al. Sound velocity of $Al_xGa_{1-x}N$ thin films obtained by surface acoustic-wave measurements. *Applied Physics Letters*, v.72, n. 19, p. 2400-2402, 1998.
- [131] MACHUI, J.; BAUREGGER, J.; RIHA, G.; SCHROPP, I. SAW devices in cellular and cordless phones. In: 1995 IEEE Ultrasonics Symposium (IUS), 7-10 November 1995, Seattle, Washington, USA. *Proceedings IEEE*, v.1, p. 121-130, 1995.
- [132] MAHMOOD, Arshad et al. Ion beam analysis of sputtered AlN films. *Current Applied Physics*, v. 11, n. 2, p. 182-187, 2011.
- [133] BARBOSA, Luis Cláudio de A. Espectroscopia no infravermelho na caracterização de compostos orgânicos. Viçosa: Ed. UFV, 2007.

- [134] ARTIEDA, Alvaro et al. Effect of substrate roughness on c-oriented AlN thin films. *Journal of Applied Physics*, v.105, n.2, p. 024504-024504-6, 2009.
- [135] HAJAKBARI, Fatemeh et al. Optical Properties of Amorphous AlN Thin Films on Glass and Silicon Substrates Grown by Single Ion Beam Sputtering. *Japanese Journal of Applied Physics*, v.49, n.09, p. 095802-095802-6, 2010.
- [136] LEYDEN, D. E.; MURTHY, R. S. S. Diffuse reflectance Fourier transform IR spectroscopy. *TrAC Trends in Analytical Chemistry*, v.7, n.5, p. 164-169, 1988.
- [137] HARTAUER, Kerry J.; MILLER, Erik S.; GUILLORY, J. Keith Diffuse reflectance infrared Fourier transform spectroscopy for the quantitative analysis of mixtures of polymorphs. *International Journal of Pharmaceutics*, v.85, n.1-3, p. 163-174, 1992.
- [138] LI, Jinwang et al. Diffuse Reflectance Infrared Fourier Transform Spectroscopy of Commercial AlN Powders in Vacuum up to 700 °C. *Journal of the American Ceramic Society*, v.89, n.8, p. 2537-2541, 2006.
- [139] HOLLER, F. James; SKOOG, Douglas A.; CROUCH, Stanley R. Princípios de Análise Instrumental. Trad. De Célio Pasquini et al., 6ª ed., Porto Alegre: Bookman, 2009.
- [140] STRONG, Frederick C. Theoretical Basis of the Bouguer-Beer Law of Radiation. *Analytical Chemistry*, v. 24, n. 2, p. 338-342, 1952.
- [141] NOBBS, James H. Kubelka-Munk Theory and the Prediction of Reflectance. *Review of Progress in Coloration*, v. 15, n. 1, p. 66-75, 1985.
- [142] FULLER, Michael P.; GRIFFITHS, Peter R. Diffuse Reflectance Measurements by Infrared Fourier Transform Spectrometry. *Analytical Chemistry*, v. 50, n. 13, p. 1906-1910, 1978.
- [143] NAKAMOTO, Kazuo Infrared and Raman Spectra of Inorganic and Coordination Compounds: Part A: Theory and Applications in Inorganic Chemistry. 6ª ed., New Jersey: John Wiley & Sons, 2009.

ANEXO A – Transformadas de Fourier

Tabela A.1. Algumas propriedades da Transformada de Fourier.

$\mathbf{x(t)}$	$\mathcal{F}[\mathbf{x(t)}] = \mathbf{X(f)}$
ret(t)	sinc(f)
tri(t)	sinc ² (f)
k	kδ(f)
kδ(t)	k
sen(2πf _a t)	$\frac{j}{2}[\delta(f+f_a)-\delta(f-f_a)]$
cos(2πf _a t)	$\frac{j}{2}[\delta(f+f_a)+\delta(f-f_a)]$
x(at)	$\frac{1}{ a }X\left(\frac{f}{a}\right)$
x*(at)	X*(-f)
x(t±t _a)	X(f)e ^{±j2πft_a}
x(t)e ^{±j2πf_at}	X(f∓f _a) X(f∓f _a)