

ELNATAN CHAGAS FERREIRA

Físico, UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ, 1981

*Este exemplar corresponde à redação
final da tese de licenciatura por
ELNATAN CHAGAS FERREIRA e apro-
-vada pela Comissão Julgadora
em 13-12-84*

Wilmar Bueno de Moraes

OBTENÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DE FILMES DE
SILÍCIO POLICRISTALINO PARA APLICAÇÃO
EM TECNOLOGIA MOS PORTA DE SILÍCIO

Dissertação apresentada à Faculda
de de Engenharia de Campinas da
UNICAMP como requisito parcial pa
ra a obtenção do título de "Mestre
em Engenharia Elétrica"

Orientador: Prof. Dr. Wilmar Bueno de Moraes

Universidade Estadual de Campinas
Faculdade de Engenharia de Campinas
Departamento de Engenharia Elétrica
Laboratório de Eletrônica e Dispositivos

1984

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

Ofereço este trabalho a meus pais,

Francisco das Chagas Ferreira e

Maria Lima Ferreira

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Wilmar Bueno de Moraes pela valiosa orientação e imprescindível apoio.

Ao Prof. Dr. Furio Damiani, coordenador do Laboratório de Eletrônica e Dispositivos, pelos re cursos oferecidos para a realização deste trabalho.

A colega Márcia pela análise cristalográfica dos filmes.

A Sra. Rita H.B. Jacón pelo auxílio prestado du rante os trabalhos de análise microscópica dos filmes.

A colega Irene pelo perfeito e incansável trabalho datilográfico.

A colega "Dodo" pela aplicada execução dos dese nhos.

Ao colega Susumu pelas valiosas sugestões dadas durante a realização deste trabalho.

Ao colega Pimentel pelas frutíferas discussões.

Aos colegas Paulo e Adalberto pela convivência amigã e constante estímulo.

E a todos que dedicaram atenção a este trabalho e que involuntariamente foram omitidos.

Este trabalho foi realizado com o apoio financeiro das seguintes entidades:

Telecomunicações Brasileiras - TELEBRÁS
Financiadora de Estudos e Projetos - FINEP
Conselho Nacional de Pesquisa - CNPq

RESUMO

O objetivo deste trabalho é investigar a obtenção de filmes de silício policristalino, depositados no reator epitaxial projetado e construído no nosso laboratório, a partir da redução de tetracloreto de silício por hidrogênio, e caracterizar estes filmes visando aplicá-los em uma tecnologia MOS porta de silício. Para tanto, ajustamos alguns parâmetros geométricos do reator epitaxial, verificamos a dependência da deposição e morfologia dos filmes com os parâmetros CVD (temperatura do substrato, fluxo total de gases e concentração de SiCl_4). Dopamos os filmes por difusão térmica convencional, determinamos: taxa e resolução de ataque químico, resistência de folha, resistência de contato da interface silício policristalino/alumínio, largura efetiva da linha de silício policristalino, cargas no óxido de porta, etc. E ainda, foi definido um roteiro de instruções básicas para a construção de um transistor canal N com porta de silício.

LISTA DE SÍMBOLOS

- A_p - Área do capacitor.
- A_c - Área do canal do transistor.
- A_j - Área da região de junções do transistor.
- A_t - Área total do transistor.
- C_{ox} - Capacitância do óxido de porta por unidade de área.
- C_{SiH_4} - Concentração de $SiCl_4$.
- C_{H_2} - Concentração de Hidrogênio.
- D - Coeficiente de difusão.
- D_o - Coeficiente de difusão de SiH_4 em hidrogênio à 300 K ($0,02 \text{ cm}^2/\text{s}$).
- E_c - Nível de energia de banda de condução do silício.
- E_v - Nível de energia da banda de valência do silício.
- E_i - Nível de energia intrínseco do silício.
- E_F - Nível de Fermi do silício.
- E_g - Banda proibida do silício à 300 K (1,12 eV).
- G - Taxa de deposição.
- h_g - Coeficiente de transporte de massa.
- L - Comprimento do canal de um transistor MOS.
- K_s - Coeficiente de reação do superfície.
- K - Constante de Boltzman ($1,38 \times 10^{-23} \text{ J.K}^{-1}$).
- M - Massa molecular.
- N_A - Concentração de dopantes aceitadores no silício.
- N_A^* - Concentração efetiva de dopantes aceitadores no silício.
- N_D - Concentração de dopantes doadores no silício.
- N_C - Densidade de estados permitidos na banda de condução do silício.
- N_V - Densidade de estados permitidos na banda de valência do silício.
- N_G - Concentração de um gás reagente na fase gasosa.
- N_S - Concentração de um gás reagente na superfície de um subtrato.
- N - Concentração de átomos incorporados no filme de silício.

- n_i - Concentração intrínseca de portadores do silício ($1,143 \times 10^{10} \text{ cm}^{-3}$).
- N_m - Densidade de íons móveis no óxido de porta.
- N_{ox} - Densidade de íons fixos no óxido de porta.
- N_t - Densidade de íons capturados na interface Si/SiO₂.
- P_{SiCl_4} - Pressão de vapor de SiCl₄ a 0°C (~ 80 mm Hg).
- Q_{ox} - Densidade de cargas fixas no óxido de porta.
- Q_m - Densidade de cargas móveis no óxido de porta.
- Q_t - Densidade de cargas capturadas na interface SiO₂/Si.
- Q_B - Densidade de cargas espaciais na região de depleção.
- q - Carga do elétron ($1,602 \times 10^{-13} \text{ C}$)
- R - Constante universal dos gases ($8,314 \times 10^7 \text{ Erg mol}^{-1} \text{ K}^{-1}$).
- R_{on} - Resistência do canal do transistor MOS na saturação.
- R_E - Número de Reynolds.
- s_h - Número de Sherwood.
- T - Temperatura absoluta.
- T_p - Temperatura de penetração.
- T_d - Temperatura de deposição.
- T_e - Temperatura do elétron.
- t_p - Tempo de penetração.
- t_d - Tempo de deposição.
- t_{ox} - Espessura do óxido de porta.
- V_{FB} - Tensão de banda plana.
- V_T - Tensão de limiar.
- W - Largura do canal de um transistor MOS.
- X_j - Profundidade de junção.
- δ - Espessura da camada limite.
- σ - Diâmetro de colisão molecular.
- ρ - Densidade do gás.
- μ - Viscosidade do gás.
- ϵ_0 - Permissividade do vácuo ($8,854 \times 10^{-12} \text{ F/cm}$).
- ϵ_{ox} - Permissividade do óxido de silício ($3,9 \epsilon_0$).
- ϵ_{Si} - Permissividade do silício ($11,9 \times \epsilon_0$).
- β - Fator de ganho de um transistor MOS.
- μ_N - Mobilidade dos elétrons no canal de inversão.
- ϕ_{MS} - Diferença de funções trabalho do alumínio e do silício.
- ϕ_{SS} - Diferença de funções trabalho do silício policristalino e do silício.

ÍNDICE

	Pag.
INTRODUÇÃO	
CAPÍTULO I - A TECNOLOGIA MOS PORTA DE SILÍCIO	
I.1. Introdução	I.1
I.2. Diagramas de banda das estruturas Al/SiO ₂ /Si	I.3
I.3. Fabricação do TEC-MOS porta de silício	I.12
I.4. Características elétricas e geométricas das tecnologias porta de alumínio e porta de silício	I.19
Referências	I.24
CAPÍTULO II - O PROCESSO CVD	
II.1. Introdução	II.1
II.2. Tipos de reações químicas	II.3
II.3. Cinética de crescimento	II.5
II.4. Teoria da camada limite	II.11
II.5. Nucleação e crescimento	II.16
II.6. Categorias de CVD	II.20
II.6.1. CVD em pressões atmosféricas (CVD)	II.20
II.6.2. CVD em pressões reduzidas (LPCVD)	II.23
II.6.3. CVD enriquecido por plasma (PECVD)	II.29
Referências	II.39
CAPÍTULO III - OBTENÇÃO DOS FILMES	
III.1. Introdução	III.1
III.2. Descrição do sistema utilizado	III.1
III.2.1. Sistema de gases	III.1
III.2.2. Sistema de reação	III.7
III.2.3. Sistema de exaustão	III.11
III.2.4. Controle de temperatura e aquecimento	III.13
III.3. Procedimento para a deposição dos filmes	III.16
III.4. Condições de obtenção dos filmes	III.20

III.5. Dopagem dos filmes por difusão térmica	III.21
III.6. Ataque químico dos filmes.....	III.23
Referências	III.25

CAPÍTULO IV - PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS DE CARACTERIZAÇÃO

IV.1. Introdução	IV.1
IV.2. Confeção de amostras "Especiais" e da pastilha de teste	IV.1
IV.3. Roteiro de instruções básicas para a fabricação de um TEC-MOS com porta de silício canal N	IV.5
IV.4. Caracterização física e elétrica dos filmes	IV.12
IV.4.1. Resistividade	IV.12
IV.4.2. Largura efetiva de linha de poly	IV.19
IV.4.3. Resistência de contato poly/Al	IV.21
IV.4.4. Medidas de espessura	IV.25
IV.4.5. Taxa de ataque químico.....	IV.28
IV.4.6. Resolução de ataque químico	IV.31
IV.4.7. Qualidade de uma cadeia de contatos	IV.32
IV.4.8. Qualidade da cobertura sobre um degrau de óxido	IV.33
IV.4.9. Estrutura e composição do filme	IV.34
IV.5. Caracterização da interface Si/SiO ₂ e determinação das cargas no óxido.....	IV.36
IV.5.1. Introdução	IV.36
IV.5.2. Determinação da densidade de cargas fixas no óxido	IV.38
IV.5.3. Determinação da densidade de cargas móveis no óxido	IV.46
IV.5.4. Determinação da densidade de cargas captura das na interface Si/SiO ₂	IV.49
IV.6. Confeção e caracterização dos transistores com porta de silício	IV.52
IV.7. Projeto de um oscilador em anel.....	IV.55
Referências	IV.70

CAPÍTULO V - RESULTADOS

V.1. Introdução	V.1
V.2. Parâmetros geométricos	V.1
V.3. Parâmetros CVD	V.4
V.3.1. Dependência da taxa de deposição com a temperatura do substrato	V.5
V.3.2. Dependência da taxa de deposição com o fluxo total de gases	V.7
V.3.3. Dependência da taxa de deposição com a concentração de SiCl_4	V.8
V.3.4. Dependência da uniformidade da espessura com o fluxo total de gases	V.11
V.3.5. Dependência da orientação e tamanho dos grãos com a temperatura do substrato	V.13
V.4. Propriedades dos filmes	V.18
V.4.1. Resistividade	V.18
V.4.2. Resistência de contato $\text{Si}^{\text{P}}/\text{Al}$	V.29
V.4.3. Qualidade do contato $\text{Si}^{\text{P}}/\text{Al}$	V.31
V.4.4. Largura efetiva da linha de silício poli cristalino	V.34
V.4.5. Ataque químico	V.36
V.4.6. Resolução do ataque químico	V.39
V.4.7. Qualidade da cobertura sobre degrau de óxido	V.41
V.4.8. Composição do filme	V.42
V.5. Caracterização do óxido e da interface Si/SiO_2	V.44
V.5.1. Cargas fixas no óxido	V.44
V.5.2. Cargas móveis no óxido	V.47
V.6. Caracterização dos transistores com porta de silício	V.49

CAPÍTULO VI - ANÁLISE DOS RESULTADOS E CONCLUSÃO

VI.1. Introdução	IV.1
VI.2. Análise dos resultados da obtenção dos filmes	IV.1
VI.3. Análise dos resultados das propriedades do filme ..	IV.5
VI.4. Análise dos resultados das cargas presentes no óxido de porta	IV.11

VI.5. Análise dos resultados das características dos transistores	IV.14
VI.6. Conclusões	IV.17
VI.7. Sugestões para o procedimento deste trabalho	IV.17
Referências	IV.19

CAPÍTULO I

A TECNOLOGIA MOS PORTA DE SILÍCIO

I.1 - INTRODUÇÃO

A tecnologia MOS porta de silício (em inglês, silicon gate technology) tem despertado nos últimos anos, muita atenção da pesquisa e indústria de dispositivos semicondutores devido a sua característica de complementação da tecnologia padrão (porta de alumínio) [1-4].

Nesta tecnologia, o alumínio de porta dos transistores de efeito de campo (TEC-MOS) é substituído por silício na forma de um filme policristalino bastante dopado, para proporcionar uma boa condutividade ($< 100 \Omega/\square$) necessária para preencher as exigências desta tecnologia. Os processos adotados nesta tecnologia fornecem características bastante atraentes, as quais citamos abaixo:

- A estrutura de porta é auto-alinhada resultando numa redução das capacitâncias parasitas entre as regiões porta-fonte e porta-dreno. Isto possibilita maior velocidade para os dispositivos.
- O óxido de porta é crescido antes da formação das junções de fonte e dreno. Isto significa que junções rasas podem ser obtidas.
- Como nesta tecnologia a estrutura do transistor não é limitada pela metalização de fonte e dreno, o que não ocorre na tecnologia padrão, pode-se obter projetos mais compactos utilizando esta tecnologia.
- Um plano de interconexão adicional é disponível pela camada de silício policristalino, contribuindo, assim, para a redução do

tamanho dos transistores e maior flexibilidade do projeto.

- Como o óxido de porta é coberto em seguida por silício polycristalino, protegendo-o contra contaminação; um maior rendimento de fabricação é alcançado.

A título de exemplo, a tabela I.1.1. compara as características de um multiplexador fabricado pela tecnologia padrão (3705) e pela tecnologia porta de silício (3708) Fairchild [5].

Tabela I.1.1. - Comparação das características de dois multiplexadores eletricamente idênticos fabricados pela Fairchild.

Características	3705 MOS Porta de Alumínio	3708 MOS Porta de Silício
Resistência ON do canal	150Ω	80Ω
Corrente de fuga de saída	10nA	2nA
Corrente de fuga de entrada	2nA	0,2nA
Capacitância de entrada	5,5pF	2,5pF
Capacitância de Saída	40pF	25,5pF

As combinações de tecnologias podem tomar todas as formas teoricamente possíveis. Entretanto, existem algumas formas que parecem mais atrativas que outras, por exemplo, a que combina os MOS complementares (CMOS) com a de porta de silício.

Uma forma deste tipo foi proposta pela motorola em 1971 para aplicações em relógios eletrônicos. Esta forma é interes

sante quando se deseja reduzir o consumo ou diminuir as tensões de alimentação.

A Tabela I.1.2 resume as características de algumas tecnologias, simples, ou combinadas [5].

Para uma melhor visualização das características supracitadas, passaremos a descrever os diagramas de banda de energias das estruturas $\text{Al/SiO}_2/\text{Si}$ e $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2/\text{Si}$, os passos de fabricação de um transistor MOS porta de silício e as características elétricas e geométricas das tecnologias porta de alumínio e porta de silício.

I.2 - DIAGRAMAS DE BANDAS DE ENERGIAS DOS SISTEMAS $\text{Al/SiO}_2/\text{Si}$ E $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2/\text{Si}$

A energia de um elétron no nível de Fermi num metal e num semicondutor de uma estrutura MOS não é, em geral, a mesma; tal diferença é chamada de diferença de função-trabalho. A função trabalho é definida como a energia que deve ser entregue ao elétron no nível de Fermi de certo material necessária para removê-lo para o nível de vácuo [6].

Quando um metal de uma estrutura MOS é "colocado em contato" com um semicondutor (Fig. I.2.1a) os elétrons fluem do metal para o semicondutor para o caso de Si tipo P ou vice-versa, para o caso de Si tipo N. Esse fenômeno permanece até surgir uma diferença de potencial entre os dois eletrodos que contrabalance a diferença nas funções trabalho. No equilíbrio, o nível de Fermi do metal e do semicondutor se igualam (Fig. I.2.1b). Portanto, haverá uma variação do potencial eletrostático de uma região para a outra.

A figura I.2.1 mostra ainda o nível inferior da banda de condução do óxido. A energia mínima necessária para remover um elétron no nível de Fermi do metal para a banda de condução do

Tabela I.1.2 - Algumas tecnologias comparadas

Tecnologia (canal)	V_T V	V_F V	Alimentação (V)		Complexidade relativa da tecnologia	Consumo por porta (mW)	Frequência má- xima (MHz)	Densidade re- lativa de in- tegração	Notas
			V_{DD}	V_{GG}					
Enriquecimento (P) <III>	3-5	30	15-20	25-27	1	1,5	2	1	MOS fundamental desde 1964
Baixo V_T (P) <100>	1,5-3	20-30	5-20	10-20	1	0,7	1	1,1	Desde 1967 aproximadamente
Enriquecimento (N)	0,5-2	15	5-15	5-12	1	0,6	20	1,2	Efeito subst. muito sensível
Depleção (N)	1-4	15	5-15	5-15	1				Substrato alta resistividade
Nitreto de Silí- cio (P)	1,5-3	25	5-20	10-20	1,25	1	2	1,1	Dielétrico de porta mais fino
CMOS- (P) (N)	1,5-3 1,5-3	30 15	5-15	-	1,5	10nW	10	0,7	Baixo consumo
CMOS- (P) Baixo V_T (N)	0,5-1 0,5-1	5 5	1-5	-	2	5nW			Relógio Eletrô- nico
Porta de silício (P)	1,5-2,5	15(Si) 25(Al)	10-25 10-25	10-25 10-25	1,25 1,25	0,7 0,7	8 8	1,5 1,5	Autoalinhamento 3 níveis de in- terconexões
Porta de silício (N)	0,5-2	15	5-15	5,15	1,25	0,6	20	1,7	Alta ve. ocidade
CMOS Porta (P)	1,5-2,5	25	5-15	-	2	1nW	20	0,9	CMOS + alto- alinhamento
Silício (N)	1,5-2,5	15	5-12	-	2	1nW	20	0,9	
Implantação iônica	Ajust.	Idem	Segundo V_T		1,5				

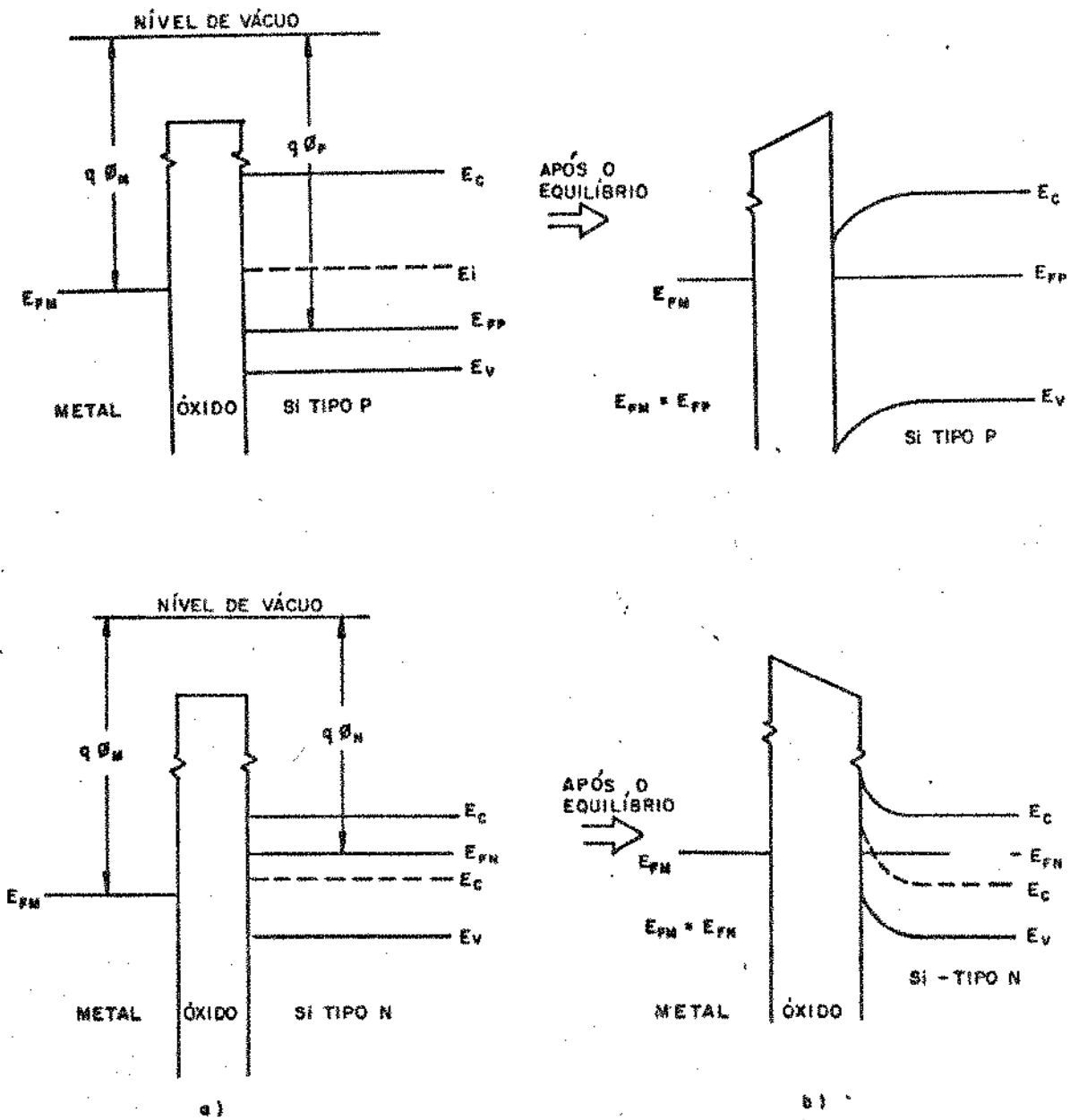


Fig. I.2.1 - Diagrama de banda de energias das estruturas MOS-P e MOS-N.

Óxido é chamada de barreira de energia metal-óxido. E a energia necessária para remover um elétron da banda de valência do semicondutor para a banda de condução do óxido é chamada de barreira de energia silício-óxido [6].

A Fig. I.2.2a mostra o diagrama de banda de energia em equilíbrio, a assumindo $Q_{ox} = 0$, em uma estrutura Al/SiO₂/Si. A Fig. I.2.2b mostra a condição de banda plana na qual uma voltagem de porta, V_G , é aplicada para contrabalançar a diferença de função trabalho.

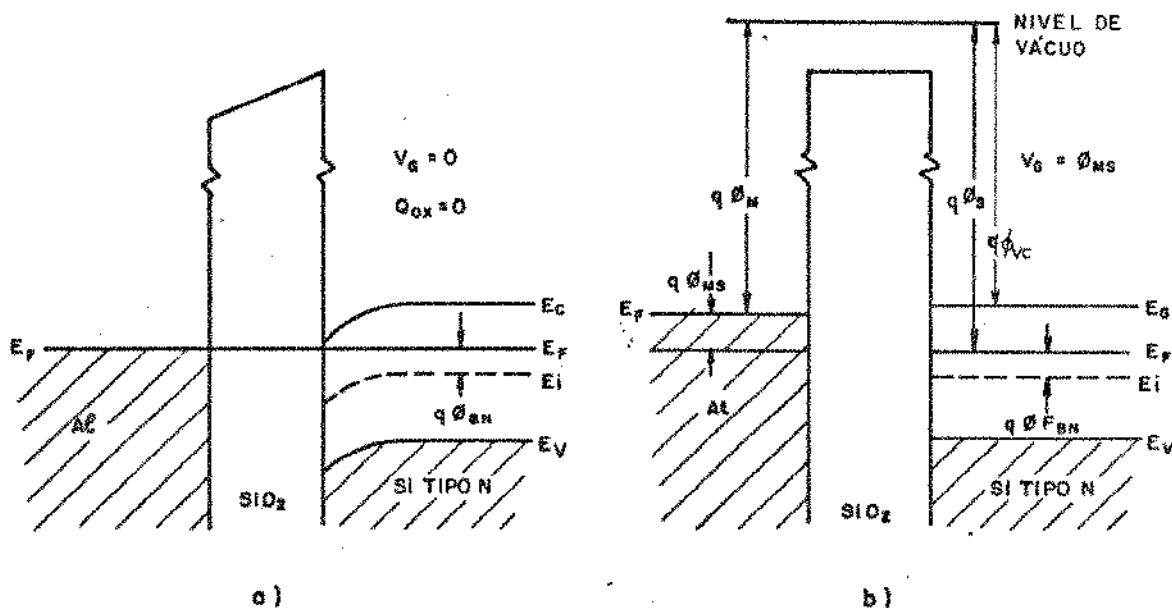


Fig. I.2.2 - Diagrama de banda da estrutura Al/SiO₂/Si.

A Fig. I.2.3b mostra o diagrama de banda em equilíbrio e com $Q_{ox} = 0$ de uma estrutura Si^P/SiO₂/Si. A porta de silício policristalino é altamente dopada do tipo P, enquanto o substrato de silício é dopado tipo N. Esta é a situação encontrada na fabricação de transistores MOS canal P. Em equilíbrio, a superfí

cie do substrato, na região de porta, está depletada ou invertida dependendo da espessura do óxido de porta.

A Fig. I.2.3b mostra a condição de banda plana, da qual a diferença de função trabalho, ϕ_{SS} , será:

$$\phi_{SS} = \phi_{FG,P} - \phi_{FB,N} \quad (\text{I.2.1})$$

ou de uma forma mais genérica:

$$\phi_{SS} = \phi_{FG} - \phi_{FB} \quad (\text{I.2.2})$$

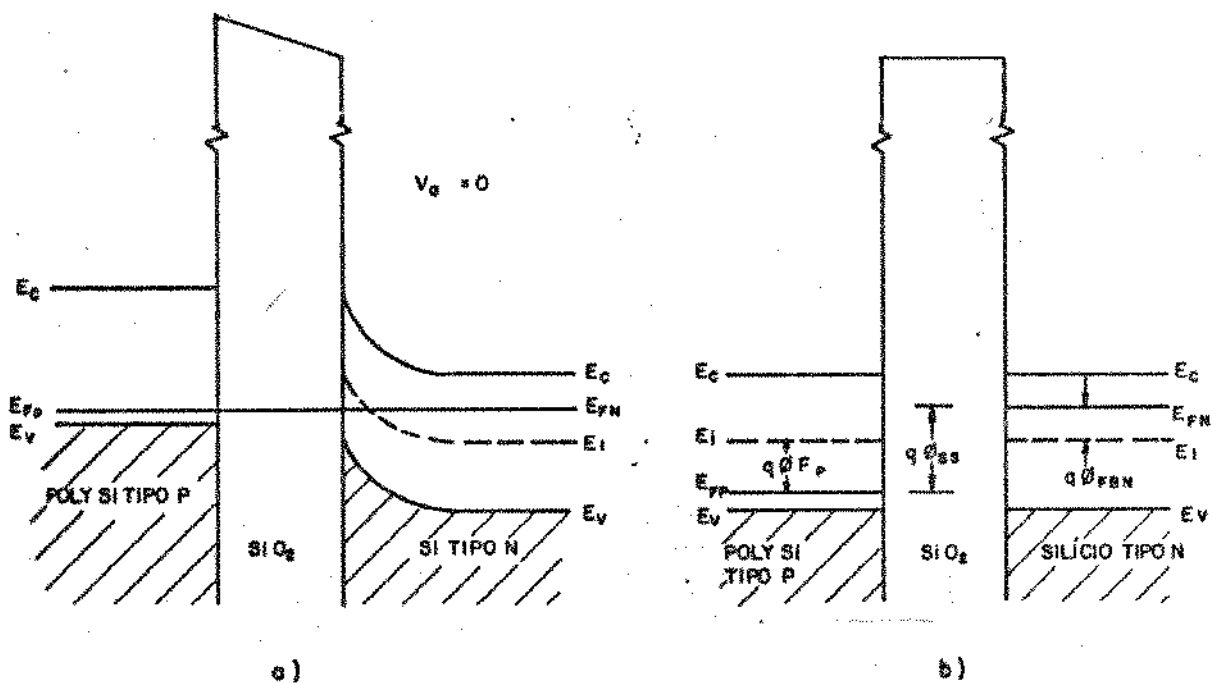


Fig. I.2.3 - Diagrama de banda da estrutura Si^P/SiO₂/Si. Silício de porta tipo P e substrato tipo N.

As Figs. I.2.4a e I.2.4b mostram respectivamente o diagrama de banda em equilíbrio e a condição de banda plana para o caso de dispositivos com porta de silício canal N.

A tensão de porta necessária para a condição de banda plana é chamada de tensão de banda plana (ou, em inglês, flat-band), V_{FB} .

Na estrutura Al/SiO₂/Si (Fig. I.2.2) onde $Q_{ox} = 0$, a tensão de banda plana é dada por:

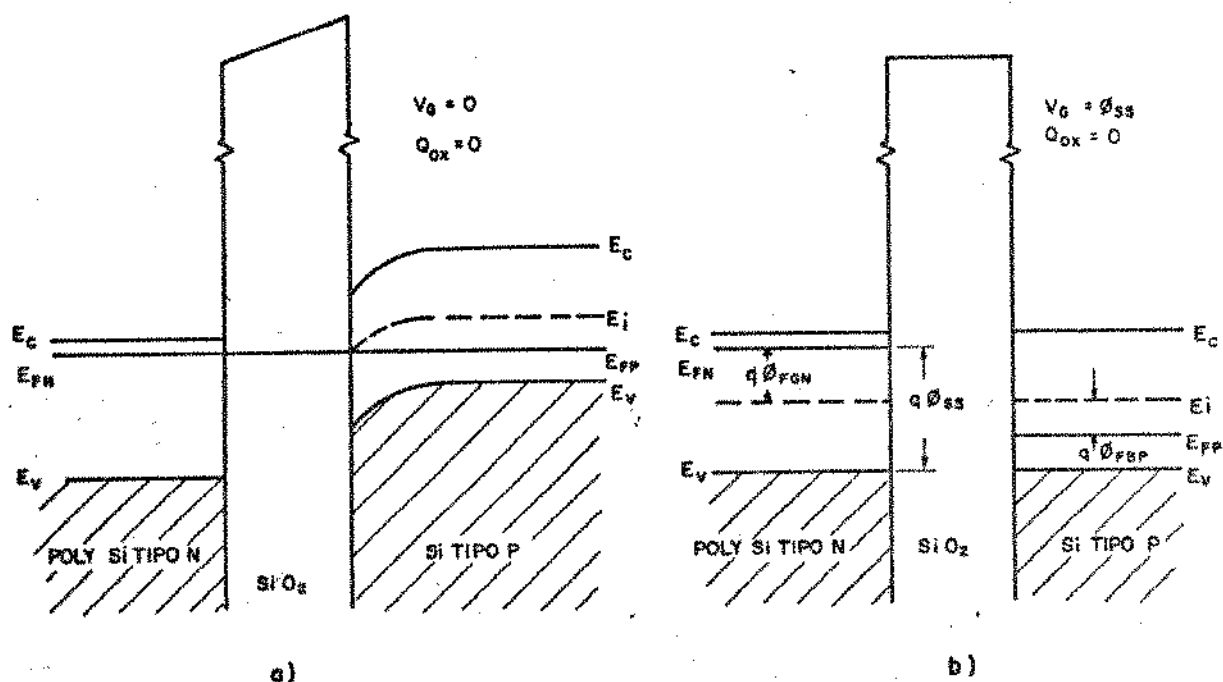


Fig. I.2.4 - Diagramas de banda de uma estrutura Si^p/SiO₂/Si com Si^p tipo N e Si tipo P.

$$V_{FB}^{(Al)} = \phi_M - \phi_S = \phi_M - \left(\phi_{vc} + \frac{E_g}{2q} + \phi_{FB} \right) \quad (I.2.3)$$

onde:

$$\phi_{FB} = \begin{cases} \left(-\frac{KT}{q} \ln \frac{N_D}{ni(T)} \right) & \text{(Si tipo N)} \\ \frac{KT}{q} \ln \frac{N_A}{ni(T)} & \text{(Si tipo P)} \end{cases} \quad (I.2.4)$$

e

$$ni(T) = (N_C N_V)^{1/2} T^{3/2} \exp \left(-\frac{E_g}{2KT} \right) \quad (I.2.5)$$

$$E_g = \begin{cases} 1,165 - 5 \times 10^{-7} T^2 & (T < 300 \text{ K}) \\ 1,205 - 2,829 \times 10^{-4} T & (T > 300 \text{ K}) \end{cases} \quad (I.2.6)$$

Levando em consideração a carga total no óxido, Q_{ox} , a equação torna-se:

$$V_{FB}^{(Al)} = \phi_M - \left(\phi_{vc} + \frac{E_g}{2q} + \phi_{FB} \right) - \frac{Q_{ox}}{C_{ox}} \quad (I.2.7)$$

onde:

$$C_{ox} = \frac{\epsilon_o \cdot \epsilon_{ox}}{t_{ox}}$$

Na estrutura $Si^P/SiO_2/Si$ a tensão de banda plana é dada por:

$$V_{FB}^{(Si^P)} = \phi + \frac{E_g}{2q} + \phi_{FB} - \left(\phi_{vc} + \frac{E_g}{2q} + \phi_{FB} \right) = \phi_{FP} - \phi_{FB} \quad (I.2.8)$$

Levando em consideração Q_{ox} , a equação torna-se:

$$V_{FB}^{(Si)^P} = \phi_{FP} - \phi_{FB} - \frac{Q_{ox}}{Cox} \quad (I.2.9)$$

Para estabelecer a condição de forte inversão ($\phi_S = 2\phi_{FB}$) [6], uma tensão adicional deve ser aplicada a porta do TECMOS, assim:

$$V_T^{(Al)} = V_{FB}^{(Al)} + 2\phi_{FB} - \frac{Q_B}{Cox} \quad (I.2.10)$$

$$V_T^{(Si)^P} = V_{FB}^{(Si)^P} + 2\phi_{FB} - \frac{Q_B}{Cox} \quad (I.2.11)$$

Onde Q_B é densidade de carga espacial no substrato perto da interface Si/SiO₂ e é dada por:

$$Q_B = \begin{cases} \sqrt{2\epsilon_0 \epsilon_{Si} q N_D |\phi_{FB}|} & \text{(Si tipo N)} \\ \sqrt{2\epsilon_0 \epsilon_{Si} q N_A \phi_{FB}} & \text{(Si tipo P)} \end{cases} \quad (I.2.12)$$

A tensão V_T é chamada de voltagem de limiar.

A substituição das equações I.2.7 em I.2.10 e I.2.9 em I.2.11, e a subtração das últimas, resulta na diferença nas voltagens de limiar das duas estruturas.

$$\Delta V_T = V_T^{(Al)} - V_T^{(Si)^P} = \phi_M - \left(\phi_{vc} + \frac{Eq}{2q} \right) - \phi_{FP} \quad (I.2.13)$$

Para $T = 300$ K temos [6].

$$\phi_M - \phi_{VC} + \frac{Eg}{2g} = -0,6 \text{ V}$$

Assim:

$$\Delta V_T = -0,6 - \phi_{FP} \quad (\text{I.2.14})$$

Para um transistor canal N, supondo a porta de silício bastante dopada ($N_A \geq 10^{19}/\text{cm}^3$), tipo P, então $|1|$:

$$\phi_{FP} \cong 0,5 \text{ V}$$

e, portanto,

$$\Delta V_T = -0,6 - (-0,5) = -0,1 \text{ V}$$

O que significa um ligeiro aumento na voltagem de limiar para transistores com porta de silício (V_T é positivo para transistores de canal N, tipo enriquecimento).

Os cálculos acima supõem que:

- 1) O comportamento do silício policristalino usado como porta, é igual ao modelo de banda usado para silício monocristalino.
- 2) O silício de porta é suficientemente dopado de forma que o seu nível de Fermi permanece inalterado.

Com a finalidade de prever uma voltagem de limiar para os transistores a serem construídos nós plotamos vários gráficos de V_T contra t_{OX} tendo como parâmetros Q_{OX} e N_A^* .

Como o perfil de concentração do substrato se modifica após as etapas de oxidação e outros passos de alta temperatura [6], N_A^* deve ser considerado como uma concentração efetiva após todos esses passos. No capítulo IV nós descrevemos um método para calcular esta concentração.

As Figs. I.2.5a e b mostram respectivamente a dependência de V_T com t_{ox} para $Q_{ox} = 5 \times 10^{10}/cm^2$ e $Q_{ox} = 1 \times 10^{11}$ tendo como parâmetro a concentração efetiva, N_A^* , para transistores com porta de silício e canal N.

A expressão de $V_T^{(Si^P)}$ usada foi |1|:

$$V_T^{(Si^P)} = -0,55 + \phi_{FB} - \frac{(Q_{ox} - |Q_B|)}{\epsilon_{ox} \epsilon_0} t_{ox} \quad (I.2.15)$$

onde:

$$Q_B = - \sqrt{2 \epsilon_{Si} \epsilon_0 q N_A^* (2 \phi_{FB})} \quad (I.2.16)$$

e

$$\phi_{FB} = \frac{KT}{q} \ln \frac{N_A^*}{ni} \quad (I.2.17)$$

É importante observar nas expressões I.2.9 a I.2.11 e nos gráficos das figuras I.2.5a e b que a densidade de cargas total no óxido, Q_{ox} , tem um papel importante na determinação de $V_T^{(Si^P)}$. Um valor de Q_{ox} próximo de Q_B deixa $V_T^{(Si^P)}$ quase que independente da espessura do óxido, t_{ox} . Tendo como consequência a razão $V_{TF}^{(Si^P)}/V_T^{(Si^P)}$ próxima de 1 (um) e ainda uma maior sensibilidade de $V_T^{(Si^P)}$ com relação a estas cargas. Por outro lado, uma baixa concentração de Q_{ox} deixa $V_T^{(Si^P)}$ quase que independente das últimas e faz com que a razão $V_{TF}^{(Si^P)}/V_T^{(Si^P)}$ seja elevada como mostra a figura I.2.5, o que é bastante desejável.

I.3 - FABRICAÇÃO DO TECMOS PORTA DE SILÍCIO

A figura I.3.1 mostra a seção transversal de TECMOS com porta de silício juntamente com um TECMOS porta de alumínio. Em

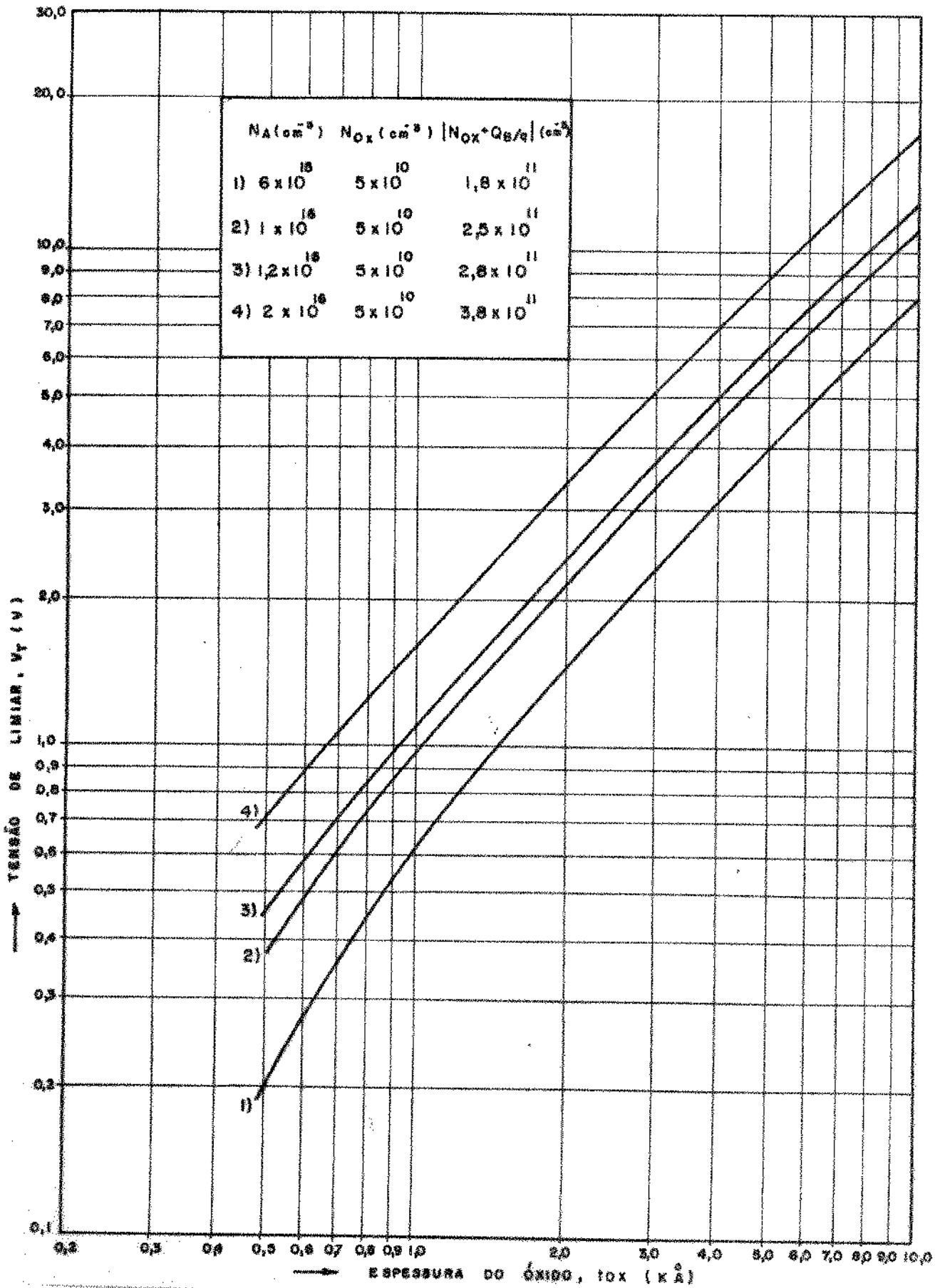


Fig. I.2.5a - Dependência de V_T , com espessura de óxido.

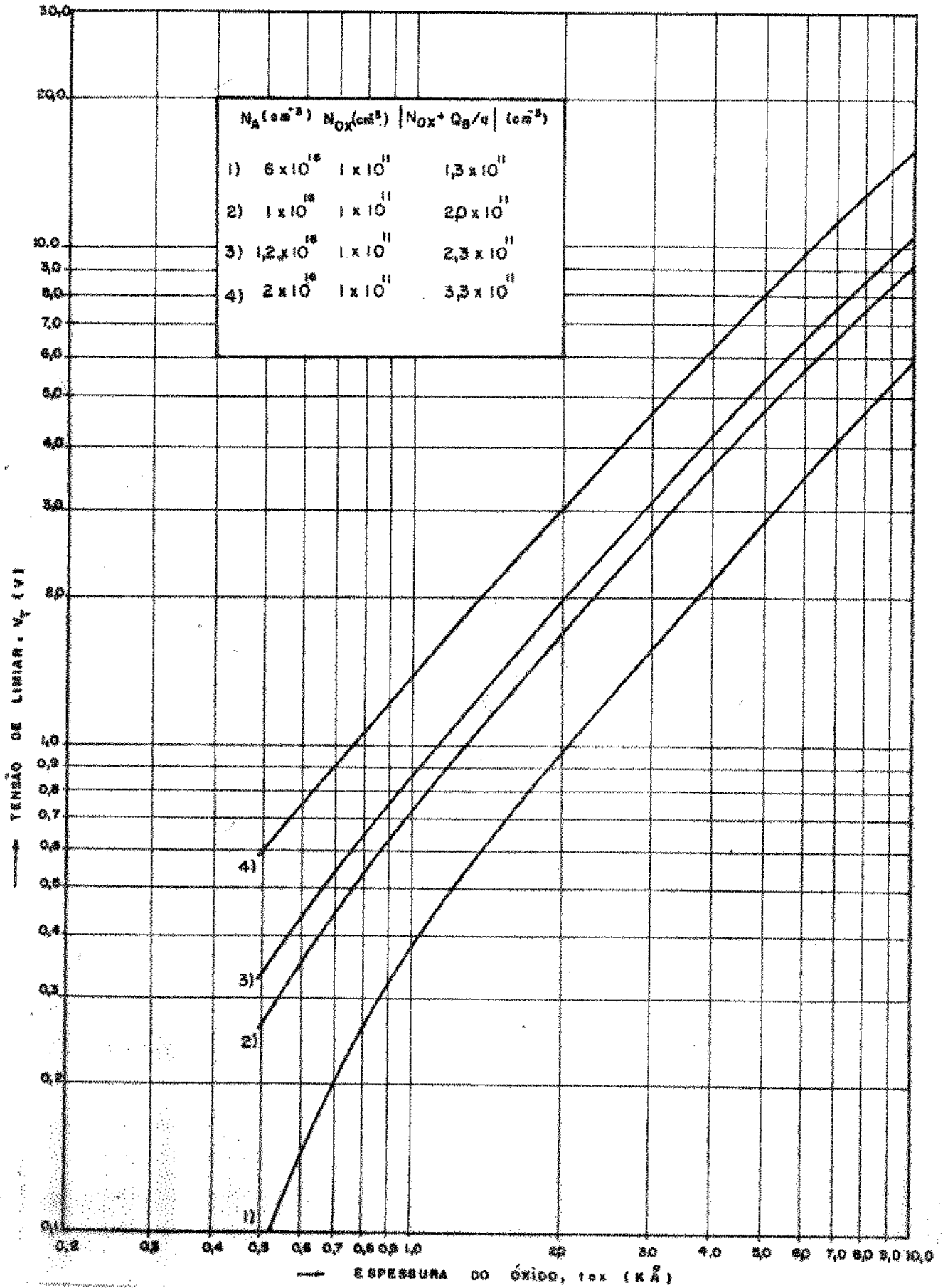
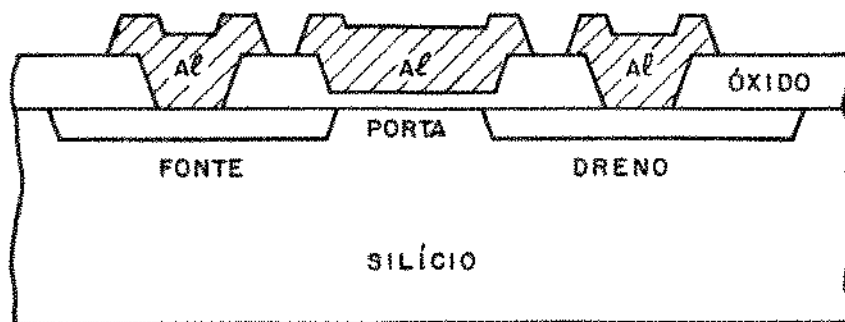
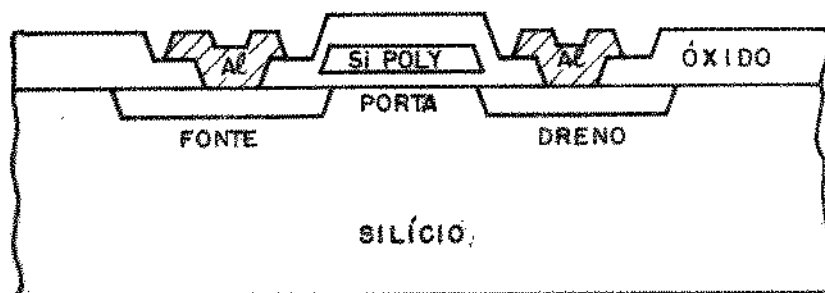


Fig. 1.2.5b - Dependência de V_T , com espessura de óxido.

ambos os dispositivos, os eletrodos da fonte e do dreno são de alumínio.



a)



b)

Fig. 1.3.1 - Estrutura seccionada do a) TECMOS porta de alumínio e b) TECMOS porta de silício.

As figuras I.3.2 mostram o processo completo de fabricação do TECMOS porta de silício canal N; inicialmente uma pastilha de silício tipo P, com resistividade de 1-1,5 Ωcm e orientação $\langle 100 \rangle$ é oxidada até a espessura aproximada de $1\mu\text{m}$ de SiO_2 . Então a primeira máscara define as regiões de fonte, dreno e porta (chamaremos de área ativa) (figura 1.3.2a). O óxido de porta é crescido até uma espessura em torno de 1000 \AA . Uma camada de silício policristalino é subsequentemente depositada pela técnica CVD, que está descrita no capítulo seguinte (figura I.3.2b). A segunda máscara, então, define, simultaneamente, a área de por

ta e as regiões de fonte e dreno (figura I.32c); um erro de alinhamento entre a primeira e a segunda máscara foi propositadamente colocado para evidenciar a característica de porta auto-alinhada desta tecnologia.

O óxido fino sobre as regiões de fonte e dreno é removído.

Uma predeposição de fósforo define as áreas de junções de fonte e dreno ao mesmo tempo que a porta de silício torna-se altamente dopada tipo N, contribuindo para baixar as resistências das linhas de silício policristalino necessárias para as interconexões. Uma camada de SiO_2 CVD é depositada a baixa temperatura para cobrir todas as áreas expostas (figura I.3.2d). Uma camada fina de fosforosilicato é formada e deixada na superfície do óxido depositado para fins de passivação. As áreas de contato são definidas na terceira máscara (figura I.3.2e); finalmente faz-se a metalização (quarta máscara) e o dispositivo está pronto para teste e encapsulamento (figura I.3.2f).

Se o transistor é canal P, o processo, basicamente, é o mesmo. As diferenças são:

- 1) A pastilha de silício é do tipo N, orientação $\langle 111 \rangle$ com resistividade de 5-8 Ωcm .
- 2) O Boro é usado como fonte de dopante.

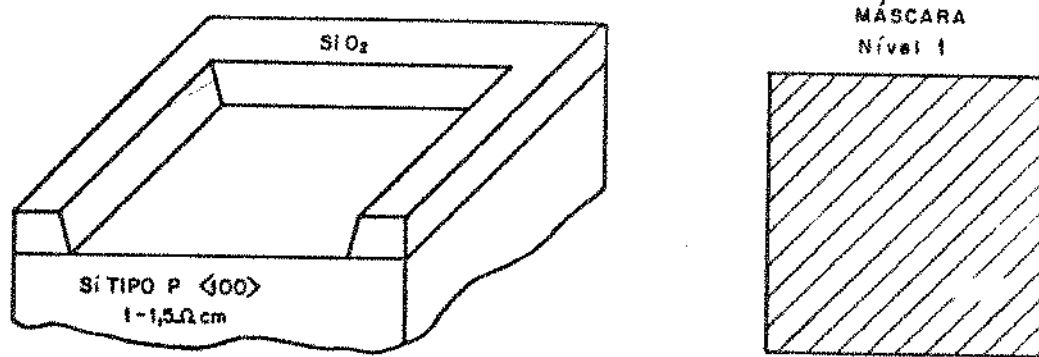


Fig. 1.3.2a - Definição das áreas ativas.

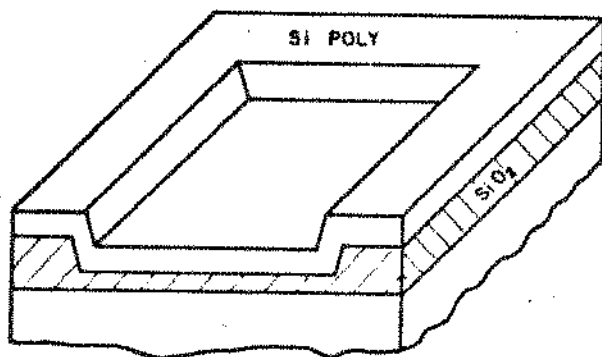


Fig. 1.3.2b - Deposição de silício policristalino.

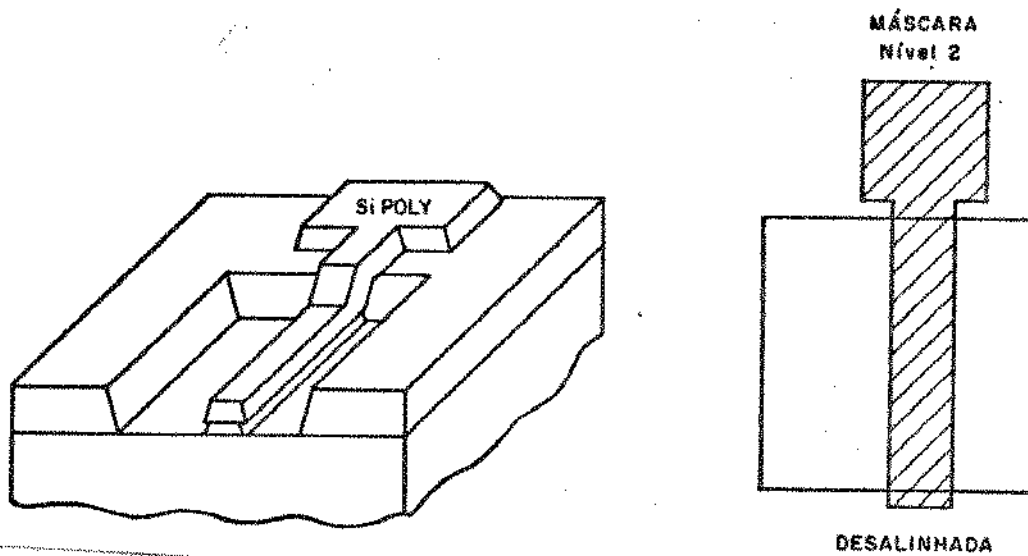


Fig. 1.3.2c - Definição de porta, fonte e dreno.

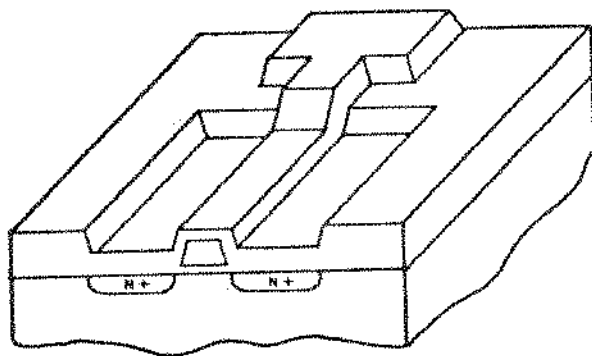


Fig. 1.3.2d - Definição das junções fonte e dreno.

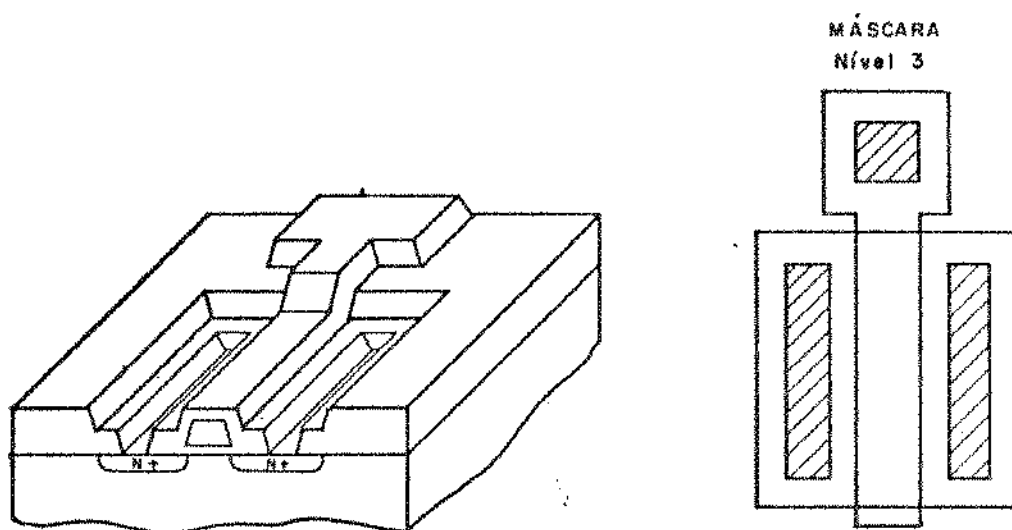


Fig. 1.3.2e - Abertura de contato.

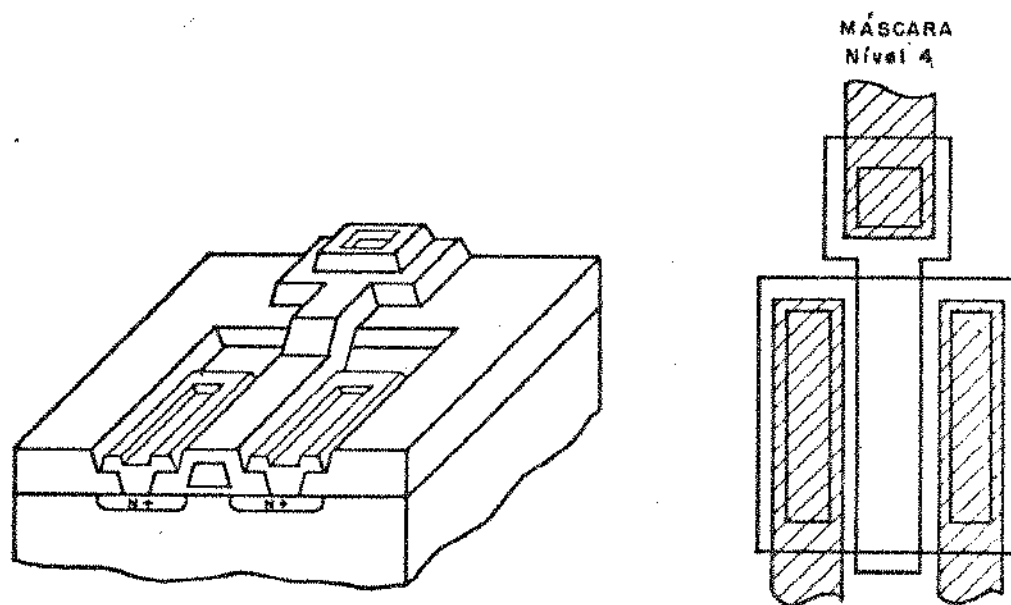


Fig. 1.3.2f - Metalização

I.4 - CARACTERÍSTICAS ELÉTRICAS E GEOMÉTRICAS DAS TECNOLOGIAS PORTA DE ALUMÍNIO E PORTA DE SILÍCIO

Do ponto de vista do projetista é importante conhecer as relações entre as características elétricas e geométricas de transistores (com estruturas linear e na forma de "dedos").

A figura I.4.1 mostra a geometria das estruturas lineares construídas com as tecnologias padrão e porta de silício.

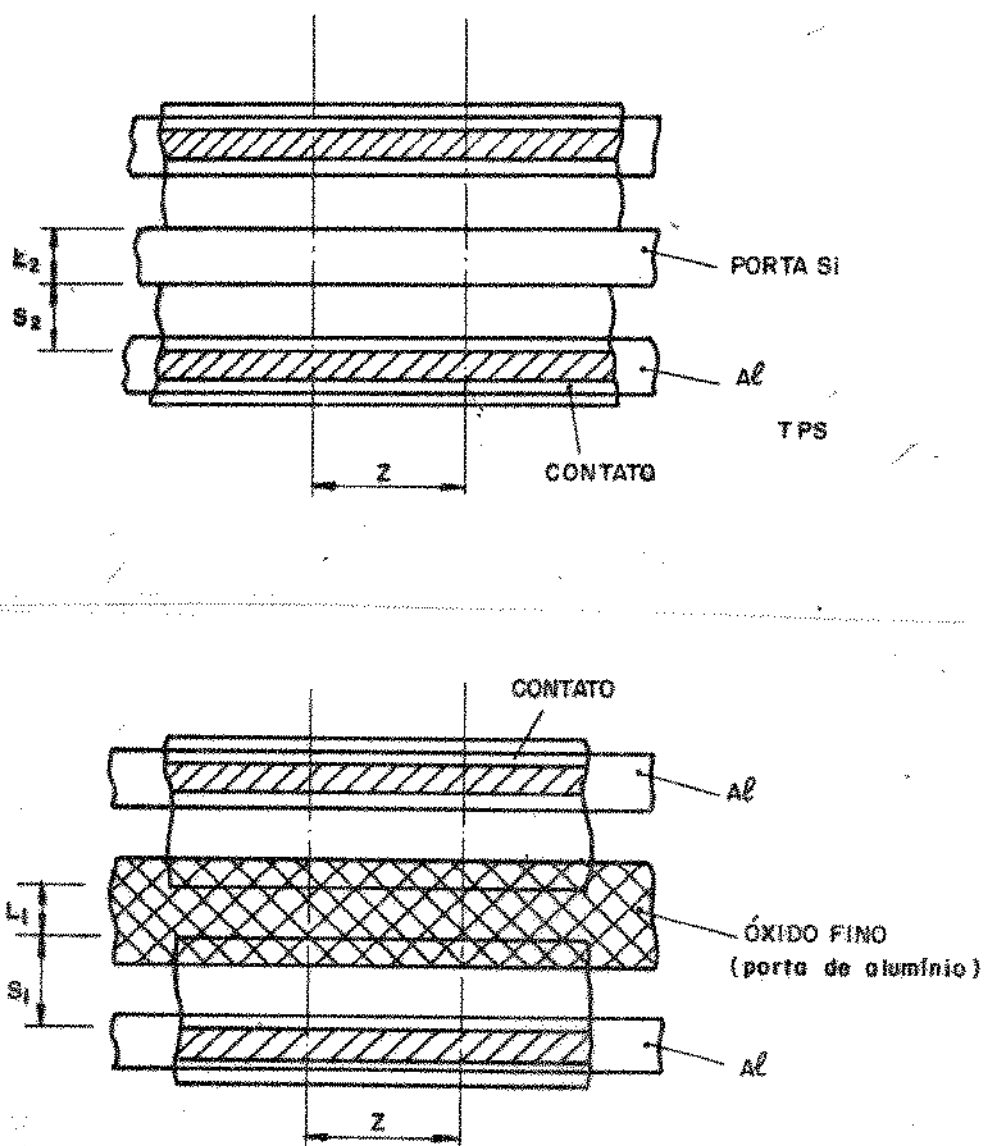


Fig. I.4.1 - Geometria de estruturas lineares.

Faggin e Klein [1] compararam as características elétricas e geométricas de transistores com estruturas lineares e estruturas na forma de "dedos" construídos com as tecnologias padrão e com porta de silício (TPS).

A tabela I.4.1 mostra as expressões para R_{ON} , A_j , A_C e A_T e seus significados para as estruturas lineares.

A figura I.4.2 mostra uma estrutura na forma de "dedos" típica usada nas tecnologias padrão e TPS. As expressões para R_{ON} , A_j , A_C , A_T , para uma célula unitária são dadas na tabela. Se uma estrutura é composta de n células unitárias, sua resistência (R_{ON})_{Total} = R_{ON}/n , onde R_{ON} é a resistência de uma célula unitária.

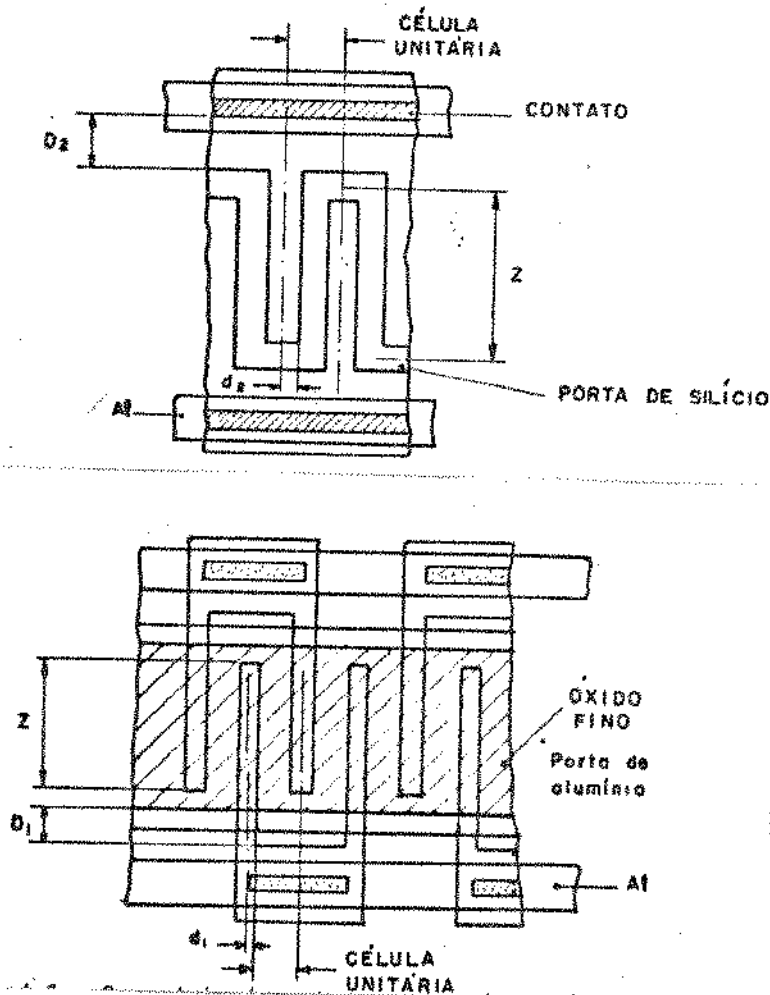


Fig. I.4.2 - Geometria de estruturas na forma de dedos.

Tabela I.4.1 - Expressões para R_{on} , A_J , A_C e A_T para estruturas lineares.

TECNOLOGIA PADRÃO	TECNOLOGIA PORTA SILÍCIO (TPS)
$R_{on} = 2\rho_1(S_1/Z) + 1/G_1Z$	$R_{on} = 2\rho_2(S_2/Z) + 1/G_2Z$
onde:	onde:
$G_1 = \frac{\mu_1 Cox_1 (V_G - V_{T1})}{L_1 - 2X_{J1}}$	$G_2 = \frac{\mu_2 Cox_2 (V_G - V_{T2})}{L_2 - 2X_{J2}}$
$\left. \begin{array}{l} A_J = 2,6Z \\ A_C = 0,9Z \\ A_T = 3,1Z \end{array} \right\} \text{ (mil}^2\text{)}$	$\left. \begin{array}{l} A_J = 1,6Z \\ A_C = 0,4Z \\ A_T = 2Z \end{array} \right\} \text{ (mil}^2\text{)}$

SÍMBOLOS

R_{on} = Resistência do canal na saturação.

ρ_1, ρ_2 = Resistência de folha das regiões difundidas em Ω/\square .

μ_1, μ_2 = Mobilidade dos portadores no canal de inversão.

Cox_1, Cox_2 = Capacitância de porta por unidade de área.

A_J, A_C, A_T = Áreas de: Junção, canal e total respectivamente.

X_{J1}, X_{J2} = Difusão lateral.

Z = Largura do canal.

L_1, L_2 = comprimento do canal.

S_1, S_2 = Distância da borda da região difundida (na região de porta) ao contato de fonte e dreno.

Uma boa figura de mérito é o produto $R_{on} \cdot A_C$, que para as estruturas lineares, é independente de Z/L . Essa figura de mérito é de $1,35 \text{ K}\Omega \cdot \text{mil}^2$ para a tecnologia com porta de silício e $2,9 \text{ K}\Omega \cdot \text{mil}^2$ para a tecnologia padrão [1]. Como exemplo, suponhamos que nós desejássemos um transistor com $R_{on} = 100\Omega$ usando cada uma destas tecnologias com estruturas lineares e na forma de dedos. A tabela I.4.3 resume os resultados. Como pode ser

Tabela I.4.2 - Expressões para R_{on} , A_J , A_C e A_T para estruturas na forma de dedos.

TECNOLOGIA PADRÃO	TECNOLOGIA PORTA DE SILÍCIO (TPS)
$R_{on} = 2R_L + R_1 \left[\frac{Z}{2} + Z_0 \cdot \frac{1 + \cosh(Z/Z_0)}{\sinh(Z/Z_0)} \right]$	$R_{on} = R_2 \left[\frac{Z}{2} + \frac{\frac{2R_1' R_2''}{R_2^2} + \frac{R''}{R_2} Z_0 \frac{Z/Z_0 + 1}{Z/Z_0 - 1}}{\frac{R''}{R_2} + 2Z_0 \frac{Z/Z_0 + 1}{Z/Z_0 - 1}} \right]$
onde:	onde:
$R_L = \rho_1 (D_1/d_1)$	$R_2 = \rho_2/d_2$
$R_1 = \rho_1/d_1$	$R' = D_2/d_2$
$Z_0 = 1/\sqrt{2G_1 R_1}$	$R'' = [G_2 (d_2 + L_2/2)]^{-1}$
$G_1 = \frac{\mu_1 Cox_1 (V_G - V_{T1})}{L_1 - 2X_{j1}}$	$Z_0 = 1/\sqrt{2(G_2 R_2)}$
Se $Z/Z_0 \gg 1$ ($Z/Z_0 > 3$):	$G_2 = \frac{\mu_2 Cox_2 (V_G - V_{T2})}{L_2 - 2X_{j2}}$
$R_{on} \cong 2R_L + R_1 [Z/2 + Z_0]$	Se $Z/Z_0 \ll 1$ ($Z/Z_0 < 0,3$):
$\left. \begin{aligned} A_J &= 1,2 + 0,2Z \\ A_C &= 0,7 (Z + 0,4) \\ A_T &= 0,7 (Z + 2,8) \end{aligned} \right\} (\text{mil}^2)$	$R_{on} \cong R_2 \left[\frac{Z}{2} \frac{\frac{2R_1' R''}{R_2^2} + \frac{2R''}{R_2} \frac{Z_0^2}{Z}}{\frac{R''}{R_2} + 4 \frac{Z_0^2}{Z}} \right]$
	Se $Z/Z_0 \gg 1$ ($Z/Z_0 > 3$):
Obs.: Os símbolos usados são os mesmos da tabela anterior.	$R_{on} = R_2 \left[\frac{Z}{2} + \frac{\frac{2R_1' R''}{R_2^2} + \frac{R''}{R_2} Z_0}{\frac{R''}{R_2} + 2Z_0} \right]$
	$\left. \begin{aligned} A_J &= 1,12 + 0,3Z \\ A_C &= 0,28 + 0,4Z \\ A_T &= 0,7 (2 + Z) \end{aligned} \right\} (\text{mil}^2)$

observado, as estruturas na forma de dedos da tecnologia porta de Silício fez possível se obter "Buffer" muito mais eficientes que aqueles construídos com a tecnologia padrão.

Tabela I.4.3 - Características geométricas de um transistor MOS com $R_{ON} = 100\Omega$ fabricado com ambas as tecnologias com estruturas lineares e na forma de dedos.

TECNOLOGIA	ESTRUTURA	RESISTÊNCIA DE FOLHA DE FONTE E DRENO (Ω/\square)	Z/L	Nº DE CÉLULAS UNITÁRIAS	A _J (mil ²)	A _C (mil ²)	A _T (mil ²)
Porta de Silício	Linear	< 200	160	-	53,2	13,5	67,0
Porta de Alumínio	Linear	< 200	160	-	84,0	29,0	100,0
Porta de Alumínio	Linear	30	15	12	25,8	19,0	45,0
Porta de Silício	Dedos	30	10	14	24,5	15,5	39,2
Porta de Silício	Dedos	60	15	17	36,5	27,0	63,6
Porta de Silício	Dedos	150	15	43	80,0	105,0	174,0
Porta de Alumínio	Dedos	140	10	40	64,0	68,0	134,0
Porta de Alumínio	Dedos	100	15	33	60,0	78,0	134,0
Porta de Alumínio	Dedos	100	10	34	50,0	55,0	114,0

REFERÊNCIAS

- |1| F. Faggin e T.Klein, "Silicon Gate Technology", Solid-State Electronic, Vol. 13, p. 1125-1144 (1970).
- |2| B.E.Deal, E.H. Snow e C.A.Mead, J.Phys. Chem. Solids, 27, 1873 (1966).
- |3| C.H.Fa. e T.J. Few, IEEE Trans. Elect. Devices, 13, 280 (1966).
- |4| D.McWillimas, C.H.Fa., G.A. Larcaian, e O. Maxwell Jr. J. Electrochem. Society. Solid State Science and Technology, 112, 1681 (1975).
- |5| H.Lilen, "Circuitos Integrados MOS Y CMOS - Principios Y Aplicaciones", Marcombo 80, S.A. (1980).
- |6| A.S.Grove, "Physics and Technology of Semiconductor Devices" Willey, New York (1967).

CAPÍTULO II

O PROCESSO CVD

II.1 - INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas, o processo de deposição química de vapor (ou em inglês, chemical vapor deposition, CVD) tem expandido rapidamente em importância, para se tornar o principal método para a produção de filmes finos usados em dispositivos eletrônicos [1-10].

Várias são as razões para isso, dentre as principais, podemos citar:

- 1) Uma grande variedade de espessura e resistividade de filmes de Silício crescidos epitaxialmente pode ser obtida;
- 2) O sistema utilizado é relativamente simples. Desta forma, o custo na produção dos filmes é baixo.
- 3) O método é altamente produtivo para deposição de Silício policristalino, nitreto de Silício e óxido de Silício em alta temperatura;
- 4) O método fornece filmes de nitreto de Silício e óxido de Silício em baixa temperatura, os quais possuem características passivantes.

Basicamente, CVD consiste na formação de um filme sólido sobre um substrato. Para isso, expõe-se o substrato aquecido a ser coberto, a vários compostos vaporizados, ou gases reagentes, alguns ou todos contendo os elementos do material a ser depositado. Uma reação química é então iniciada, preferencialmente, perto ou na superfície do substrato, produzindo o filme desejado, como produto de reação de fase sólida. Os subprodutos de reação de

vem ser voláteis para que possam ser arrastados para longe da superfície do substrato por um gás de transporte. A Fig. II.1.1 ilustra um desenho esquemático deste mecanismo.

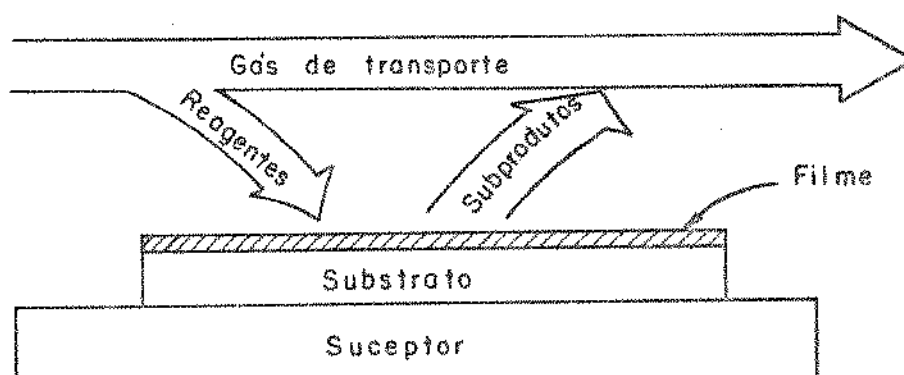


Figura II.1.1 - Desenho esquemático do mecanismo de formação de filme CVD.

Para uma reação química ser iniciada é necessário que uma certa energia seja transferida aos reagentes químicos. Esta energia é chamada de energia de ativação. Esta pode ser transferida por vários mecanismos, dos quais citamos abaixo os principais usados em microeletrônica [6,11,12].

- 1) Energia térmica por indução RF (Rádio Frequência);
- 2) Energia térmica por efeito Joule;
- 3) Energia de um plasma;
- 4) Energia luminosa (infravermelho ou laser).

Cada um dos métodos acima possui suas vantagens e desvantagens e a sua escolha depende principalmente do filme a ser obtido.

A natureza da reação química e o mecanismo de ativação podem influenciar bastante a morfologia do filme depositado [13].

O ajuste das condições de deposição de modo que a reação seja ativada perto ou na superfície do substrato (chamada reação heterogênea) é importante para evitar a formação de depósito nas paredes do reator e a precipitação de partículas na superfície

do substrato, o que ocorrerá se a reação acontecer na fase gasosa (chamada reação homogênea).

II.2 - Tipos de Reação em CVD

Em geral, qualquer reação química entre vapores reativos que forneça produtos de reação sólidos, pode ser usada em CVD.

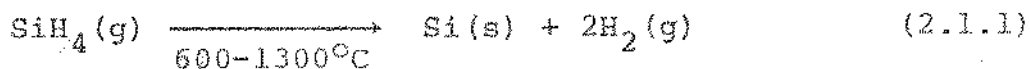
As reações químicas que tem sido comumente utilizadas em microeletrônica podem ser colocadas em uma das categorias [13]:

- a) Reações de decomposição;
- b) Reações de redução.

a) Reações de Decomposição

Nas reações de decomposição uma energia de ativação suficientemente elevada é suprida para o vapor fluindo sobre a superfície do substrato ou sendo adsorvido por esta. O vapor então se decompõe e um produto na fase sólida se acomoda no substrato.

Exemplo:



Apesar do método da decomposição (também chamado pirólise) ser distinto pela sua simplicidade (ele requer somente um vapor reativo), certas dificuldades podem surgir, pois é possível ocorrer, para vários compostos após a respectiva decomposição, a formação de dois ou mais componentes residuais (subprodutos) não voláteis [13].

Este método é atualmente utilizado na obtenção de filmes policristalinos de Silício [4]. O reagente normalmente usado é silano, SiH_4 .

b) Reações de Redução.

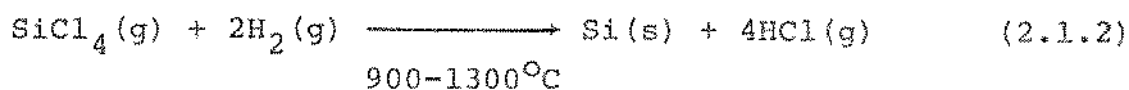
As reações de redução podem ser vistas como sendo um processo de decomposição, onde esta ocorre devido a dois fatores:

- 1) Pela energia de ativação suprida aos vapores.
- 2) Pela presença de um agente redutor.

Como consequência, a decomposição dos vapores acontece em temperaturas menores que aquelas que seriam necessárias para a pirólise.

Um exemplo típico de reação de redução é dado abaixo:

Exemplo:



Pela escolha do agente redutor, pode-se influenciar fortemente na reação. Usando um forte agente redutor (por exemplo potássio, K) uma deposição mais rápida ocorre, ou menores temperaturas de deposição são necessárias. Por outro lado, se a reação de redução é bastante forte, uma redução prematura na fase gasosa pode ocorrer, o que resultaria em deposição de partículas, ou a deposição se daria em locais indesejáveis.

Geralmente, o hidrogênio é usado como agente redutor. Uma vantagem de se usar hidrogênio como um agente menos redutor é que este pode ser pré misturado com o vapor reagente sem causar uma reação prematura antes dos vapores chegarem na zona aquecida para reação. Assim o hidrogênio pode ter dois papéis importantes:

- Atua como agente redutor.
- Atua como gás de transporte.

A concentração do vapor reagente também desempenha um papel importante na decomposição do filme. Se, por exemplo, na

equação 2.1.2 uma alta concentração de SiCl_4 for introduzida na zona de reação, o HCl produzido pode reagir com os átomos de Si lício adsorvidos na superfície e/ou do próprio substrato, causando uma redução na taxa de deposição, ou até um ataque (etching) do substrato [14].

A Fig. II.1.2 ilustra um gráfico de deposição de Silício epitaxial pela redução de SiCl_4 por H_2 , onde se mostra a dependência da taxa de deposição G , com a concentração de SiCl_4 .

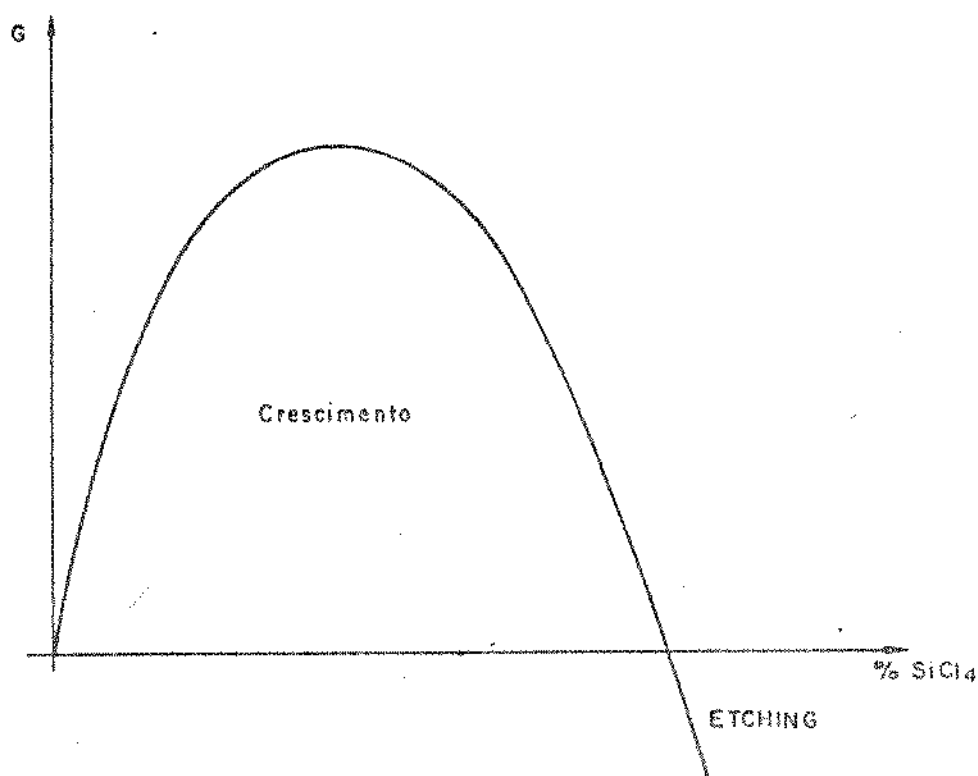


Figura II.1.2 - Taxa de deposição em função da concentração de SiCl_4 .

II.3 - CINÉTICA DE CRESCIMENTO

Dois parâmetros cinéticos básicos governam todos os processos CVD [6].

- 1) A razão de transferência de massa dos gases reagentes para a superfície do substrato (h_g).
- 2) A razão de reação de superfície dos gases reagentes na superfície do substrato (K_s).

A Fig. II.3.1 mostra o modelo cinético de crescimento do processo CVD. F_1 representa o fluxo de reagentes atravessando uma unidade de área numa unidade de tempo, e é dado em primeira aproximação por [15]:

$$F_1 = h_g (N_g - N_s) \quad (2.3.1)$$

onde, N_g e N_s são as concentrações do gás reagente a alguma distância da superfície do substrato e na superfície, respectivamente. E h_g é a razão de transferência de massa na fase gasosa.

O consumo de reagente na superfície é responsável pelo fluxo F_2 que é dado pela fórmula aproximada [15]

$$F_2 = K_s N_s \quad (2.3.2)$$

onde K_s é a razão de reação de superfície.

No equilíbrio, $F_1 = F_2 = F$ e assim:

$$N_s = \frac{N_g}{1 + K_s/h_g} \quad \text{e} \quad F = \frac{K_s h_g N_g}{h_g + K_s} \quad (2.3.3)$$

e sendo G a taxa de deposição dada por:

$$G = \frac{F}{N} = \frac{K_s h_g N_g}{h_g + K_s} \frac{1}{N} \quad (2.3.4)$$

onde N é a concentração de átomos incorporados no filme.

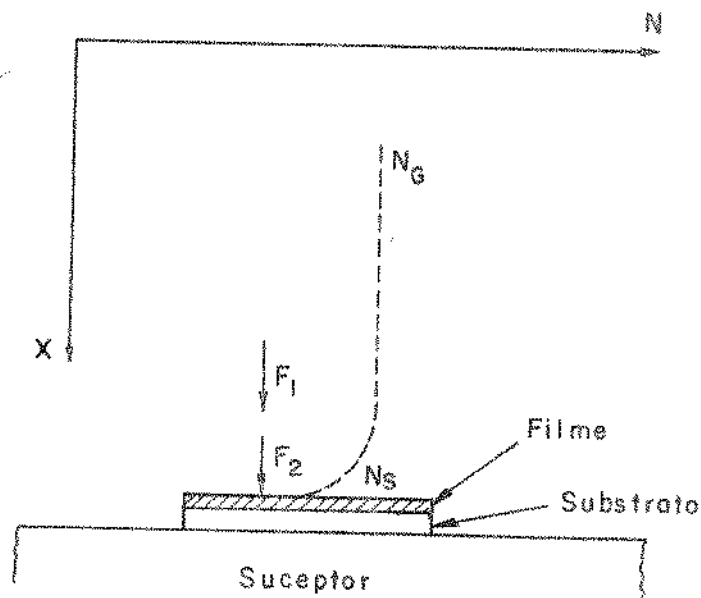


Fig. II.3.1 - Modelo cinético de crescimento do processo CVD.

Se $h_g \gg K_s$ então:

$$G \approx k_s \frac{N_g}{N} \quad (2.3.5)$$

e a deposição é dita ser controlada pela reação de superfície.

Se $h_g \ll K_s$ então:

$$G \approx h_g \frac{N_g}{N} \quad (2.3.6)$$

e a deposição é dita ser controlada pelo transporte de massa.

A razão de reação de superfície, K_s , é dada por [2]

$$K_s = K_0 \exp \left(\frac{-\Delta E}{KT} \right) \quad (2.3.7)$$

onde K_0 é uma constante, ΔE é uma energia de ativação, k a constante de Boltzmann e T , a temperatura do substrato.

A razão de transporte de massa é dada por [16]:

$$h_G = \frac{D}{\delta} \quad (2.3.8)$$

sendo:

$$D = \frac{C_1 T^{3/2}}{P \sigma^2 M^{1/2}} \quad (2.3.9)$$

e

$$\delta = C_2 \times \left[\frac{XV\rho}{RE} \right]^{-1/2} + C_3 \quad ; \quad RE = \frac{XV\rho}{\mu} \quad (2.3.10)$$

onde:

C_1, C_2, C_3 = constantes

T = Temperatura absoluta do substrato

D = A difusibilidade (constante de difusão) dos reagentes)

δ = A espessura da camada limite

P = Pressão total dos gases

σ = Diâmetro de colisão

M = Massa molecular

X = Distância de algum ponto ao ponto onde a camada limite é zero

V = Velocidade do fluxo de gás

ρ = Densidade do gás

μ = Viscosidade do gás

R_E = Número de Reynolds que exprime se a deposição é controlada por transporte de massa ($R_E \gg 1$) ou por reação de superfície ($R_E \ll 1$).

A Fig. II.3.2 mostra a taxa de deposição, G , numa esca-

la logarítmica em função de $1000/T$ para quatro misturas de gases de H_2 com $SiCl_4$, $SiHCl_3$, SiH_2Cl_2 , e SiH_4 . Embora as misturas tenham taxa de deposição muito diferentes, seus comportamentos como uma função da temperatura são bastante similares [14].

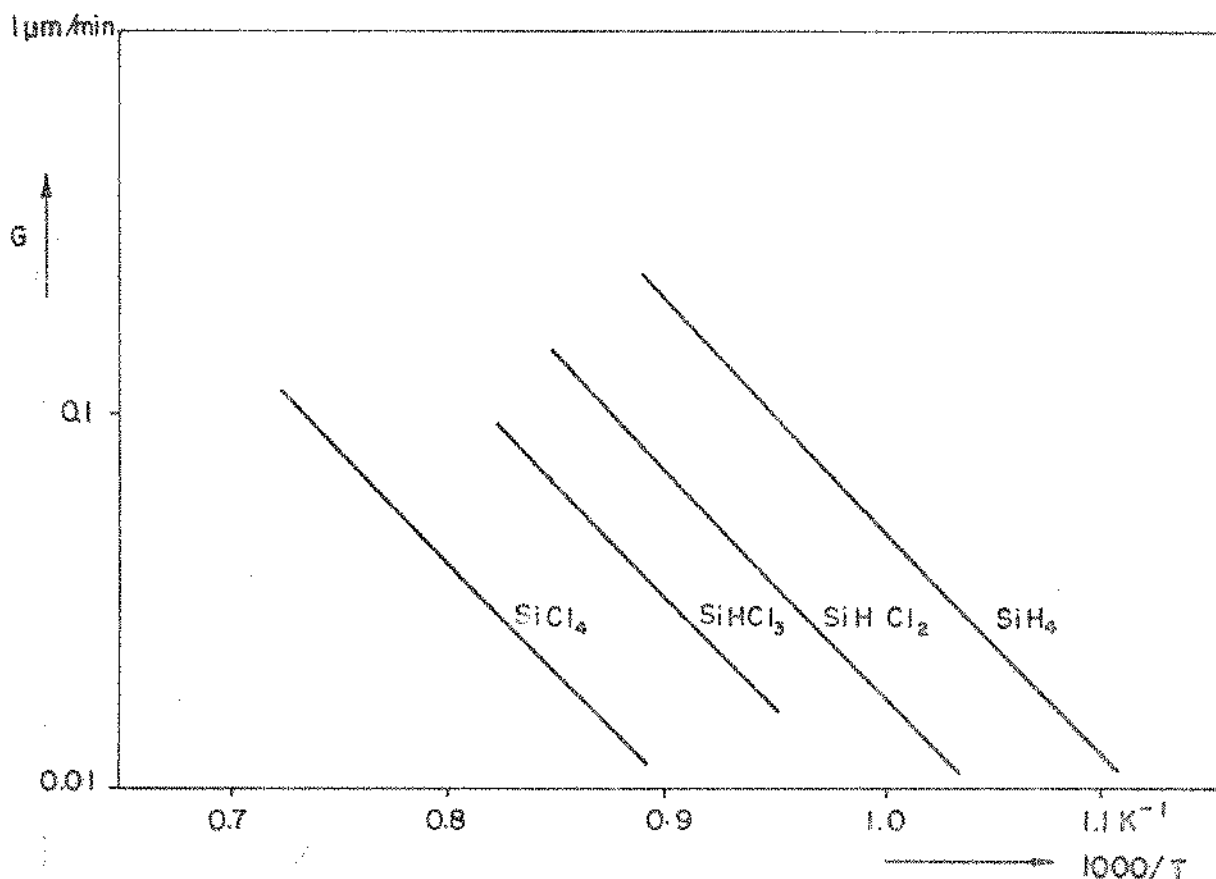


Fig. II.3.2 - Taxa de deposição G em função de $1000/T$ com as pressões parciais das misturas iguais a 10^{-3} Atm. em hidrogênio a pressão atmosférica.

Em todos os casos uma redução na temperatura em altas temperaturas causa um pequeno decréscimo na taxa de deposição, enquanto em baixas temperaturas o decréscimo é bem mais pronunciado. Isto é atribuído à diferença no fenômeno que determina a deposição durante o crescimento. Em altas temperaturas a difusão na fase gasosa das moléculas reativas para o substrato controla a taxa de deposição. Uma vez que os coeficientes de difusão na fase gasosa são apenas ligeiramente dependentes da temperatura (Eq. 2.3.9), esta não tem muito efeito na taxa de depo

sição. Em baixas temperaturas as reações de superfície controlam a taxa de deposição. As reações, tais como: Adsorção, desorção, difusão de superfície e incorporação de átomos de Silício na rede cristalina, possuem uma energia de ativação, de modo que quando a temperatura cai a razão de reação decresce exponencialmente (Eq. 2.3.7). Para deposição de Silício a partir de Silano e Clorosilanos a energia de ativação está sempre em torno de 160 KJ/mol [14].

Como seria esperado daquilo que falamos acima, o efeito da pressão total do gás é mais acentuado em altas temperaturas, como pode ser visto na Fig. II.3.3. Quando a pressão total do gás é reduzida, as moléculas difundem mais livremente (Eq. 2.3.9). Como consequência a taxa de deposição aumenta desde que a pressão parcial dos gases reagentes na fase gasosa permaneça inalterada.

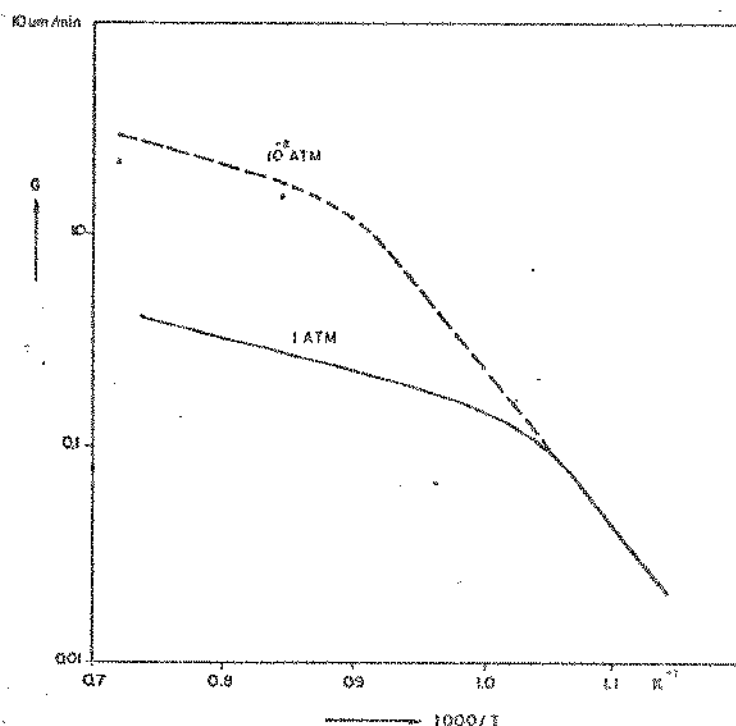


Fig. II.3.3 - Taxa de deposição G em função de $1000/T$ para a deposição de silício pela decomposição de silano em ambiente de nitrogênio para pressão total de 1 Atm. e 10^{-2} Atm. A pressão parcial de silano na fase gasosa em ambos os casos é de 10^{-3} Atm.

II.4 - TEORIA DA CAMADA LIMITE

A teoria da camada limite (TCL) fornece a chave para o entendimento da dinâmica do processo CVD. Ela ajuda a entender como fazer um ajuste em um parâmetro do processo e como este processo pode influenciar as propriedades dos filmes depositados.

A T.C.L. [17] afirma que quando um fluido viscoso laminar flue sobre um corpo, a velocidade deste fluido é zero na superfície do corpo e aumenta exponencialmente para um valor médio à alguma distância da superfície. Para simplificação, a T.C.L. assume que a velocidade do gás perto da superfície é zero e então aumenta instantaneamente para um valor médio para alguma distância longe da superfície. A área onde a velocidade do gás é assumida zero, é chamada de camada limite.

A Fig. II.4.1 ilustra como os gases reagentes e os subprodutos de reação difundem através da camada limite. A análise detalhada de como os reagentes e os subprodutos difundem através desta camada forma a base da T.C.L.

Vários autores tem descrito o processo de crescimento epitaxial, embora quase todos utilizaram reatores verticais. Bradshaw [17] desenvolveu um modelo de camada limite no qual ele era capaz de explicar o crescimento dos filmes em um reator vertical. Nos experimentos de Bradshaw a eficiência da deposição é baixa, de modo que o decréscimo da concentração do composto de silício ao longo do suceptor pode ser desprezada. Shepherd [18] descreveu o crescimento epitaxial de silício a partir de SiCl_4 em um pequeno reator horizontal. Assumindo um fluxo de gás parabólico no reator e desprezando o decréscimo na concentração de SiCl_4 na direção do comprimento do reator. Rundle [19] investigou o crescimento de SiCl_4 e SiHCl_3 , supondo que o fluxo de gás no reator horizontal tem somente uma componente de velocidade ao longo do eixo do reator, a concentração dos gases varia ao longo deste eixo e, que todo o sistema se encontra numa mesma temperatura, isto é, ignora-se os gradientes de temperatura. Um modelo mais completo foi desenvolvido por Eversteyn e co-autores [20]

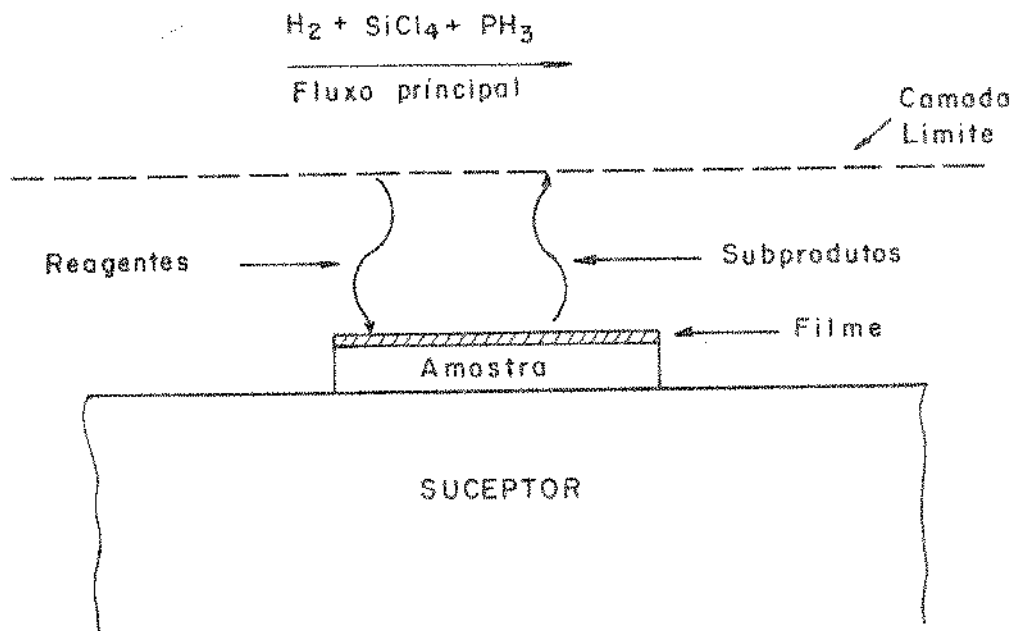


Fig. II.4.1 - Difusão dos reagentes e subprodutos de reação através da camada limite.

para reatores horizontais longos de secção retangular, utilizando SiH_4 . Eversteyn calculou a taxa de deposição tanto para o caso de um suceptor não inclinado como inclinado.

Na Fig. II.4.2 está mostrado um diagrama esquemático de um reator horizontal de paredes frias com um susceptor não inclinado utilizado para desenvolver o modelo de Eversteyn. Neste modelo supõe-se |20|:

- 1) Devido as forças de ascensão no gás (convecção térmica), a velocidade, V_M , e a temperatura, T_M , são constante no espaço $(b-\delta)$ do tubo do reator.
- 2) A temperatura do gás (T_M) é constante na direção do comprimento do reator. Isto é válido para reatores de paredes frias.
- 3) Na camada limite, a velocidade do gás é zero e a temperatura aumenta linearmente com Y , de T_M para a temperatura do suceptor, T_S : $T(Y) = T_S - (T_S - T_M)(b - Y)/\delta$.

- 4) As moléculas de SiH_4 difundem através da camada limite para o suceptor. A concentração de SiH_4 , no suceptor, é suposta ser zero, desde que as moléculas de SiH_4 ao alcançar o suceptor se decompõe imediatamente ($T_S \geq 1050^\circ\text{C}$).

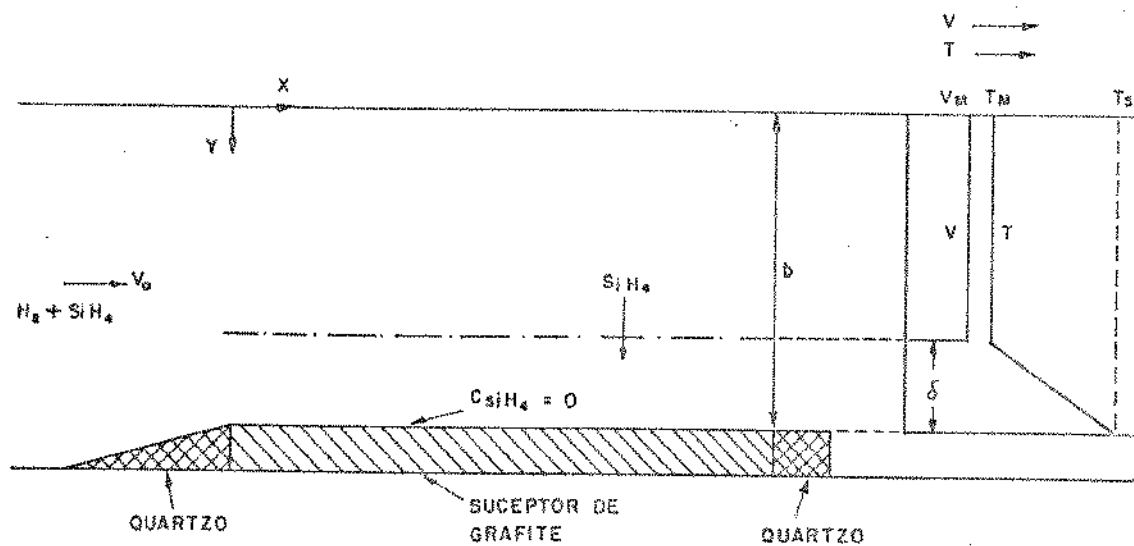


Fig. 11.4.2 - Modelo para camada limite para um reator horizontal com um suceptor não inclinado [20].

Com as suposições acima a taxa de deposição num reator horizontal é dada por [20]:

$$G(x) = 7,23 \times 10^6 \frac{D_0 T_S P_0}{R T_0^2 \delta} \exp\left(-\frac{D_0 T_S x}{T_0 V_0 b \delta}\right) \quad (\text{II.4.1})$$

onde:

$G(x)$ = Taxa de deposição de silício na posição x (um/min).

D_0 = Coeficiente de difusão de SiH_4 em hidrogênio a 300°K ($D_0 = 0,02 \text{ cm}^2/\text{S}$).

T_S = Temperatura do suceptor ($^{\circ}\text{K}$)

T_0 = 300 K.

P_0 = Pressão parcial de SiH_4 na entrada do reator (Dinas/cm² $\approx 10^{-6}$ Atm.)

V_0 = Velocidade média do gás, calculada a partir do fluxo de gás na entrada do reator e da seção transversal livre do tubo (cm/s).

R = Constante dos gases ($6,31 \times 10^7$ Erg/K).

b = Altura livre acima do suceptor (cm).

δ = Espessura da camada limite (cm) calculada experimentalmente.

C_{SiH_4} = Concentração de silano (cm⁻³).

Na Fig.II.4.3 está mostrado um diagrama esquemático para o caso do suceptor inclinado. As suposições para este modelo são as mesmas do modelo anterior. Entretanto, o decréscimo da camada limite ao longo do eixo do reator devido ao aumento da velocidade do gás, deve ser levado em conta.

A taxa de deposição ($\mu\text{m}/\text{min}$) nestas condições agora é dada por |20|:

$$G(x) = 7,23 \times 10^6 \frac{D_0 T_S P_0}{RT_0^2 \delta(x)} \exp \left[\frac{-2D_0 T_S T_M}{A^2 T_0^2 \tan \psi} (\delta(0) - \delta(x)) + B \ln \frac{\delta(0)}{\delta(x)} \right] \quad (\text{II.4.2})$$

onde,

$$\delta(x) = \frac{A}{\sqrt{V_T(x)}} - B ; A \text{ e } B = \text{constante}$$

e

$$V_T(x) = \frac{V_0 b T_M}{(b-x \cdot \tan \psi) T_0}$$

Os símbolos usados são os mesmos do modelo anterior e, mostrados na Fig. II.4.3.

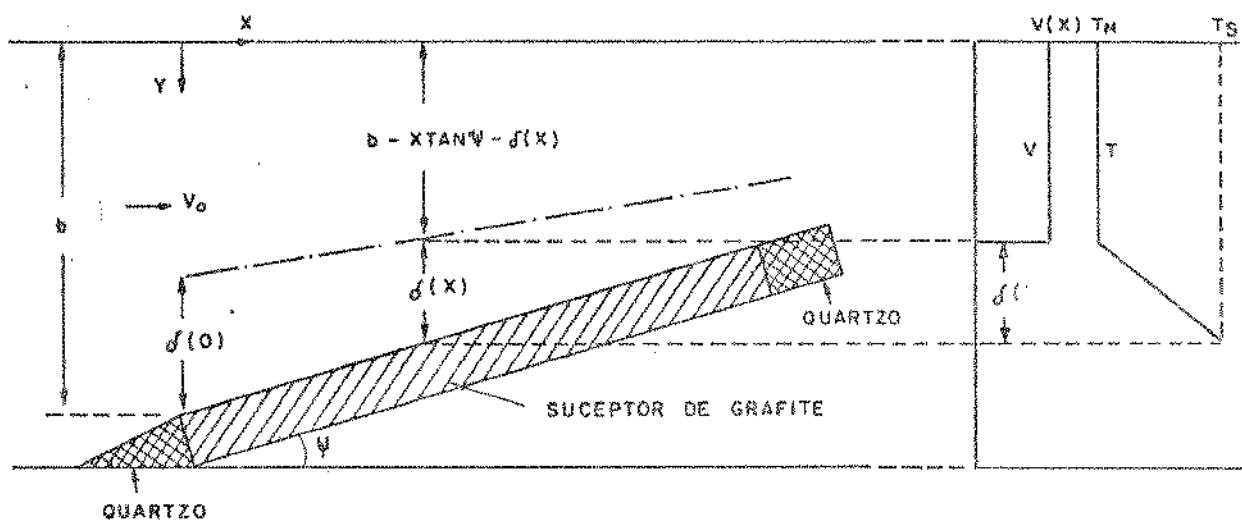


Fig. II.4.3 - Modelo para camada limite para um reator horizontal com um suceptor inclinado [20].

O estudo de Eversteyn foi dedicado para crescimentos epitaxiais de silício utilizando silano (SiH_4) mas nós acreditamos que este estudo pode ser estendido para a deposição de filmes não epitaxiais e com outros reagentes, tais como SiCl_4 e SiHCl_3 , desde que a taxa de deposição seja controlada por transporte de massa.

II.5 - NUCLEAÇÃO E CRESCIMENTO

No processo CVD existem duas fases separadas: nucleação, na qual o número de núcleos cresce até a coalescências, e o subseqüente crescimento, que é essencialmente o crescimento de silício sobre silício.

A nucleação e o crescimento na superfície de substrato monocristalino podem ser descrito com o auxílio de um simples modelo [5], mostrado esquematicamente na Fig.II.5.1. Neste modelo a superfície do cristal contém uma série de "degraus" atômicos. Um átomo de Silício adsorvido, formado pela decomposição de uma molécula adsorvida que contém Silício, difunde sobre a superfície para uma posição mais estável no degrau. Ele então difunde ao longo deste degrau até alcançar uma posição "Kink". O átomo tem então alcançado uma posição estável "semicristalina (ou meio cristal)" e é considerado como parte da rede cristalina. Para tais crescimentos bidimensionais acontecerem, a difusão na superfície deve ser suficientemente rápida, portanto, filmes epitaxiais somente podem ser formados se a temperatura do substrato for suficientemente alta. Numa menor temperatura existe maior chance de nucleação entre os degraus por causa da menor difusão superficial, e isto pode dar origem a uma desorientação relativa entre os núcleos, resultando em filme policristalino. Em temperaturas ainda menores a difusão pode ser tão lenta que um átomo adsorvido não difunda antes que outro chegue na mesma posição (crescimento tridimensional). Isto leva a formação de um filme amorfo.

Sobre substratos de materiais amorfos tais como SiO_2 e Si_3N_4 o crescimento tridimensional ocorre que filmes inteiramente policristalino e amorfos são formados.

Vamos nos deter agora à nucleação de Silício sobre substratos de SiO_2 e de Si_3N_4 de uma forma mais detalhada.

Antes da nucleação ocorrer, uma concentração de átomos ad

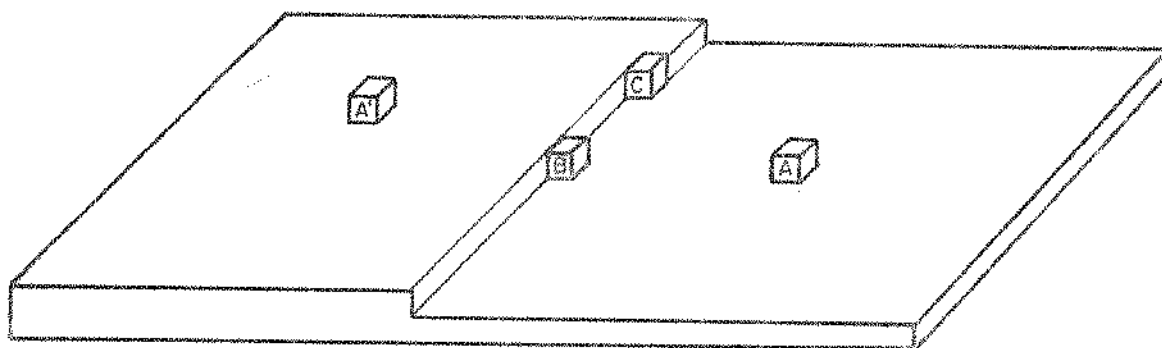


Fig. II.5.1 - Modelo simples para crescimento bidimensional de filmes de silício. Um átomo adsorvido A difunde para uma posição mais estável B no "degrau" formado por uma série de átomos ligados. Ele então se desloca ao longo do degrau para uma posição C "kink" ainda mais estável. Da mesma forma pode acontecer com um átomo A' adsorvido em um degrau mais elevado.

sorvidos é estabelecida, a qual depende da razão de adsorção, de desorção e das reações químicas [6]. O estágio seguinte é a formação de núcleos de vários tamanhos, até que, em um tamanho crítico, o núcleo começa a crescer pela atração dos átomos da sua vizinhança e a densidade de núcleos permanece constante. Então o número de núcleos decresce, por que o crescimento destes começa a coalescer. A densidade de núcleos varia de 10^4 a $10^{11}/\text{cm}^2$, dependendo da supersaturação na fase gasosa, da composição da mistura do gás e da temperatura do substrato [4,7].

A Fig. II.5.2 mostra a densidade de núcleo como função do tempo de deposição para filmes crescidos sobre substrato de SiO_2 e SiN_3 obtidos por silano [4,7].

Da Fig. II.5.2 podemos observar que após um curto período, chamado "período de incubação" a densidade de núcleos varia abruptamente para alcançar um valor constante, a densidade de saturação. A partir daí o número de núcleo permanece constante, enquanto que o seu tamanho continua crescendo. Após um certo tempo (~ 30 s) [4,7] a coalescência começa a acontecer fazendo

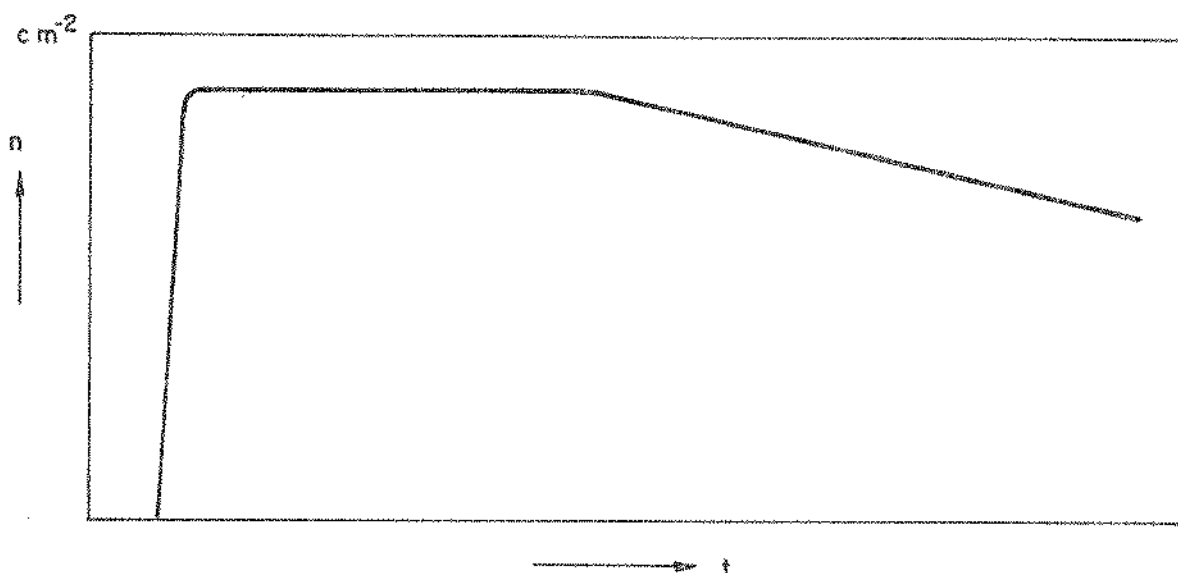


Fig. II.5.2 - Densidade de núcleo n como função do tempo de deposição t .

com que a densidade de núcleo diminua.

Esta simples teoria fornece um melhor entendimento dos efeitos de vários parâmetros sobre o crescimento CVD de filmes de Silício, permitindo melhor controle nas propriedades desses filmes. Um importante parâmetro neste contexto é a razão de crescimento ou taxa de deposição. As considerações econômicas sempre impõem taxas de deposição tão alta quanto possíveis, de modo que um grande número de substratos possam ser cobertos num pequeno intervalo de tempo. Entretanto, para se obter filmes com as propriedades desejadas às vezes é essencial ter pequenas taxas de deposição.

A taxa de deposição e a temperatura do substrato são parâmetros importantes na determinação da estrutura do filme depositado sobre substratos monocristalinos [7]. A Fig. II.5.3 ilustra isto. Por exemplo, uma alta temperatura e uma baixa taxa de deposição são necessárias para a obtenção de filmes epitaxiais. Reduzindo a temperatura e aumentando a taxa de deposição pode-se introduzir distorções no crescimento bidimensional (Fig. II.5.1) de modo que filmes policristalinos possam ser produzidos e ainda, em

menores temperaturas e maiores taxas de deposição, filmes de Silício amorfo são obtidos, por que a deposição é mais rápida que a difusão na superfície.

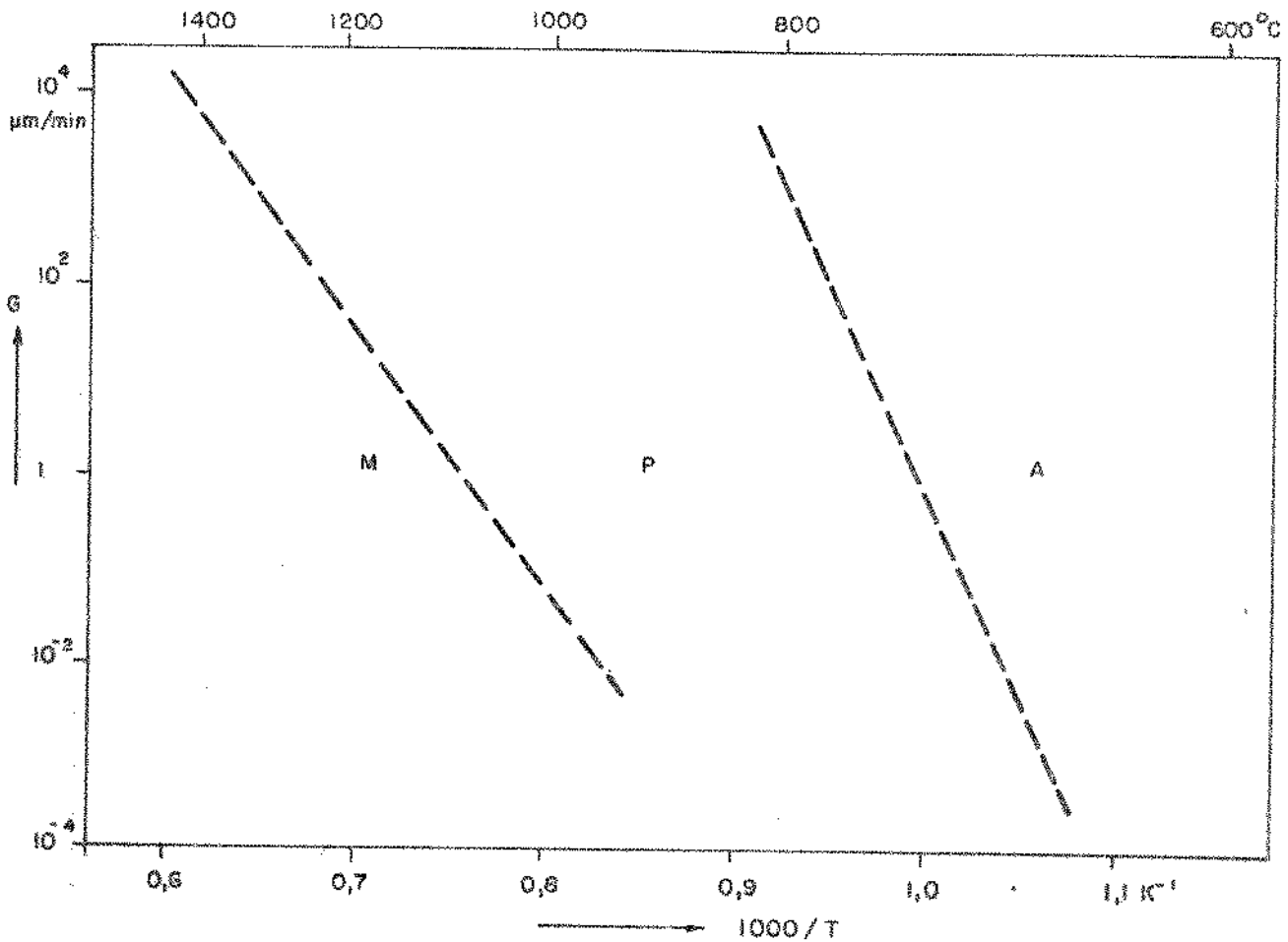


Fig. 11.5.3 - Regiões de existência de filmes monocristalinos (m), policristalino (p) e amorfo (a) como função de $1/T$ e da taxa de deposição G .

II.6 - CATEGORIAS DE CVD

M.L.Hammond em seu recente trabalho [1], categorizou o processo CVD pelo intervalo de temperatura do substrato, pressão e temperatura das paredes do reator, como mostrado na Tabela II.6.1. Os reatores de parede quentes são aqueles em que a temperatura de suas paredes é comparável com aquela da superfície de deposição, enquanto em reatores de paredes frias, a temperatura das paredes do reator é significativamente menor que a da zona de deposição.

O intervalo de temperatura é estabelecido pelo método de aquecimento, que em geral, é feito resistivamente ou por indução RF, enquanto a pressão é tipicamente atmosférica ou reduzida (0.1 - 1.0 Torr). A realização de um novo tipo de reação química utilizando um ambiente de plasma é relativamente uma nova categoria de CVD [8]. Esse processo oferece vantagens sobre CVD e LPCVD (Deposição em pressões reduzidas, ou em inglês, low pressure chemical vapor deposition) em termos de eficiência química e energia de utilização [6].

A seguir descreveremos de uma forma resumida cada uma destas categorias de CVD.

II.6.1 - CVD em Pressões Atmosféricas (CVD)

Um sistema para CVD deve ter as seguintes funções [13]:

- 1) Gerar vapores quimicamente reativos;
- 2) Injetar de uma forma controlada os vapores na zona de reação; o que é, normalmente, feito através de um gás de transporte;
- 3) Suprir uma energia de ativação para a zona de reação;
- 4) Transportar os vapores reativos para a zona de reação, evitando reações prematuras.
- 5) Remover os subprodutos de reação.

Tabela II.6.1 - Categoria de CVD*

CATEGORIA	CVD		LPCVD		PECVD	
PRESSÃO	ATMOSFÉRICA		REDUZIDA		REDUZIDA AMB. PLASMA	
TEMP. DEPOSIÇÃO	QUENTES	FRIAS	QUENTES	FRIAS	QUENTES	FRIAS
Baixa (200-500°C) Polycristal	0	2↓	1↑	0	0	2↑
Média (500-1000°C) Polycristal	0	2	1↓	0	1↑	0
Alta (900-1300°C) Cristal	0	2	0	1↑	0	0

0 → Processo comercialmente não significante

1 → Processo comercialmente limitado

2 → Processo comercialmente dominante

↑ Uso aumentando

↓ Uso decrescendo

* Segundo M.L.Hammond, "Introduction to chemical vapor deposition", Solid-State Technology, p. 61-65, Dezembro de 1979.

A complexidade do sistema depende de como essas funções são desenvolvidas ou combinadas. Os fatores mais influentes no projeto de um sistema CVD são |13|.

- 1) O formato e o tamanho do substrato no qual a reação ocorre;
- 2) A uniformidade da espessura e composição desejada;
- 3) A estrutura do filme depositado;
- 4) A taxa de deposição;
- 5) e, a eficiência da deposição.

O sistema deve ter capacidade para produzir filmes com alto grau de controle, segurança e eficiência. Os filmes devem ser uniformes em espessura e composição e ter um mínimo de defeitos estruturais.

O processo CVD é realizado em reator de várias geometrias diferentes [24,25,26,27] entretanto, pelo exame do mais simples reator, chamado reator de prancha horizontal (fig. II.6.1). O entendimento deste pode ser estendido para reatores de qualquer geometria.

No reator de prancha horizontal, os gases entram em uma extremidade do tubo de quartzo, passam sobre a superfície aquecida e saem. Uma camada limite é estabelecida acima do suceptor. Os reagentes difundem através desta camada e reagem para formar um filme sólido; os subprodutos de reação difundem para fora da camada limite e são arrastados pelo fluxo de gás principal.

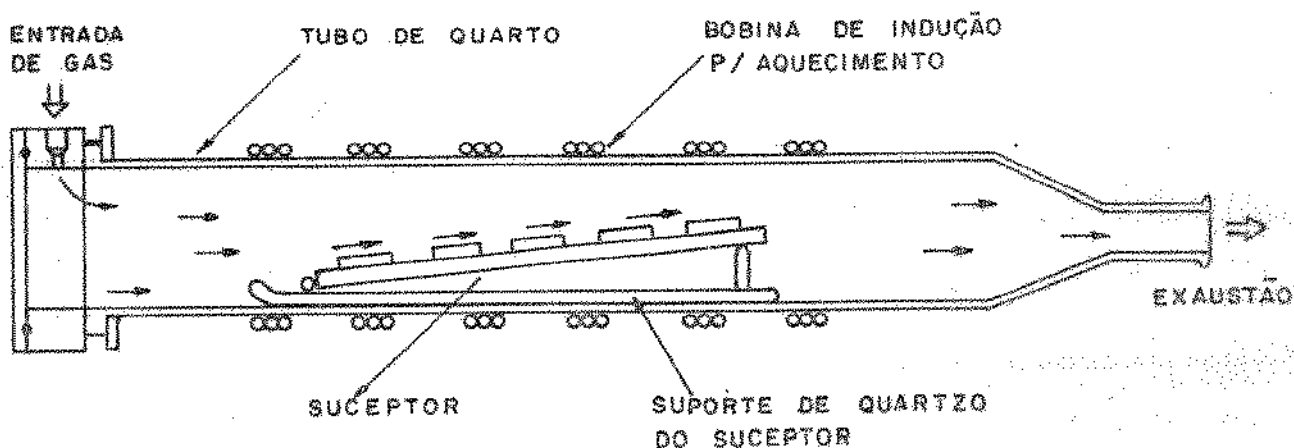


Fig. II.6.1 - Reator CVD de prancha horizontal.

Com base na teoria da camada limite pode-se deduzir alguns ajustes importantes nos parâmetros do reator horizontal. Estes são:

- 1) Inclinando o suceptor das amostras, faz-se com que a superfície do suceptor fique mais paralela à camada limite.
- 2) Aumentando a velocidade do gás principal, a camada limite torna-se mais fina.
- 3) Aumentando a temperatura no fundo do tubo de quartzo, isto é, aumentando o gradiente de temperatura ao longo do tubo, com pensar-se o efeito de depleção dos reagentes na direção do fluxo de gás.

A grande desvantagem do sistema CVD operando em pressões atmosféricas é a enorme quantidade de variáveis de transferência de massa que devemos controlar para se obter uma boa uniformidade que, em geral está em torno de 16% na amostra e $\pm 10\%$ de amostra para amostra. Enquanto que para sistema LPCVD pode-se obter uniformidade de ± 1 a 3% na amostra e ± 2 a 5% de amostra para amostra.

II.6.2 - CVD em Pressões Reduzidas (LPCVD)

Os fundamentos da deposição dos filmes depositados em baixa pressão são basicamente os mesmos daqueles obtidos em pressão atmosférica. A maior diferença é a mudança radical da taxa de transferência de massa dos gases reagentes e dos subprodutos de reação com relação a taxa de reação de superfície. Em pressões atmosféricas essas taxas são geralmente da mesma ordem de magnitude.

A Tabela II.6.2.1 compara a difusibilidade e a espessura da camada limite para LPCVD, na pressão de 0,001 Atm. (0,760 Torr) e para a pressão atmosférica. Note que a difusibilidade (D) para LPCVD é maior por um fator de 1000. A camada limite (δ) para LPCVD é mais espessa por um fator de 3 a 10, mas mesmo assim a taxa de transferência de massa é aumentada por um fator de 100

ã 300 (veja a Eq. 2.3.8). Portanto em LPCVD as variáveis de transferência de massa podem ser vistas com a menor atenção do que da forma que são vistas em CVD.

Uma variável de transferência de massa muito importante em sistema operando em pressão atmosféricas (CVD) é a configuração do reator. Já em sistemas operando em baixa pressão (0,1 - 1 Torr) (LPCVD), o reator é projetado tendo em vista a uniformidade da temperatura e o tamanho da corrida (número de amostra em cada ciclo de deposição). Uma boa uniformidade na temperatura é conseguida com uma fornalha tubular com aquecimento resistivo de três zonas (tipo fornalha para difusão). O tamanho da corrida pode ser bastante aumentado, posicionando as amostras verticalmente (fig. II.6.2.1).

Tabela II.6.2.1 - Comparação da difusibilidade e da espessura da camada limite para LPCVD e CVD [6].

PARÂMETRO DO GÁS	LPCVD	CVD
Pressão, P	1	1000
Difusibilidade, D	1000	1
Velocidade, V	10-100	1
Densidade, ρ	1	1000
Número de Reunolos, R_E	1	10-100
Espessura da camada limite, δ	3-10	1

$$D = \frac{C_1 T^{3/2}}{P \sigma^2 M^{1/2}}$$

$$\delta = C_2 X \left[\frac{XV\rho}{\mu} \right]^{1/2} + C_3$$

RE

$$h_G = \frac{D}{\delta}$$

Num processo LPCVD uma boa uniformidade de espessura numa amostra pode ser conseguida escolhendo-se as condições de obtenção dos filmes de tal modo que, perto do substrato, o processo de difusão, pelo qual os compostos reativos são transportados para a superfície, seja bem mais rápido que o consumo destes compostos pelas reações de superfície, isto é, o processo de deposição é controlado na superfície do substrato.

O número de Reynolds, como já vimos, exprime que passo controla o processo de deposição. Outro número de controle usado em processo LPCVD é o número de Sherwood [28]:

$$S_h = h_G d / D$$

onde:

h_G = Taxa de transferência de massa.

D = Coeficiente de difusão das espécies reativas em ambiente de baixa pressão.

d = Espaçamento entre as amostras.

Quando $S_h \gg 1$, o processo de deposição é limitado por difusão, enquanto para $S_h \ll 1$ a deposição é controlada pelas reações de superfície. O ganho alcançado pela redução da pressão em um reator CVD de 1 Atm. para alguns Torr resulta do correspondente aumento do coeficiente de difusão por três ordens de magnitude (veja tabela II.6.2.1). Como consequência, a difusão na fase gasosa deixa de ser o passo que controla o processo de deposição (fig. II.6.2.2) e assim uma variação local da concentração de reagentes na fase gasosa, devido à geometria do reator, passa a não ser importante para se conseguir uma boa uniformidade na espessura dos filmes. Sob estas circunstâncias a taxa de deposição é controlada pela reação de superfície e substratos aquecidos uniformemente (e ainda, até com formatos irregulares) serão cobertos uniformemente.

No recente trabalho de Kuiper e co-autores [29] foi in

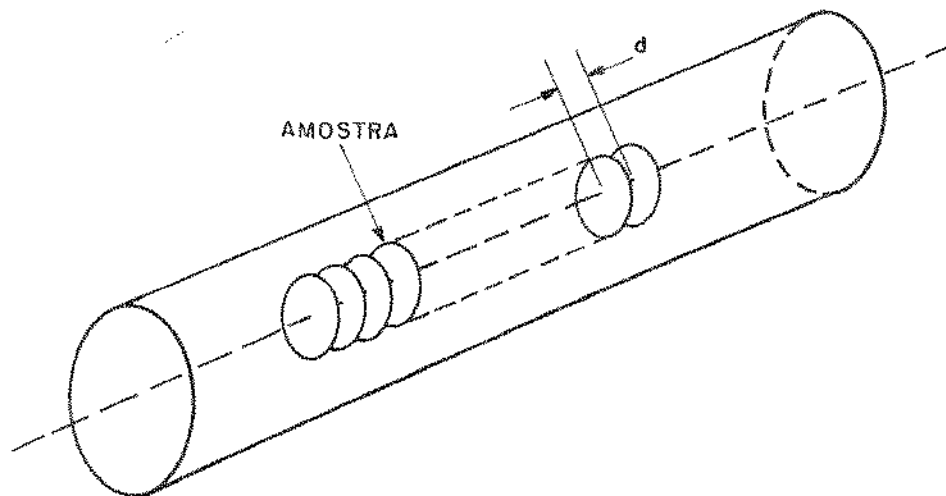


Fig. II.6.2.1 - Vista esquemática de um reator LPCVD.

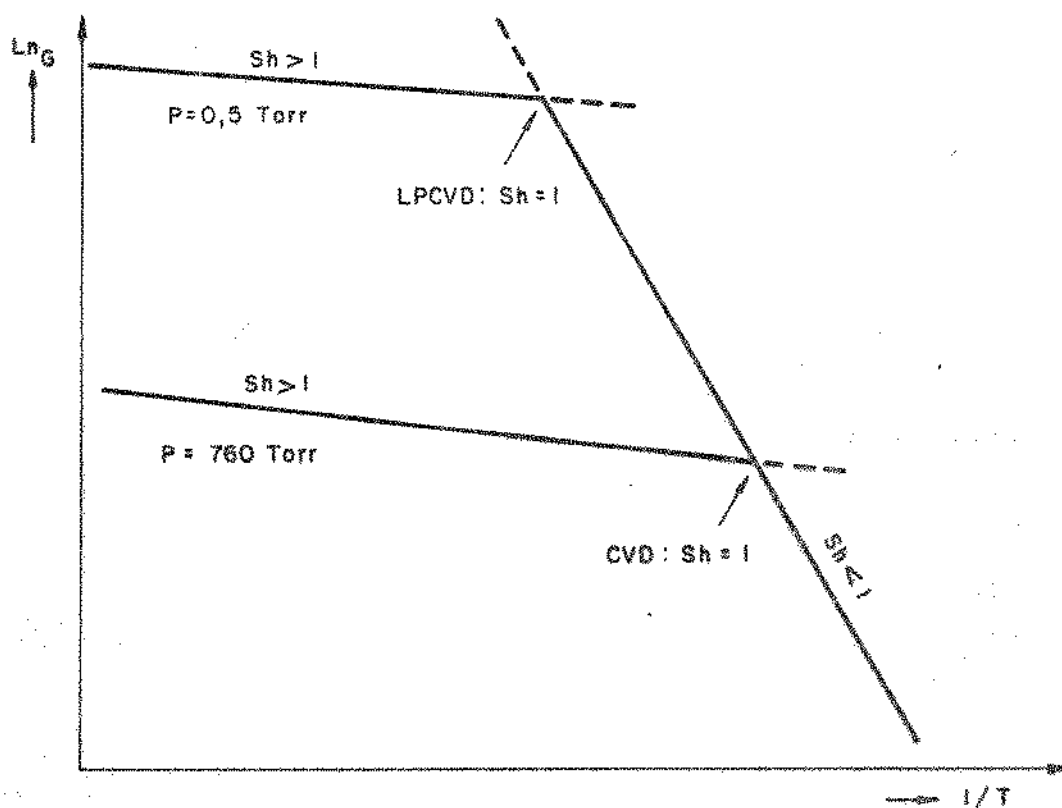


Fig. II.6.2.2 - Curva geral da taxa de deposição de um processo CVD. A situação mostrada é para um processo operando em pressão atmosférica e em pressão reduzida.

vestigado que mesmo para números de Sherwood bastante pequenos, em geral, isto não garante que todas as amostras em uma corrida sejam cobertas com uma camada de mesma espessura. Isto deve-se a uma gradual depleção dos reagentes na fase gasosa na direção do fluxo de gás causando uma diminuição no perfil de espessura ao longo desta direção. Este efeito é mais pronunciado para pequenas concentrações de reagentes e para pequenos fluxos de gás.

Um diagrama esquemático de um sistema LPCVD está mostrado na fig. II.6.2.3. A câmara de reação consiste de um tubo de quartzo com aquecimento resistivo do tipo tres zonas. As amostras, espaçadas tipicamente, de 3-5 mm, são posicionadas verticalmente. Os fluxos de gases são medidos como nos sistemas atmosféricos. O sistema de vácuo é o fator mais importante na operação do reator LPCVD. Existe disponível no comércio bombas de vácuo mecânicas com capacidade de 15 a 50 ft³/min que podem atender a maioria dos processos LPCVD. Certos processos como por exemplo, SiO₂ CVD obtido a 450°C e, Si₃N₄ obtido a 900°C necessitam de maiores fluxos de gás e/ou menor pressão | 6 |. Para estes processos é preferível instalar uma bomba auxiliar entre o reator e a bomba mecânica para aumentar a capacidade de bombeamento do sistema que, simplesmente instalar uma única bomba mecânica de alta capacidade de bombeamento. Normalmente a bomba auxiliar possui um motor com velocidade variável permitindo desta forma um controle da variável mais importante, a pressão do reator, independente do fluxo de gás. Este controle pode ser manual, pelo ajuste manual da velocidade do motor, ou automático, através de uma realimentação da saída do sensor de pressão | 30 |.

Uma diferença significativa entre sistemas CVD e LPCVD é o depósito nas paredes do reator, que pode levar à precipitação de partículas sobre a amostra. Nos reatores que operam em pressão atmosférica a formação deste depósito é minimizada esfriando suas paredes através de um sistema de refrigeração com água e trabalhando com fluxos de gás elevados. No reator LPCVD as suas paredes são quentes de forma que a deposição nestas é inevitável.

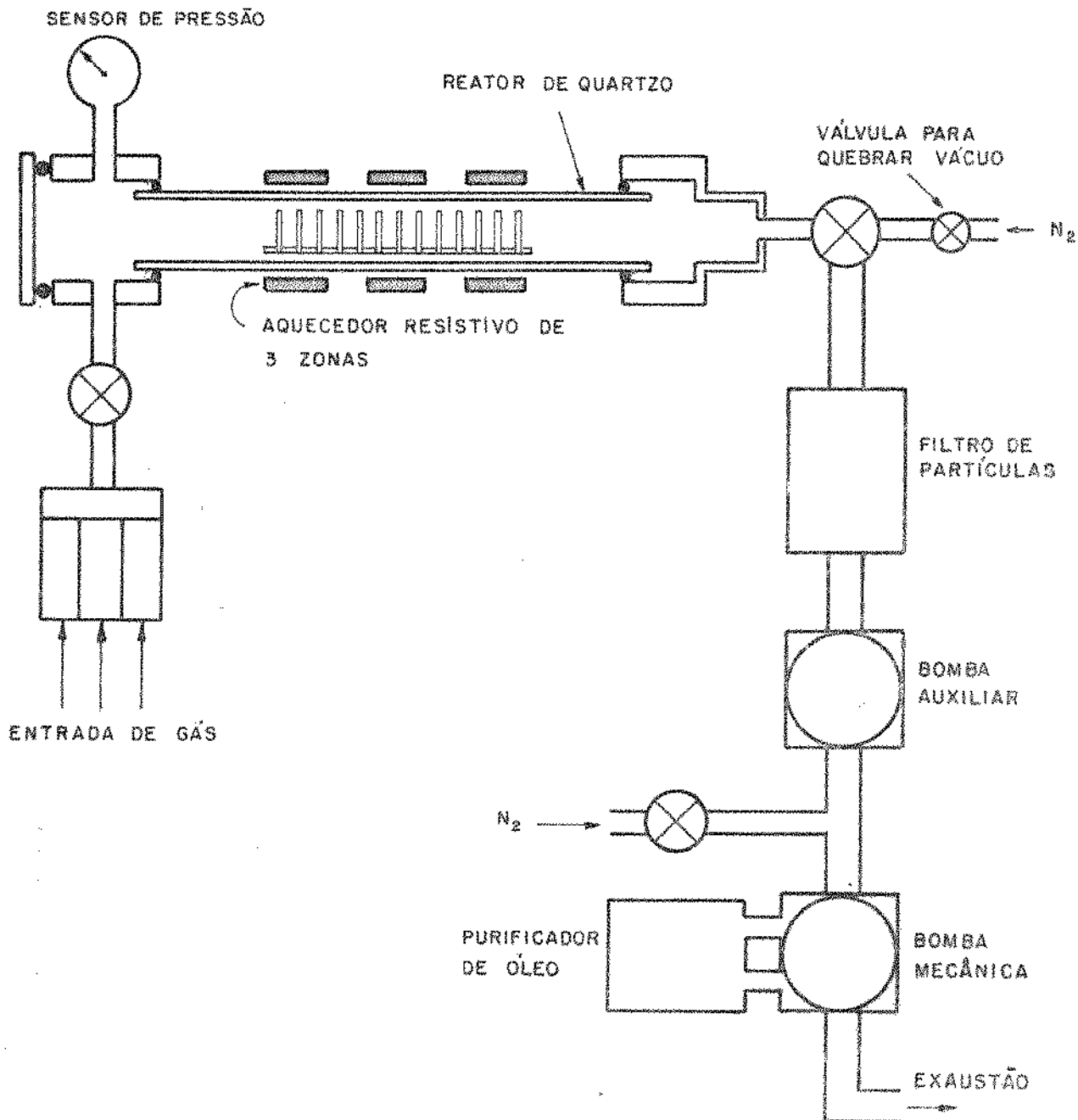


Fig. 11.6.2.3 - Vista esquemática de um sistema LPCVD.

Entretanto se o filme depositado nas paredes do reator tiver sua espessura menor do que cerca de 20μ , isto não será problema devido às seguintes circunstâncias favoráveis:

- 1) A temperatura é mantida constante;
- 2) O depósito nas paredes é denso e aderente;
- 3) A posição das amostras na posição vertical diminui a chance de partículas caírem sobre a superfície destas amostras.

Outros fatores que devem ser levados em conta para qualificarmos um processo CVD são: a eficiência de deposição, o custo operacional e o custo do equipamento. Nós procuramos resumir na tabela II.6.2.2 os dados publicados nos trabalhos de Richard |5|, W. Kern |2| e, K.R. Schuegrad |31| para os processos CVD em pressão atmosférica e LPCVD para os filmes comumente utilizados em microeletrônica.

II.6.3 - CVD Assistido por Plasma (PECVD)

Em contraste com a técnica CVD, que é controlada pelo modelo de fluxo e pela temperatura do substrato, um terceiro conjunto de variáveis domina o processo PECVD. Este conjunto de variáveis, que basicamente determina a "temperatura do elétron" (temperatura equivalente a energia do elétron) do plasma, é constituído pelos parâmetros:

- Potência RF;
- Frequência;
- Espaçamento de eletrodos;
- Livre caminho médio;
- Difusibilidade do íon.

A razão de geração de radicais, que é determinada pela temperatura do elétron, governa a estequiometria do filme. O papel dos íons não é claro ainda, entretanto, acredita-se que eles sejam fatores chaves que influenciam a conformidade, a aderência e as tensões do filme. Neste sentido, uma voltagem de polarização na superfície do substrato parece governar as propriedades

do filme.

Haiping Dun e co-autores [32] propuseram três passos para o mecanismo de deposição:

- 1) Geração de íons e radicais no plasma;
- 2) Incorporação de íons e adsorção de radicais;
- 3) Rearranjo de adátomos.

Descrevemos, a seguir, estes passos.

Geração de Íons e Radicais

A dissociação e a ionização das moléculas do gás são originadas, principalmente, pelo impacto dos elétrons. A geração de radicais é geralmente maior que a geração de íons, já que na maioria dos casos a energia de dissociação é menor que a energia de ionização. Íons positivos se deslocam para superfície polarizada negativamente, ou para a superfície das paredes do reator, onde recombina com elétrons enquanto radicais neutros podem permanecer no plasma e ter um tempo de vida longo. Estes dois efeitos fazem com que a concentração de radicais seja maior que a concentração de íons.

A fim de descrever o mecanismo de dissociação, Haiping Dun usou o conceito de "temperatura do elétron". O mesmo tratamento foi feito por Reinberg [33]. A probabilidade de uma molécula se dissociar pelo impacto do elétron pode ser calculada pela energia de dissociação molecular, pela função distribuição da energia do elétron, e da seção de choque para colisões efetivas [34,35]. Considerando o gás de elétron como sendo um gás maxwelliano, essa probabilidade pode ser, em primeira aproximação, proporcional à:

$$e^{-\Delta E/KTe}$$

onde, ΔE é a energia de dissociação molecular, Te é a temperatura

ra do elétron, e K a constante de Boltzmann.

Da expressão acima, podemos verificar que com um aumento da temperatura do elétron, mudamos a razão de espécies radicais de um gás contendo moléculas com energias de dissociação diferentes (por exemplo SiH_4 e H_2). Isto resulta na mudança da composição do filme depositado.

Filmes de nitreto de silício (Si_3H_4) podem ser obtidos usando as misturas SiH_4/NH_3 ou SiH_4/H_2 . Como a diferença entre as energias de dissociação de SiH_4 e NH_3 é bem maior que a diferença entre SiH_4 e H_2 , assim o processo usando a mistura $\text{SiH}_4 / \text{NH}_3$ é mais controlável [26,36].

Incorporação de íons e Adsorção de Radicais

Este passo cinético se relaciona com a interação plasma-superfície. A superfície de deposição, que está sob bombardeamento de elétrons, íon e radiação ultravioleta, pode fornecer muitos sítios ativos para adsorção. Uma vez que os radicais são altamente reativos, os mesmos são prontamente adsorvidos pela superfície.

A interação íon-superfície é influenciada fortemente por um campo DC na superfície e depende, talvez, fracamente da temperatura do substrato. O substrato pode autopolarizar em um plasma RF devido a diferença entre a mobilidade dos íons e dos elétrons [37]. Esta voltagem é determinada pela tensão de pico-a-pico RF, pela área geométrica dos eletrodos circundando o plasma e pelas conexões externas do sistema [38-40].

A influência da polarização do substrato na qualidade do filme obtido por sputtering tem sido estudada [41]. O aumento da densidade e o decréscimo da resistividade foram observados em filmes metálicos obtidos por esta técnica [42,43]. Também foi observado que filmes de melhor qualidade e boa conformidade poderiam ser obtidos aplicando uma polarização no substrato [44]. A

explicação é baseada no mecanismo de repulverização no substrato. Durante a deposição, partículas contaminantes e pontos de pobre aderência, são repulverizados dando um filme de melhor qualidade. O material repulverizado depositará nas saliências da superfície do substrato fornecendo, assim uma melhor cobertura de degrau. Este mecanismo pode ser estendido para explicar a mudança da densidade do filme com a potência RF [36], uma melhor aderência, e uma melhor cobertura de degrau, observado em filmes obtidos pelo processo PECVD [45].

Rearranjo de Adátomos

O último passo da deposição é a nucleação do filme e seu crescimento. A nucleação do filme começa com a chegada de radicais reativos que se acomodam nos sítios de adsorção. Os radicais adsorvidos têm que difundir através da superfície para sítios mais estáveis para tomar parte no crescimento do filme. Este mecanismo de estabilidade é fortemente influenciado pela temperatura do substrato. Quando a temperatura do substrato é aumentada, os adátomos ganham mais energia para difundir mais rapidamente para um sítio estável. O filme assim obtido terá melhor qualidade.

Sistemas de Deposição e Operação

No momento, a atenção tem sido dirigida para o projeto de reatores de plasma acoplados capacitivamente. O primeiro reator desse tipo foi projetado por Reimberg [33].

O modelo de Reimberg é basicamente um reator cilíndrico com um catodo no topo e uma placa para suporte de substrato aterrada. Uma seção transversal deste reator é mostrada na fig.

II.6.3.1. As amostras são colocadas na placa aterrada aquecida de 26 cm diâmetro. A uniformidade do filme é maximizada girando esta placa, usando para isso, um dispositivo magnético que elimina os problemas com vedação. A placa é radialmente aquecida a temperatura em torno de 400°C por um aquecedor de resistência exter

no de três zonas.

Um eletrodo de alta voltagem é posicionado 2 polegadas a cima da placa aterrada. Um isolador isolá-o, eletricamente, da tampa do reator, que é aterrada para segurança pessoal. A tampa é fixada com dobradiça para facilitar o acesso à câmara do reator.

A base do reator casa com o dispositivo magnético. Os gases reagentes entram através de um eixo (rotativo) e fluem radialmente (para fora) através das amostras, por um "plenum" circunferencial e saem através de quatro tubos de exaustão que estão simetricamente abaixo do reator. A pressão do reator é monitorada no plenum. A mesma é controlada, não pelo fluxo de gás total, mas com uma bomba de ar com um motor de velocidade variável, usada como uma bomba auxiliar de vácuo. Esta então bombeia os gases para o ambiente através de outra bomba de vácuo mecânica padrão localizada externamente.

Uma fonte de potência operando em 50 KHz é usada para gerar o plasma. Tipicamente, 500 volts e 1 ampère, são necessários para manter o plasma.

Não considerando os reagentes e sua pureza, a configuração do aparelho de deposição e o método pelo qual a potência RF é transferida ao plasma, estão entre os principais fatores que determinam a qualidade do filme [8]. Sistemas com reatores de acoplamento capacitivo são geralmente preferidos aos sistemas acoplados indutivamente, porque uma menor potência RF é requerida para iniciar e manter a descarga [33,46].

Outro tipo de reator que começa a ser utilizado em sistema de produção em larga escala é o reator de fluxo longitudinal e placas verticais [46]. Uma vista esquemática desse sistema é mostrada na fig. II.6.3.2.

Como no processo padrão, o reator consiste de um tubo-

fornalha de quartzo com aquecimento resistivo. A pressão é monitorada com um sensor capacitivo para controlar a evacuação e pressão do sistema. A configuração interna do reator consiste de placas de grafite isoladas eletricamente uma das outras por espaçadores de quartzo. A potência RF é colocada alternativamente nas placas de modo que um campo de plasma possa se estabelecer entre cada placa (ver Fig. II.6.3.3). As amostras são colocadas sobre a superfície de cada lado das placas, exceto no lado de fora das placas extremas. As conexões para a fonte de potência são feitas através de contatos deslizantes.

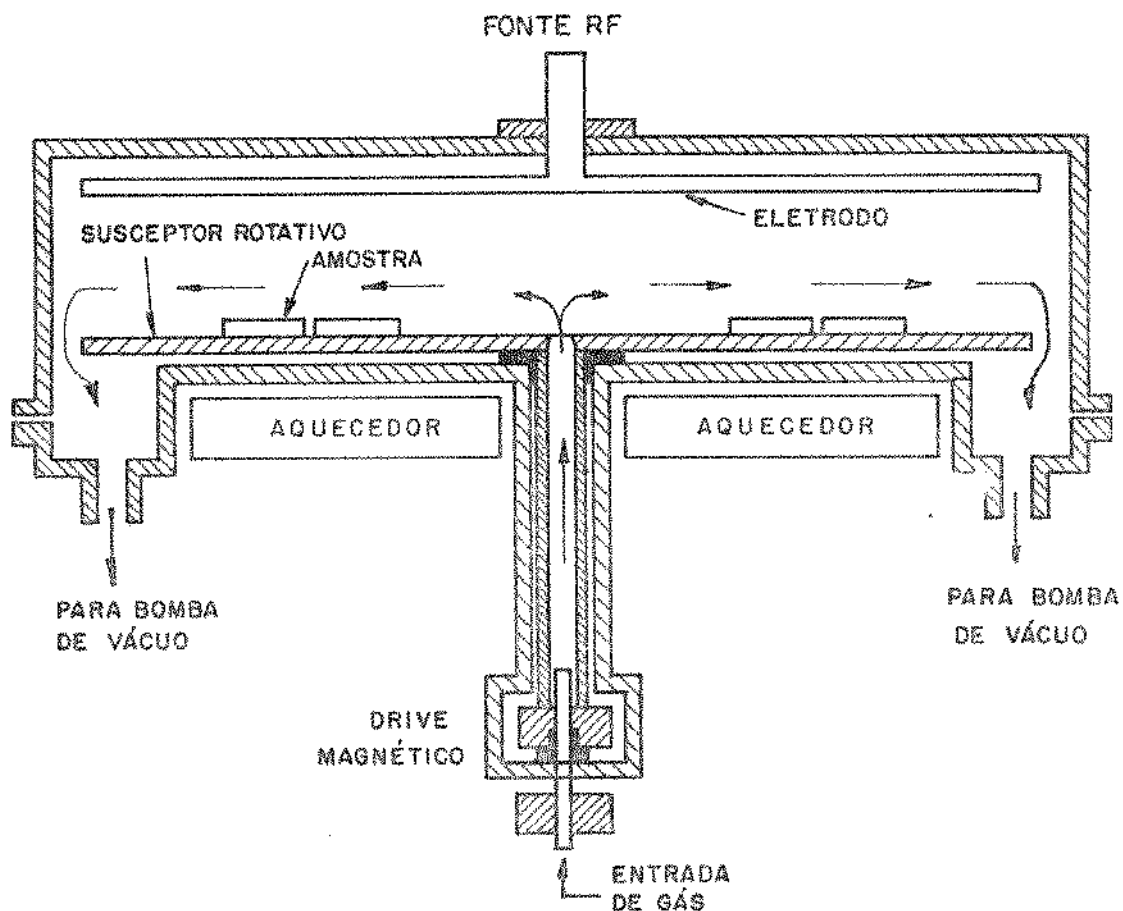


Fig. II.6.3.1 - Seção transversal do reator.

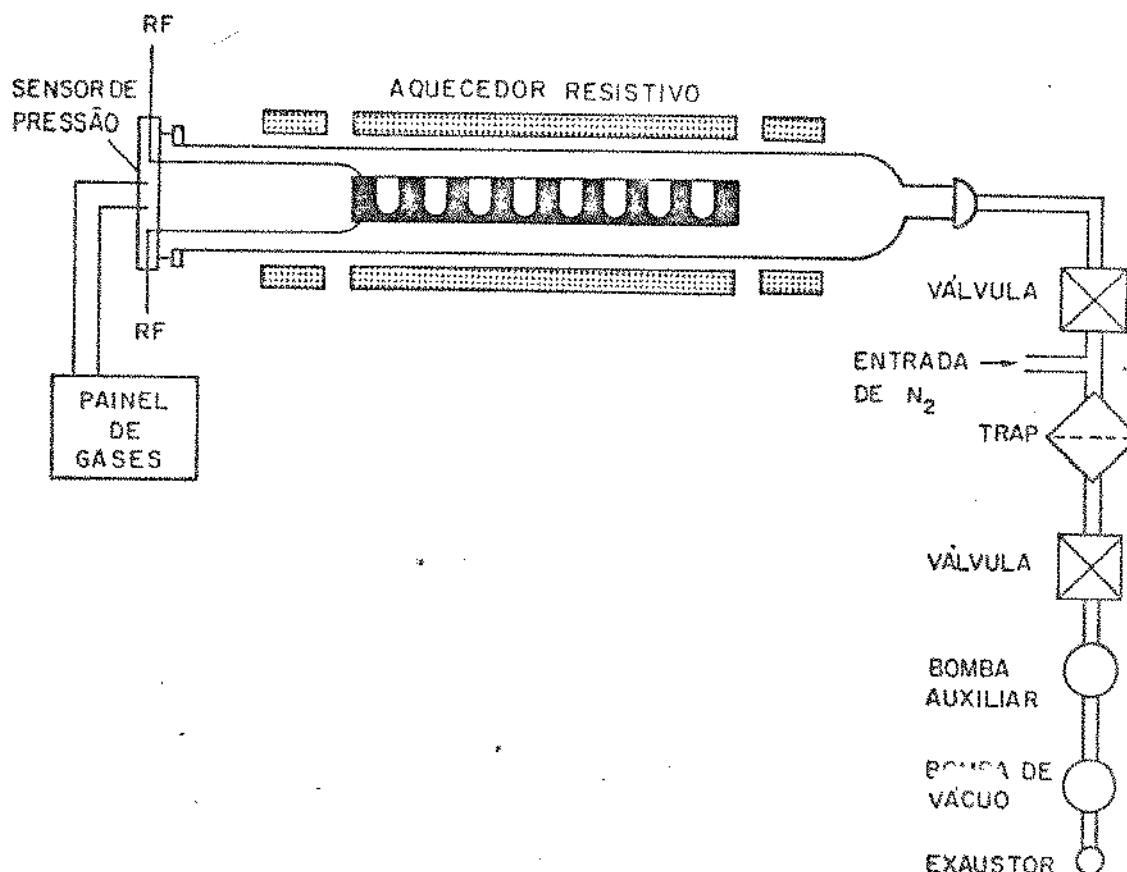


Fig. II.6.3.2 - Sistema de deposição por plasma usando um reator de fluxo longitudinal e placas verticais.

Este novo tipo de reator apresenta as seguintes vantagens comparado ao reator de fluxo radial:

- maior tamanho da corrida e contaminação por precipitação de partícula reduzida. Como já vimos na seção II.6.2, isto é uma característica inerente do posicionamento vertical.
- Excelente repetibilidade e maiores temperaturas de deposição são alcançadas devido ao aquecimento resistivo combinado com eletrodos de grafite ao invés de alumínio.
- Devido ao item anterior, fica aberta a porta para deposição de silício policristalino e outros compostos obtidos em temperatura intermediária (500°C - 800°C).

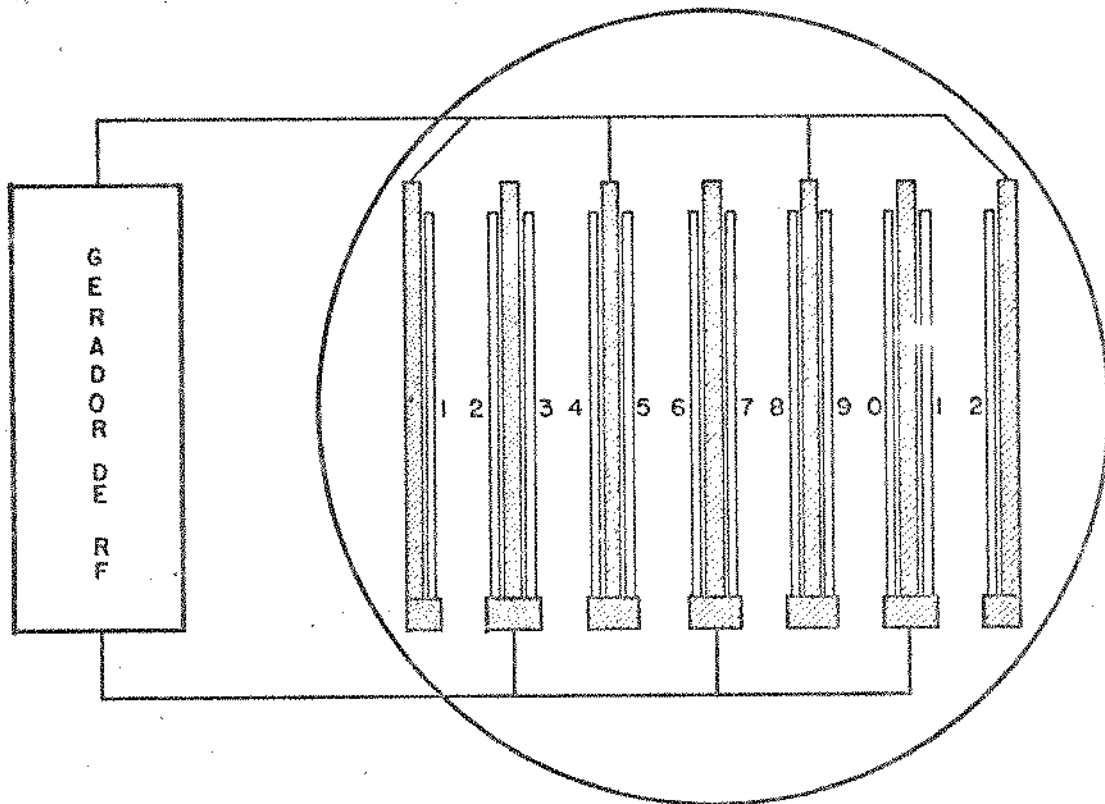


Fig. II.6.3.3 - Seção transversal da parte interna do reator.

- Possibilidade de deposição de filmes dopados.

Os elementos de sistema típico de deposição por plasma são mostrados na fig. II.6.3.4.

Os equipamentos para deposição usados continuamente por longo tempo apresentam problemas de operação e manutenção. As espécies reativas geradas no plasma causam corrosão, e perda gradual da integridade de isolamento. Elétrons e íons não sobrevivem fora da descarga, mas radicais livres e átomos continuam reagindo na linha de exaustão, nas armadilhas, na bomba de óleo e até

nos tubos após a bomba. Os produtos na forma de pós fazem com que a manutenção seja mais frequente que em sistema de alto vácuo [42].

Um método de limpeza da câmara é por plasma etching (corrosão em ambiente de plasma). Etching comumente requer maior potência que deposição, e frequentemente reage com material de construção da câmara. Os gases para etching podem ser incompatíveis com gases de deposição, e assim a mistura destes deve ser evitada.

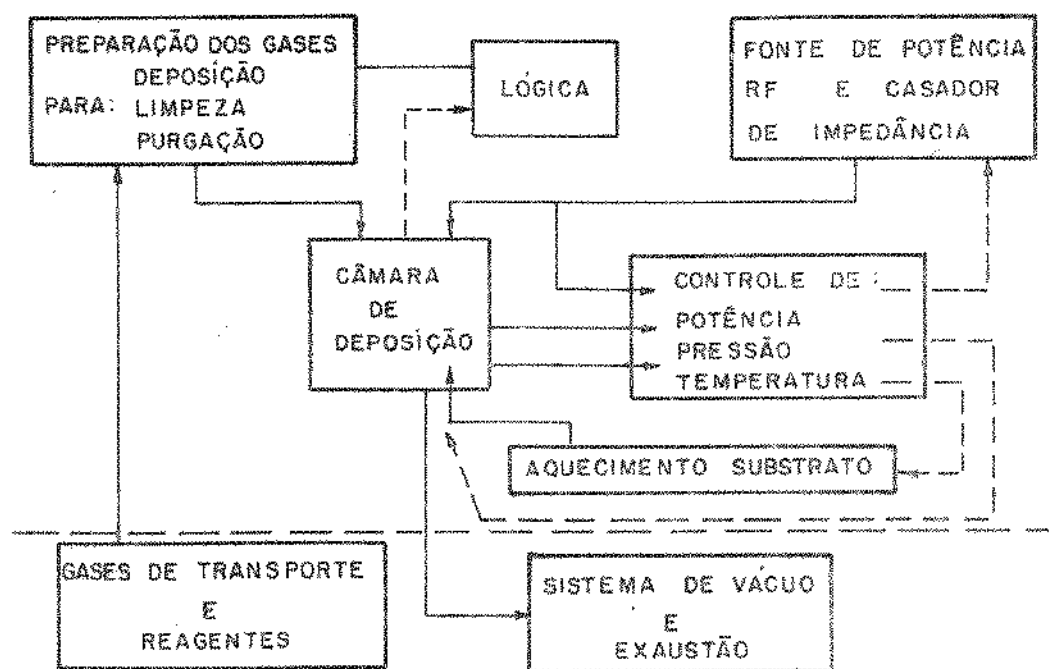


Fig. II.6.3.4 - Elementos de um equipamento para deposição por plasma.

REFERÊNCIAS

- | 1 | M.L.Hammond, "Introduction to Chemical Vapor Deposition", Solid-State Technology, p. 61-65, dezembro (1979).
- | 2 | W.Kern e Richard C. Heim, "Chemical Vapor Deposition of Silicate Glasses for Use With Silicon Devices", J. Electrochem. Soc.: Electrochemical Technology, Vol. 117, nº 4, p. 562-568, abril (1970).
- | 3 | Vladimir S.Ban e Stephen L. Gilbert, "Chemical Processes in Vapor Deposition of Silicon", J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 122, nº 10, p. 1382 - 1388, outubro (1975).
- | 4 | M.E.Cowher e T.O. Sedgwick, "Chemical Vapor Deposition Polycrystalline Silicon", J. Electrochemical. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 119, nº 11, p. 1565 - 1570, novembro (1972).
- | 5 | Richard S. Rosler, "Low Pressure CVD Production Processes for Poly, Nitride and Oxide", Solid State Technology, p. 63-70, abril (1977).
- | 6 | W.Kern e G.L.Schnable, "Low Pressure Chemical Vapor Deposition for Very Large Scale Integration Processing a Review", IEEE Trans. on Electron Devices, Vol. ED-26, nº 4, abril (1979).
- | 7 | K.R.Sarma, "Plasma Deposited Polycrystalline Silicon Films", Solid State Technology, p. 143 - 146, abril (1980).
- | 8 | Myron J. Rand, "Plasma-Promoted Deposition of Thin Inorganic Films", J. Vac. Science and Technology, Vol. 16, nº 02, p. 420-427, março/abril (1979).
- | 9 | W.A. Pliskin, "Comparison of Properties of Dielectric Films Deposited by Various Methods", J. Vac. Science and Technology, Vol. 14, nº 5, p. 1064-1081, setembro/outubro (1977).

- |10| F.Sequeda, "Advances in Chemical Vapor Deposition (CVD) of Materials for Very Large-Scale Integration Processing: A Review", apresentado na II Oficina Brasileira de Microeletrônica, Universidade de Campinas, SP, 7-18 julho (1980).
- |11| R.S.Rosler e George M. Engle, "Plasma Enhanced CVD in a Novel LPCVD - Type System", Solid State Technology, p. 172-177, abril (1981).
- |12| M.L.Hammond, "Silicon Epitaxy", Solid State Technology, p. 68-75, novembro (1978).
- |13| G.Hass e Rudolf E. Thun, "Physics of Thin Films", Vol 5, Academic Press, New York and London (1969).
- |14| J.Bloew e W.A.P. Claassen, "Nucleation and Growth of Silicon Films by Chemical Vapour Deposition", Philips Tech. Rev. Vol. 41, nº 2, p. 60.69 (1983).
- |15| A.S.Grove, "Physics and Technology of Semiconductor Devices", Capítulo 2 e 3, John Wiley & Sons, Inc., New York (1967).
- |16| R.S.Rasler, "Fundamental Aspects of Low-Pressure CVD", apresentado no Simpósio Sobre Low Pressure Chemical Vapour Deposition, W. Kern, Chairman Vacuum Society, Murray Hill, N.J. 15 de março (1978).
- |17| S.E.Bradshaw, Int. J. Electron, Vol. 23, nº 381 (1967).
- 18 W.H. Shepherd, J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science, Vol. 112, nº 0188 (1965).
- |19| P.C. Dundle, Int. J. Electron. Vol.24, nº 405 (1968).
- |20| F.C. Eversteyn, P.J.W. Severin, C.H.J. Brekel e H.L.Peek, "A Stagnant Layer Model for the Epitaxial Growth of Silicon from Silane in a Horizontal Reator", J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 117, nº 7 (1970).
- |21| W.K. Burton, N. Cabrera e F.C.Frank, Phil. Trans. R. Soc., 243, p. 299 (1951).

- [22] W.A.P. Classsen e J. Blem, J. Electrochemical Society, nº 127, p. 194 (1980).
- [23] K. Bloem e L.J. Gilling, "Current Topics in Materials Science I", E. Kaldis (Editor), North-Holland, Amsterdam (1978). Chapter 4, J. Bloem, Pure & Appl. Chem. 50, 435 (1978).
- [24] M.L. Hammond, Solid State Technology, Vol. 21, nº 11, p. 68 (1978) (Applied Materials Tech. Note HT-007).
- [25] R.S. Rosler, Solid State Technology, Vol. 20, nº 4, p. 63 (1977) (Applied Materials Tech. Note MT-001).
- [26] R.S. Rosler, W.C. Benzing, J. Baldo, Solid State Technology, Vol. 19, nº 06, p. 45 (1976) (Applied Materials Tech. Note PE-002).
- [27] W. Kern, R.S. Rosler, J. Vacuum Science and Technology, Vol. 14, p. 1082 (1977) (Applied Materials Tech. Note GEN-002).
- [28] C.J.H. van den Brekel e L.J.M. Bollen, J. Crystal Growth, 54, 310 (1981).
- [29] A.E.T. Kuiper, C.J.H. van den Brekel, J. de Groot e G.W. Veltkamp, "Modeling of Low-Pressure CVD Processes", J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 129, nº 10, outubro (1982).
- [30] W. Kern e R.S. Rosler, "Advances in Deposition Processes for Passivation Films", J. Vac. Science and Technology, Vol. 14, p. 1082-1099, setembro/outubro (1977).
- [31] K.K. Schuegraf, "Chemical-Vapor Deposition Technology for Integrated Circuit Manufacturing", Microelectronic Manufacturing and Testing, p. 35-37, junho (1981).
- [32] Haiping Dun, P. Pan F.R. White e R.W. Douse, "Mechanisms of Plasma Enhanced-Silicon Nitride Deposition Using SiH₂/N₂ Mixture", J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 128, nº 7, julho (1981).

- | 33 | A.R.Reimberg, J. Electron. Mater, 8, 345 (1979).
- | 34 | A.T.Bell, "Techniques and Application of Plasma Chemistry", J.R.Hollahan e A.T. Bell, Editors, Chap. 1, p. 1, John Willey & Sons, New York (1979).
- | 35 | F.Kaufman, "Chemical Reaction in Electrical Discharges", R.F. Could, Editor, Chap. 3, p. 29, "Advances in Chemistry Series 80", American Chemical Society (1969).
- | 36 | A.K. Sinha, H.J. Levinstein, T.E. Smith, G. Quintana e S.E. Hasko, J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 125, nº 601 (1978).
- | 37 | G.S. Anderson, W.N. Mayer e G.K. Wehener, J. Appl. Phys. nº 33, p. 2991 (1962).
- | 38 | J.W. Coburn e E.Kay, Ibid, nº 43, p. 4965 (1972).
- | 39 | J.L. Vossen, J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 126, nº 319 (1979).
- | 40 | H.R. Kodenig e L.I. Maissel, IBM J. Res. Devices, Vol. 14, 274 (1970).
- | 41 | J.L. Vossem, J. Vacuum Science and Technology, 8, 512 (1971).
- | 42 | J.O. Cuomo, R.J. Cambino e R. Rasemberg, Ibid., Vol. 11, nº 34 (1974).
- | 43 | H.C. Cokk, Ibid, Vol. 4, nº 80 (1967).
- | 44 | J.S. Logan, I.S. Maddoces e P.D. Davidse, IBM J. Res. Devices, 14, 182 (1970).
- | 45 | B.Mattson, Solid State Technology, 23(1), 60 (1980).
- | 46 | Richard S. Rosler e G.M. Engle", Plasma Enhanced CVD in a Novel LPCVD - Type System", Solid State Technology, p. 172-177, abril (1981).
- | 47 | M.Baron e J. Zeler, "Vacuum Systems for Plasma Etching Plasma Deposition, and Low Pressure CVD", Solid State Technology, p. 61-65, dezembro (1978).

CAPÍTULO III

OBTENÇÃO DOS FILMES DE SILÍCIO POLICRISTALINO

III.1 - INTRODUÇÃO

Neste capítulo, descreveremos o sistema utilizado para a obtenção dos filmes de silício policristalino, bem como os procedimentos e as condições de deposição destes filmes.

Um sistema para CVD projetado e construído no Laboratório de Eletrônica e Dispositivos (LED) para obtenção de filmes de silício epitaxiais, foi utilizado para a realização do nosso trabalho.

II.2 - DESCRIÇÃO DO SISTEMA UTILIZADO

Uma visão geral do sistema é mostrado na figura III.2.1. O sistema consiste em quatro subsistemas que desempenham as funções citadas na seção II.6.1.

- 1) Sistema de gases
- 2) Sistema de reação
- 3) Sistema de exaustão
- 4) Controle de temperatura e aquecimento.

Descreveremos agora, sucintamente, cada um destes subsistemas. Uma descrição mais detalhada se encontra na referência | 1 |.

II.2.1 - Sistema de Gases

Este sistema tem a função de fornecer os vapores reagen-

- 1 - Sistema de exaustão
- 2 - Registrador
- 3 - Medidor de Temperatura (Fluke)
- 4 - Fonte de Potência e Controle de Temperatura
- 5 - Sistema de Reação
- 6 - Sistema de gás
- 7 - Purificador de Hidrogênio

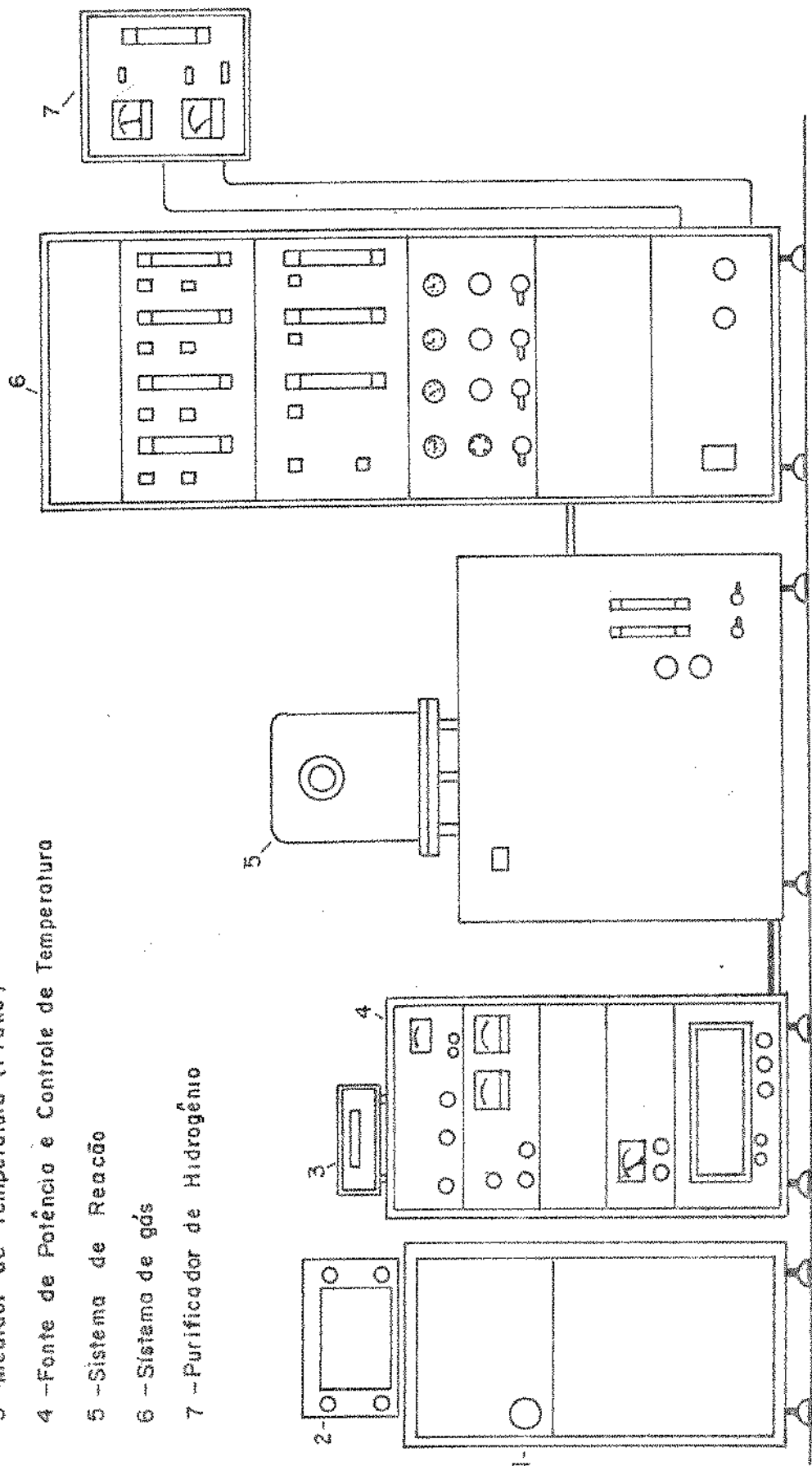


Fig. III.2.1 - Visão geral do sistema utilizado para obtenção de filmes de Si-policrostalinino.

tes de uma forma controlada. O método de controle depende do estado físico da fonte dos reagentes em condições ambientais.

Se o material da fonte estiver no estado gasoso, os vapores são prontamente disponíveis em cilindros de armazenagem. Os gases armazenados devem ser suficientemente puros, ou deve ser possível passá-los através de um sistema de purificação adequado. Em muitos casos não é possível armazenar gases por longo tempo, pois os mesmos podem reagir com as paredes do cilindro, resultando numa contaminação; ou mesmo por causa da decomposição destes gases. Portanto, quando isto acontecer com algum tipo de gás, este deve ser produzido no laboratório no momento de sua utilização.

Quando o material da fonte está no estado líquido ou sólido sobre condições ambientais, é, geralmente, possível colocar o material da fonte de vapor em uma temperatura adequada na qual o material é vaporizado. A concentração destes vapores no sistema de reação é comumente controlada pelo método de transporte químico. Para isso se faz saturar com os vapores um gás de arraste ou gás de transporte que carrega os vapores reagentes para o sistema de reação. Quando a fonte é líquida o gás de transporte pode ser saturado com o vapor do material da fonte por dois métodos principais. Um método usado, quando a concentração de vapor necessária é pequena, é passar o gás de transporte sobre a superfície da fonte líquida. Nas condições de fluxo laminar, a razão de evaporação do líquido é controlada pela difusão através da camada de vapor de espessura constante, independente do fluxo de gás de transporte | 2 |. Outro método é usar um vaporizador do tipo borbulhador. O gás de transporte borbulha através do material líquido da fonte e torna-se saturado com o vapor do último (Fig. III.2.1.2). A dificuldade com este método é que o borbulhamento causa uma flutuação no fluxo, quando este é pequeno, que é acentuada mais ainda pela formação de gotas (muito pequenas) carregadas pelo gás de transporte | 2 |.

O segundo método foi o adotado no nosso trabalho. O pro

blema de gotículas foi minimizado colocando na saída do borbulha dor uma esponja de teflon com a finalidade de aprisionar estas gotículas se por ventura fossem formadas. Quanto à flutuação do fluxo não tivemos problemas, já que, nas nossas condições de deposição, o fluxo borbulhando (H_2) na solução de $SiCl_4$ foi suficientemente alto.

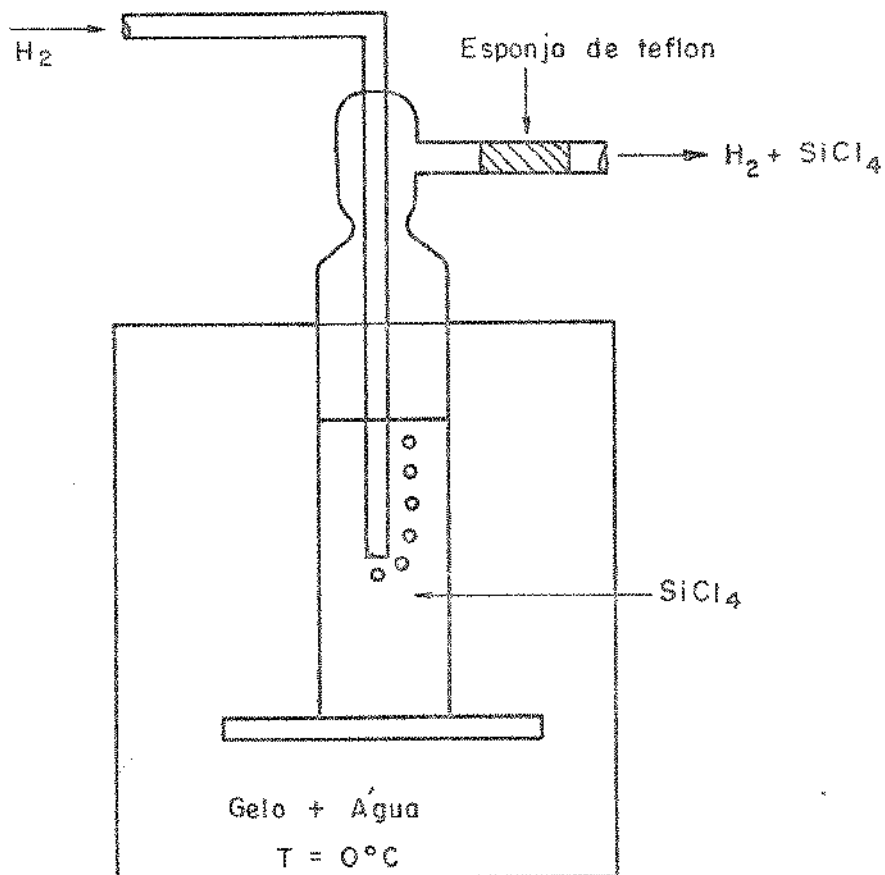


Fig. III.2.1.2 - Vaporizador tipo borbulhador.

O cálculo da concentração de $SiCl_4$ entregue ao sistema de reação é bastante simples.

Sejam $X(H_2)$ e $Y(H_2)SiCl_4$) os fluxos de hidrogênio (em mol/min ou l/min) que passam direto para o sistema de reação e que borbulha no vaporizador, respectivamente. Vamos supor que no borbulhamento de H_2 na solução de $SiCl_4$, cada bolha de H_2+SiCl_4 sature com $SiCl_4(g)$ e o vapor se comporte como um gás ideal, então:

$$\left. \begin{aligned}
 P_{H_2} &= C_{H_2} RT \\
 P_{V_{SiCl_4}} (0^\circ C) &= C_{SiCl_4} RT \\
 P_{H_2} + P_{V_{SiCl_4}} (0^\circ C) &= P_T
 \end{aligned} \right\} \quad (III.2.1.1)$$

e

Então a porcentagem, em mol, de $SiCl_4$ em cada bolha será:

$$\frac{C_{SiCl_4}}{C_{SiCl_4} + C_{H_2}} = \frac{P_V}{P_T} \quad (III.2.1.2)$$

De III.2.1.2 temos que:

$$1 \text{ Mol/min } H_2(SiCl_4) \longrightarrow \frac{P_V}{P_T} \text{ Mol/min } SiCl_4$$

$$Y \text{ mol/min } (H_2(SiCl_4)) \longrightarrow W \text{ mol/min } SiCl_4$$

$$W = \frac{P_V}{P_T} \cdot Y(H_2(SiCl_4)) \quad (III.2.1.3)$$

Logo a concentração (η) de $SiCl_4$ entregue ao sistema de reação será:

$$\eta = \frac{W}{W + X(H_2)} = \frac{P_V/P_T \cdot Y(H_2(SiCl_4))}{P_V/P_T \cdot Y(H_2(SiCl_4)) + X(H_2)} \quad (III.2.1.4)$$

Como $P_V/P_T \cdot Y(H_2(SiCl_4)) \ll X(H_2)$, η torna-se:

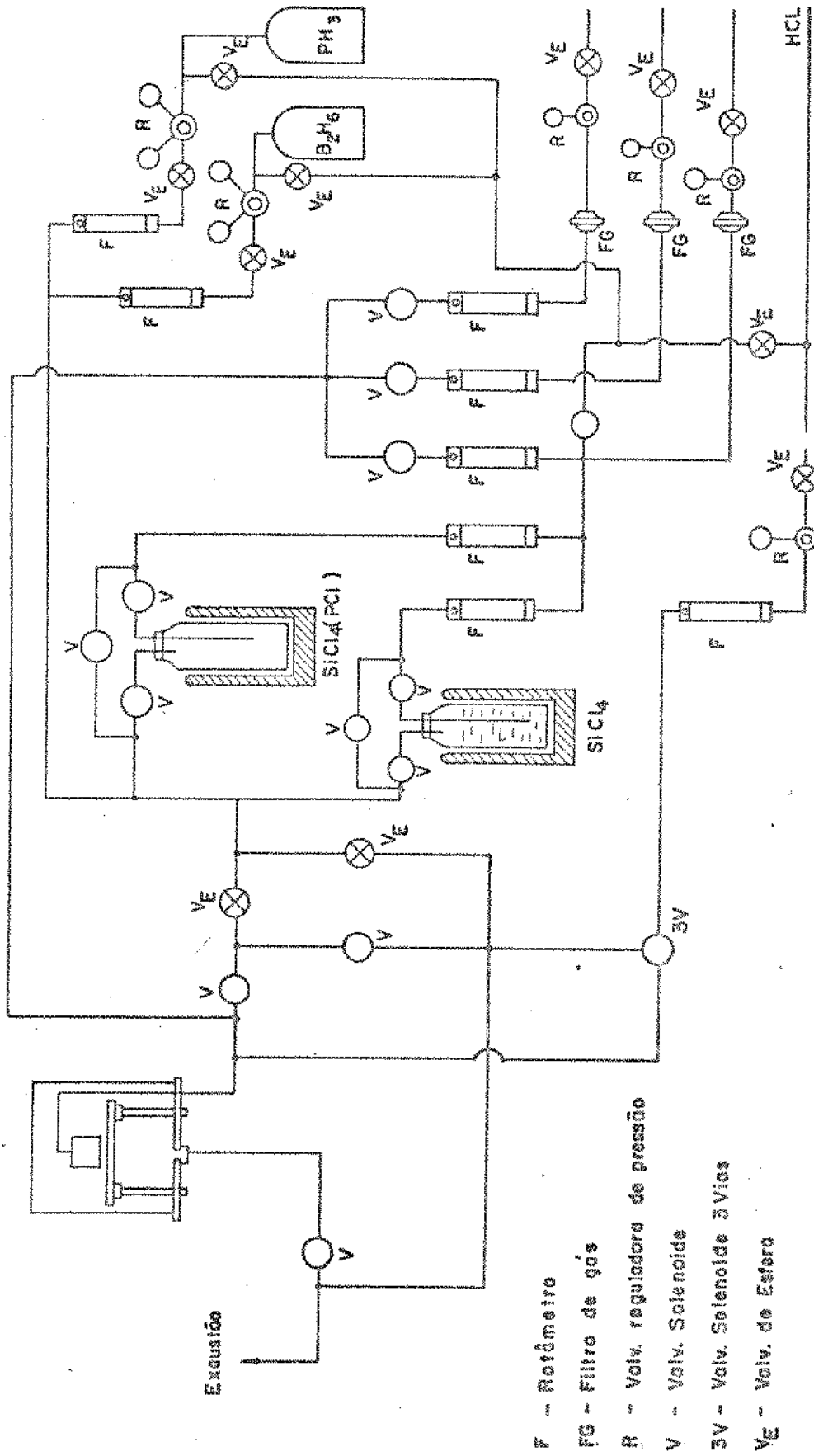


Fig. III.2.1.3 - Sistema de gases.

- F - Rotômetro
- FG - Filtro de gás
- R - Valv. reguladora de pressão
- V - Valv. Solenoide
- 3V - Valv. Solenoide 3 Vias
- VE - Valv. de Estera

$$\eta = \frac{P_V}{P_T} \cdot \frac{Y(H_2(SiCl_4))}{X(H_2)} \quad (III.2.1.5)$$

ou

$$\eta\% = \frac{P_V}{P_T} \cdot \frac{Y}{X} \cdot 100 \quad (III.2.1.6)$$

A Fig. III.2.1.3 mostra o sistema de gases do equipamento (sistema) utilizado.

As linhas de alimentação e o sistema de medida que conectam os cilindros de armazenagem à câmara de reação e, permitem o controle do fluxo, devem ser feitos de materiais inertes à ação corrosiva dos vapores químicos. Os materiais usados nas linhas de alimentação do sistema utilizado são tubos de aço inox e teflon.

III.2.2 - Sistema de Reação

Os vapores reagentes fornecidos pelo sistema de gases alimentam o sistema de reação, onde estes fluem ou difundem para o local onde se encontra o substrato, de forma que as reações prematuras sejam evitadas. Uma energia de ativação deve ser suprida aos vapores de modo que a deposição ocorra na superfície do substrato. Os subprodutos de reação são retirados procurando-se não influenciar no fornecimento dos vapores reagentes.

Os fatores mais importantes que influenciam no projeto do sistema de reação são | 2 |:

- 1) O formato do substrato onde o filme será depositado;
- 2) A área do substrato e a uniformidade da espessura e da composição de filmes;
- 3) A faixa de temperatura de deposição;
- 4) A pressão de operação (atmosférica ou reduzida);

- 5) A natureza química dos gases;
- 6) O processo pelo qual a energia de ativação é suprida (por exemplo, calor, luz, radiação, infravermelho, plasma RF, laser, etc.).
- 7) O modo pelo qual os gases reagentes devem ser introduzidos no sistema de reação a fim de evitar reações prematuras.

A Fig. III.2.2.1 mostra um desenho esquemático do sistema de reação utilizado. O sistema consiste basicamente de três partes:

- Um conjunto com dois eletrodos de cobre banhado com níquel e um suporte de grafite o qual foi modificado pelas razões que daremos na seção VI.1. A Fig. III.2.2.2 mostra a modificação feita.
- Uma câmara de aço inox com refrigeração a água para evitar a deposição nas suas paredes e reduzir as reações homogêneas.
- Um funil de quartzo que também foi modificado pelas razões dadas na seção VI.1. A Fig. III.2.2.3 mostra a modificação feita.

O sistema de reação foi projetado para operar na faixa de temperatura de 900 a 1350°C em pressão atmosférica. O tipo de reação química foi a redução de tetracloreto de silício (SiCl_4) por hidrogênio (H_2).

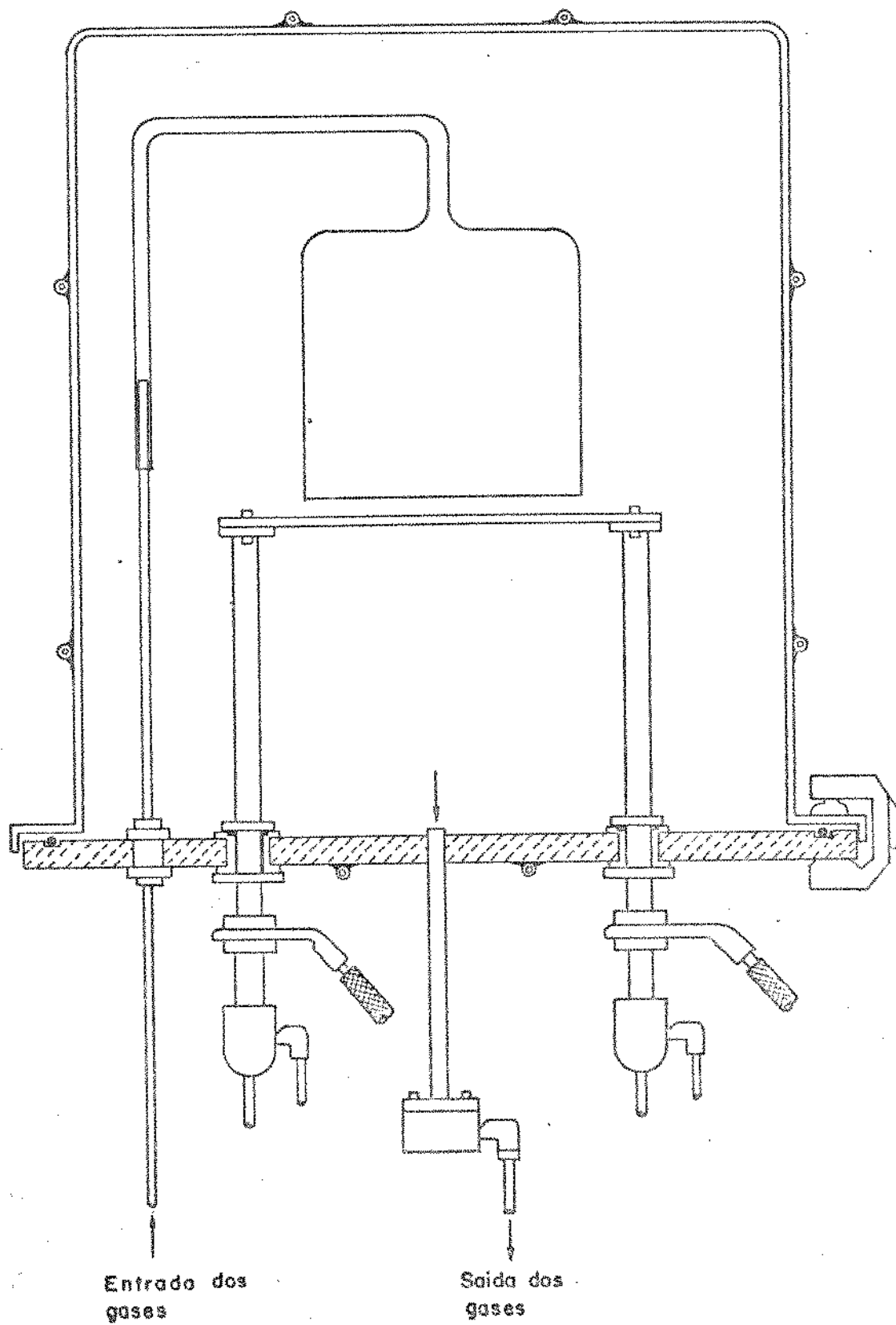


Fig. III.2.2.1 - Sistema de reação.

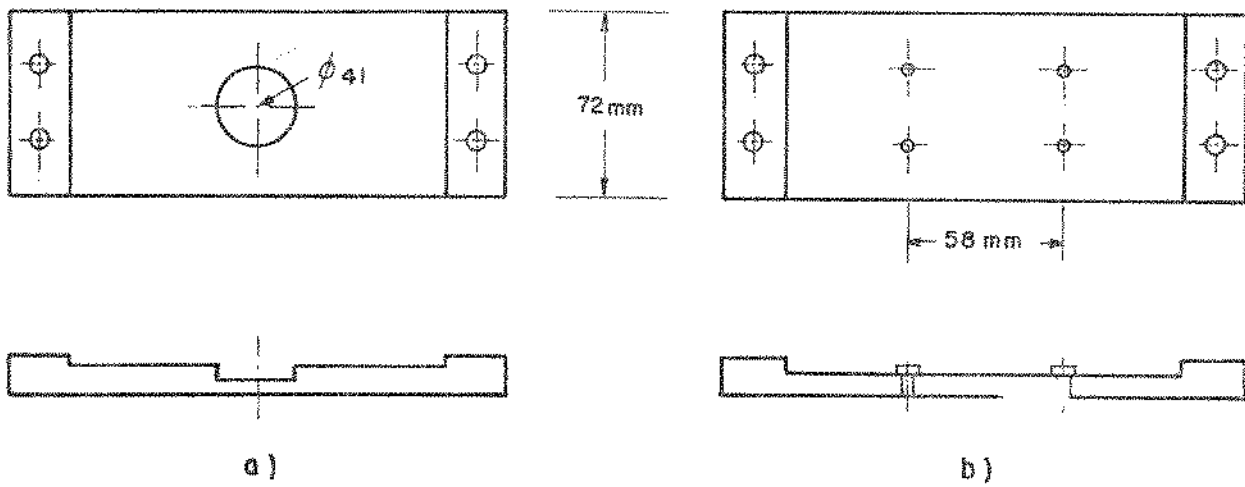


Fig. III.2.2.2 - Suporte de grafite. a) Original. b) Modificado.

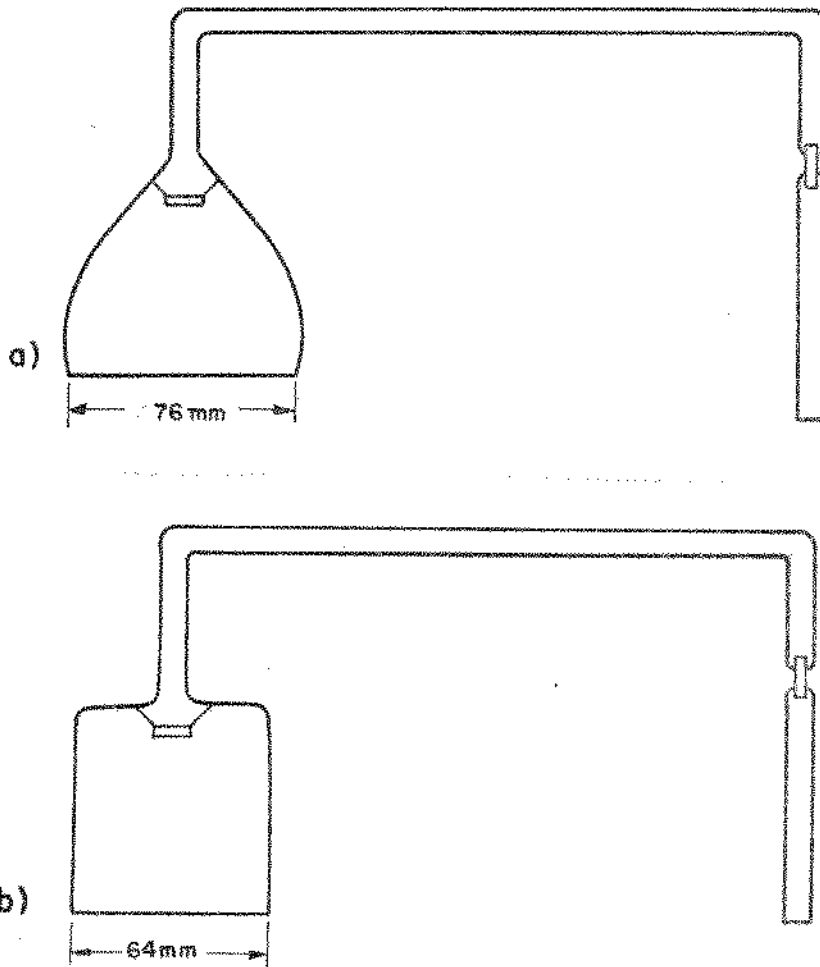


Fig. III.2.2.3 - Funil de quartzo. a) Original. b) Modificado.

III.2.3 - Sistema de Exaustão

O sistema de exaustão deve ser projetado tendo em vista que os gases efluentes possam ser tóxicos, explosivos ou inflamáveis. Os gases inflamáveis devem ser queimados no fim da linha de exaustão, e esta deve evitar que o ar atmosférico entre para o sistema; isto pode ser feito, por exemplo, com o borbulhamento dos gases de exaustão através de um líquido inerte, ou usando uma válvula "one-way".

Se o sistema de deposição opera em pressões reduzidas (0,1-1 Torr) e os gases corrosivos da exaustão devem passar por um sistema de vácuo, é necessário que os gases sejam condensados por uma armadilha de nitrogênio, ou diluídos em nitrogênio (através da ejeção do último na linha de exaustão) antes de entrarem para a estação de bombas.

O sistema de exaustão utilizado usa o processo de borbulhamento, o que evita o "backstreaming" (retorno de gás) e ao mesmo tempo elimina os subprodutos de reação.

A Fig. III.2.3.1 mostra uma vista geral deste sistema de exaustão.

Ele é composto por dois conjuntos:

- Dois condensadores mantidos a temperatura ambiente que tem a função de condensar os subprodutos de reação | 1 |.
- Dois hidrolizadores onde os subprodutos de reação restantes são transformados em silício e silicatos | 1 |.

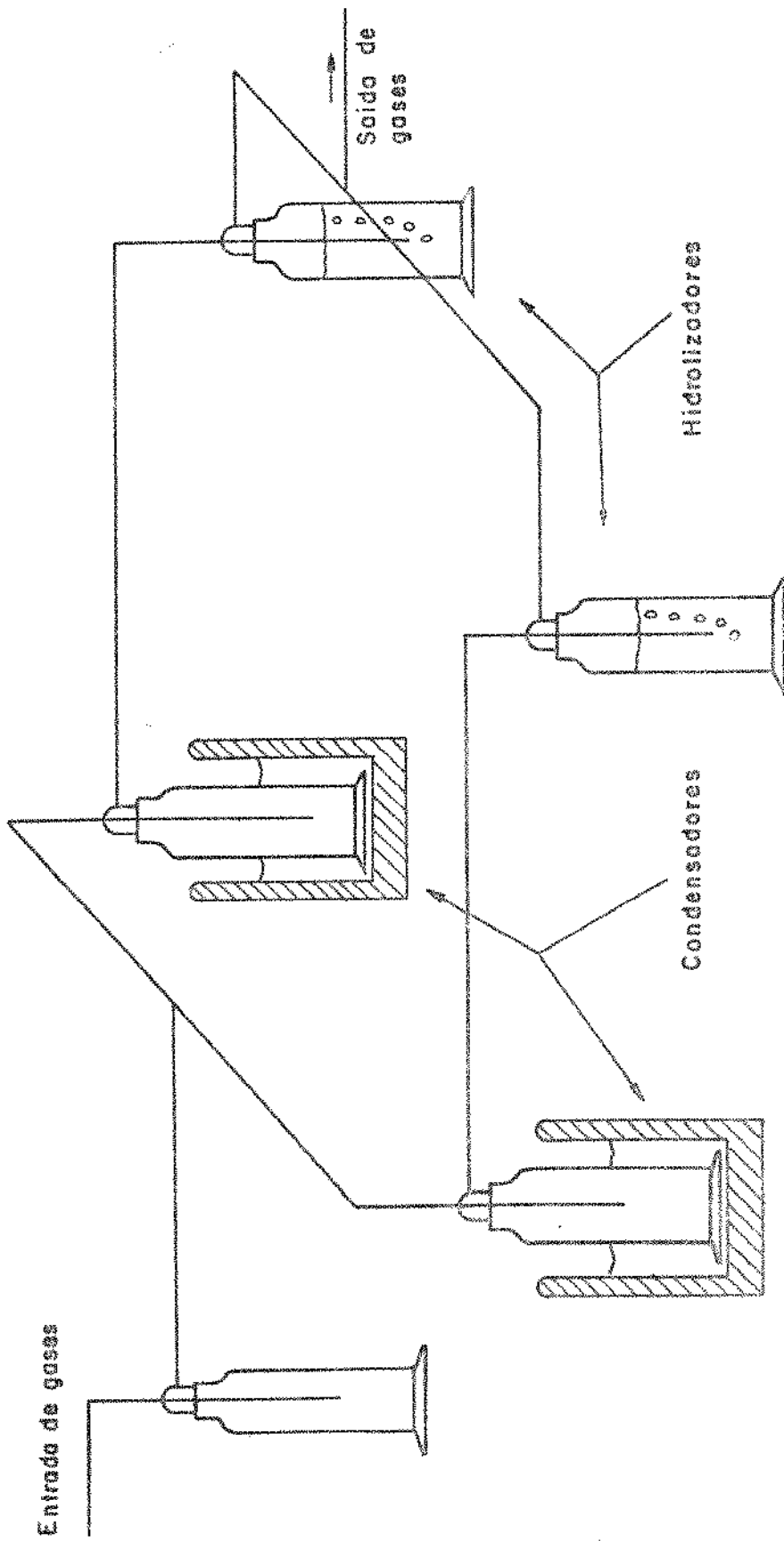


Fig. III.2.3.1 - Sistema de Exaustão.

III.2.4 - Controle de Temperatura e Aquecimento

A deposição química de vapor, como vimos no capítulo II, é controlada por dois passos cinéticos: O transporte de massa e a reação de superfície. Em pressões atmosféricas e acima de 1000°C a deposição é controlada pelo transporte de massa [3] ficando praticamente independente da temperatura do substrato. Por outro lado é a temperatura um dos fatores que determina as propriedades do filme depositado. Assim, apesar da liberdade em temperatura sobre os efeitos na taxa de deposição, é necessário que esta temperatura seja precisamente controlada para que os filmes obtidos tenham suas características como desejado e o processo de deposição seja repetitivo.

Tendo em vista o exposto acima um controle na temperatura de deposição (ou do substrato) é desejável; o que é feito pelo controlador de temperatura.

Um diagrama funcional do controlador do sistema utilizado é mostrado na Fig. III.2.4.1. Este controlador é do tipo PID (proporcional, integral, diferencial) projetado e construído no LED/UNICAMP [4].

O perfil de temperatura em função do tempo é mostrado na Fig. III.2.4.2. A taxa de subida e descida no início e no fim do perfil pode ser ajustada externamente. Quando ligado o controlador estabiliza após 10 minutos (te). A variação de temperatura é de $\pm 1,5^{\circ}\text{C}$ em $1100-1200^{\circ}\text{C}$.

Na Fig. III.2.4.3 está mostrado a curva de calibração da temperatura do substrato. Esta calibração foi realizada com um pirômetro óptico modelo 8627 LEED & Northrup. A temperatura lida foi da superfície de uma lâmina colocada no centro do suceptor de grafite. Está mostrado ainda na Fig. III.2.4.3, o valor da temperatura que deve ser ajustado o controlador (T_{set}) para uma determinada temperatura de deposição.

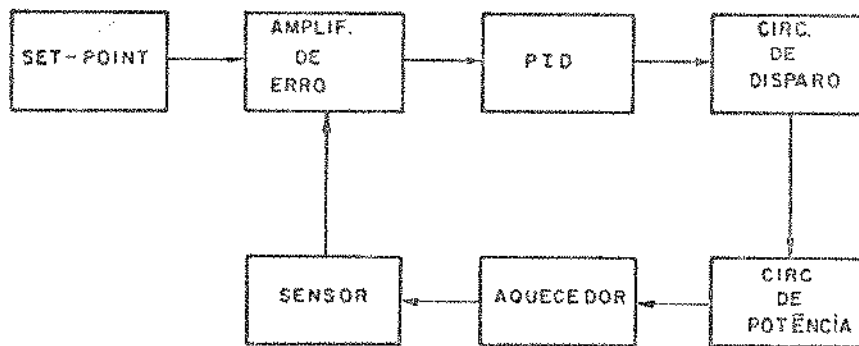


Fig. III.2.4.1 - Diagrama funcional do controlador de temperatura.

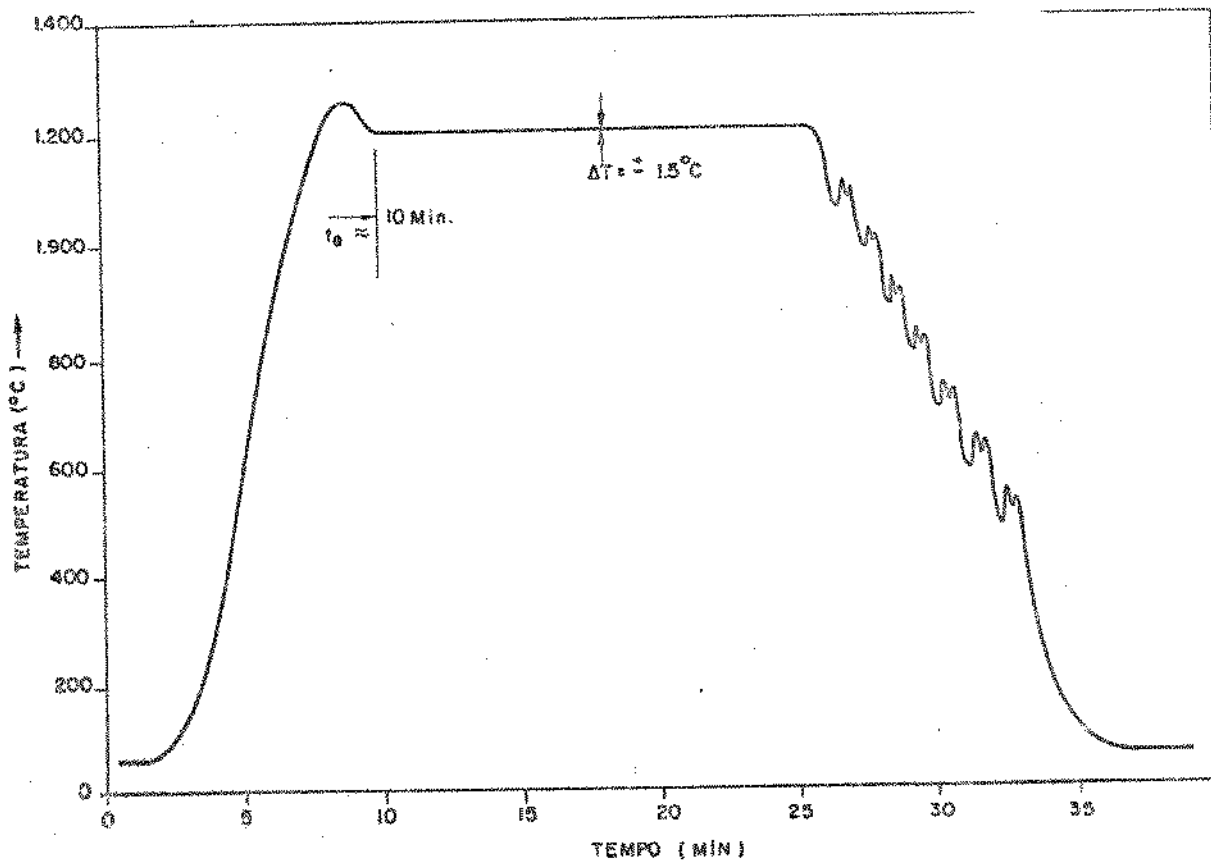


Fig. III.2.4.2 - Perfil de temperatura em função do tempo.

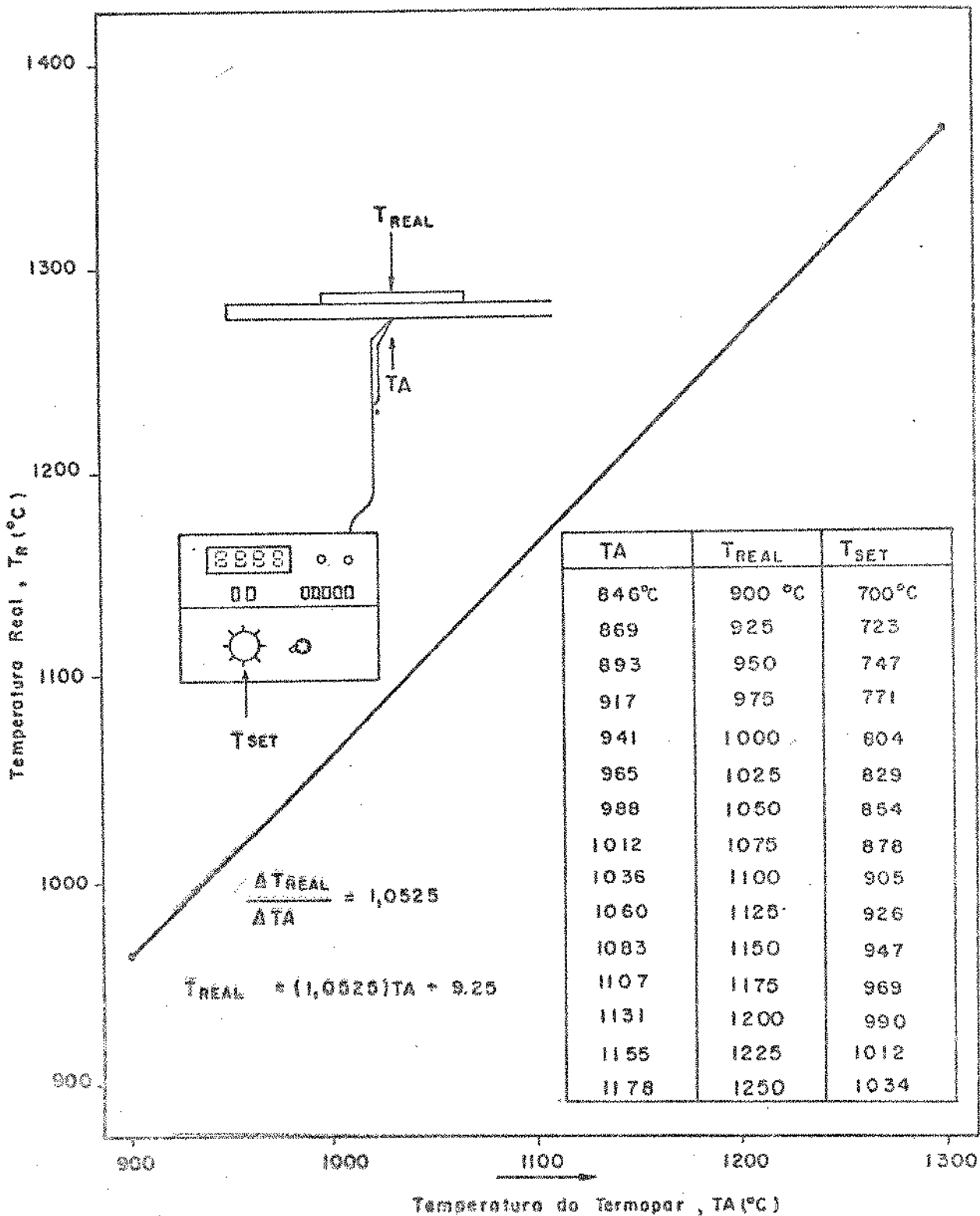


Fig. III.2.4.3 = Curva de calibração da temperatura do sub
trato.

III.3 - PROCEDIMENTOS PARA A DEPOSIÇÃO DOS FILMES

Para a obtenção dos filmes, nós procuramos estabelecer um procedimento que possibilitasse a produção dos filmes com um certo grau de segurança, controle e repetibilidade.

Estes procedimentos são agora descritos.

1) Ligar o purificador de hidrogênio.

Para esta operação nós nos reportamos à Fig. III.3.1. Os passos desta operação são:

- Ligar a exaustão (baixa rotação) (13)
- Verificar se as válvulas (1) e (8) estão abertas e as válvulas (2), (3), (4), (5), (6), (7) estão fechadas.
- Ligar a bomba de vácuo (12)
- Após 3-5 min do passo anterior abrir a válvula (2)
- Ligar o medidor de pressão, (11) abrir a válvula (15) e regular a pressão para 40-50 psi, (14)
- Quando a pressão atingir 100-200 μ (~ 1/2 hora) ligar o purificador de hidrogênio, (9) (a pressão deve subir).
- Novamente, quando a pressão atingir 100-200 μ , fechar as válvulas (2), (1) e (8)
- Abrir lentamente a válvula (3)
- Abrir lentamente a válvula (8) (~ 3 voltas).
- Desligar a bomba de vácuo, (12) e o medidor de pressão, (11)
- Abrir a válvula (6)
- Dependendo do consumo de H₂, ajustar o fluxo para dreno (10). (para fluxo de H₂ de 5-10 μ /min colocar o rotâmetro (10) na escala (1) .

Após esta operação o purificador de hidrogênio está preparado para alimentar o sistema de gases.

2) Colocar a lâmina na câmara de reação.

Esta operação é efetuada levantando a câmara de reação e em seguida levantando e girando para a direita o funil de quartzo até o suceptor de grafite ficar exposto, e então coloca-se a lâ

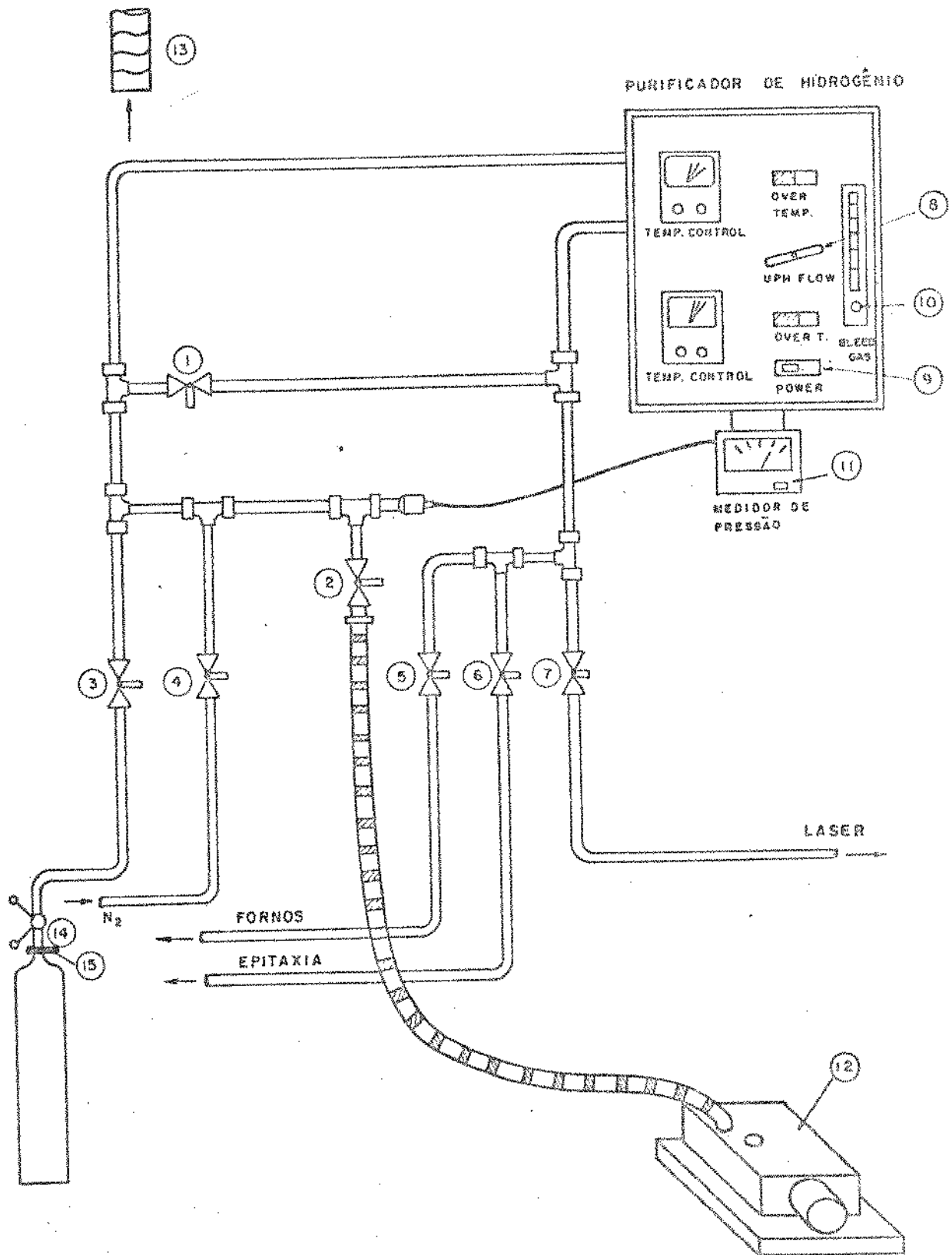


Fig. III.3.1 - Purificador de hidrogênio.

mina na região central do grafite. Logo após, coloca-se o funil na sua posição original (centrada com relação ao grafite) e fecha-se a camada. A operação de colocar a lâmina na câmara de reação deve ser executada tão rápida quanto possível a fim de evitar contaminação.

- 3) Purgar o sistema de reação com hidrogênio por 10 minutos e com um fluxo de 5 l/min.

A finalidade desta operação é tornar o ambiente da câmara de reação com uma atmosfera de hidrogênio, e assim, permitir o aquecimento da câmara sem o perigo de explosão e ainda evitar a formação de depósitos indesejáveis.

- 4) Preparar o composto de tetracloreto de silício (SiCl_4).

Normalmente, a quantidade de tetracloreto de silício preparada, (i.é., colocada no borbulhador) serve para uma grande quantidade de deposição, desde que, sua armazenagem seja correta.

Caso o composto já esteja preparado, passar para o passo seguinte.

- 5) Ligar a água de refrigeração.

A água de refrigeração deve chegar à câmara de reação com uma temperatura menor que 16°C . O fluxo de água que passa pelos eletrodos deve ser ajustado de acordo com a temperatura de operação.

- 6) Ligar o sistema de aquecimento e o controlador de temperatura.

O sistema de aquecimento deve fornecer inicialmente ao reator uma potência que permita ao suceptor de grafite ter uma taxa de subida de temperatura igual ou menor que $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$, a fim de evitar choque térmico na lâmina de silício.

O controlador de temperatura deve ser ajustado para colocar o reator na temperatura de deposição desejada. Para isto

utiliza-se a tabela mostrada na Fig. III.2.4.3.

7) Purgar a linha de tetracloreto de silício com hidrogênio.

É importante que a linha de tetracloreto de silício esteja com um ambiente inerte para que não haja formação de partículas e estas sejam levadas para a câmara de reação. Purgando esta linha com hidrogênio evitamos este problema. Esta mistura de gases ($H_2 + SiCl_4$ + residual na linha) não passa pelo sistema de reação durante a purgação. Isto é conseguido fechando a válvula do reator e abrindo a válvula para o sistema de exaustão (dreno).

Os fluxos de hidrogênio (H_2) e da mistura ($H_2 + SiCl_4$) usados durante estes passos devem ser aqueles estabelecidos para as condições de deposição.

8) Injetar os gases na câmara de reação.

Após a estabilização da temperatura (~ 10 min) injetar a mistura $H_2 + SiCl_4$ na câmara de reação através das válvulas do reator (reator) e do sistema de exaustão (dreno).

9) Registrar o tempo de deposição.

Simultaneamente com o passo anterior registrar o tempo de deposição.

Ao final deste tempo cortar o fornecimento da mistura de gases e ao mesmo tempo reduzir a temperatura numa taxa de descida média de $100^{\circ}C/min$. Deixar passar somente hidrogênio na câmara de reação ($5\ell/min$).

10) Desligar a água de refrigeração.

Quando a temperatura atingir $200^{\circ}C$ desligar a água de refrigeração do sistema de reação.

Como as linhas de refrigeração da câmara de reação e dos eletrodos não são independentes, é aconselhável desligar a refri

geração numa temperatura maior possível permitida pela temperatura nos eletrodos, a fim de evitar umidade dentro da câmara de reação após a sua abertura.

Uma temperatura $\leq 200^{\circ}\text{C}$ foi aquela encontrada em nossos experimentos que evita a ebulição da água nos eletrodos.

11) Purgar o sistema de reação com hidrogênio.

Ao final do passo anterior continuar purgando o sistema de reação com hidrogênio (5l/min) por mais 5 minutos. Isto garante que o ambiente da câmara fique numa atmosfera de hidrogênio, evitando assim, que o tetracloreto de silício saia para o ambiente do laboratório após a abertura da câmara.

12) Retirar a lâmina.

Para execução deste passo corta-se o fornecimento de hidrogênio e através do elevador do sistema de reação abre-se a câmara. Feito isso retira-se a lâmina e fecha-se a câmara.

III.4 - CONDIÇÕES DE OBTENÇÃO DOS FILMES

Passaremos agora a descrever as condições nas quais os nossos filmes foram depositados.

Os intervalos dos parâmetros de deposição, temperatura do substrato, fluxo total dos gases e concentração de tetracloreto de silício, foram estabelecidos tendo em vista a obtenção de:

- 1) Filmes com boa uniformidade ($\leq \pm 20\%$).
- 2) Filmes com tamanho dos grãos compreendidos no intervalo 1000-5000 Å.
- 3) Taxa de deposição em torno de 0,1 - 0,4 $\mu\text{m}/\text{min}$.

O primeiro item é desejável para se ter um bom controle nos processos de fabricação dos dispositivos.

O tamanho do grão nos filmes de silício policristalino é uma das características do filme que define a resistividade e a resolução nas gravações destes. Grãos com tamanhos maiores implicam em menores resistividades do filme [5], mas por outro lado menores resoluções nas gravações são obtidas. Assim existe um compromisso de resolução x resistividade.

A taxa de deposição foi estabelecida nesse intervalo para se conseguir filmes com espessura em torno de 1 μ m depositado em um tempo 3-10 min. Para tempos de deposição menores que 3 min, nós verificamos que a deposição torna-se mais difícil de ser controlada.

Outros parâmetros relacionados com a geometria do reator foram investigados e ajustados para colocar o sistema operando nas condições acima citadas. Foram estes os parâmetros:

- 1) Distância do funil com relação ao suceptor de grafite.
- 2) Tamanho do funil.
- 3) Funil com ou sem espalhador.
- 4) Formato do grafite.

Os parâmetros de deposição ficaram compreendidos entre:

- Temperatura do substrato: 1000 - 1200°C.
- Fluxo total dos gases: 3 - 10 l/min
- Concentração de SiCl_4 : 0,1 - 0,8%

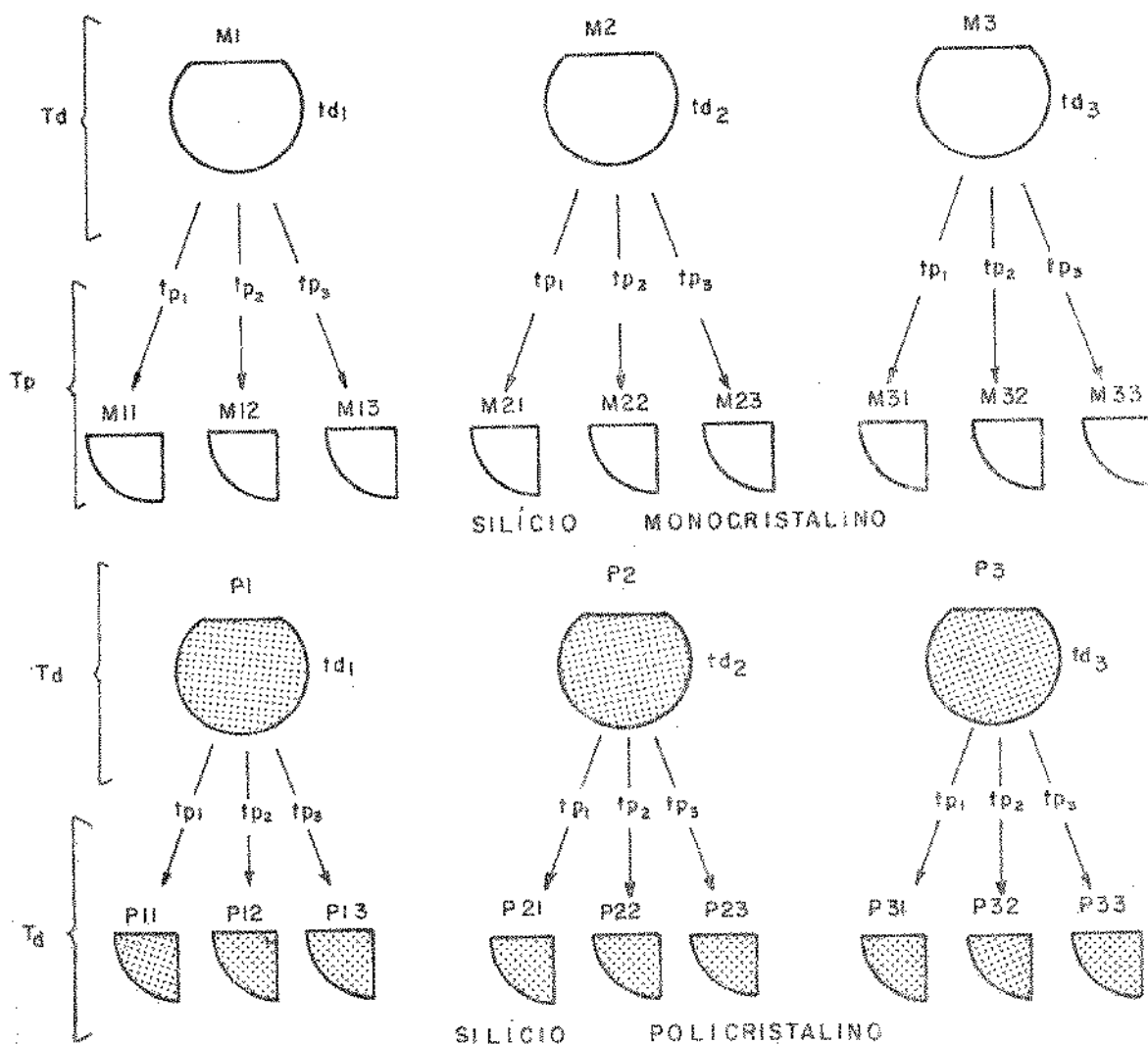
III.5 - DOPAGEM DOS FILMES POR DIFUSÃO TÉRMICA

Os filmes de silício policristalino foram obtidos sem dopagem "in situ", i.é., dopagem durante o processo de deposição.

Estes filmes intrínsecos foram dopados com fósforo por difusão térmica numa fornalha de difusão do tipo N, existente em nosso laboratório.

A fim de se obter informações sobre o compromisso resistividade do filme e profundidade de junção, nós inserimos juntos com as amostras do filme de silício policristalino, amostras de silício monocristalino.

As amostras foram difundidas da seguinte forma: (Veja esquema abaixo).



Os filmes de silício policristalino das amostras, P₁, P₂ e P₃ foram depositados a 1200°C e tinham espessura compreendida no intervalo 1,9-2,1 µm.

As lâminas de silício monocristalino foram do tipo p, resistividade entre 1,0-1,5 Ωcm e orientação <100>.

O passo de difusão seguiu o seguinte procedimento:

- 1) Caracterização (tipo, resistividade e espessura).
- 2) Limpeza ESAT1 (IEP-LPO/5).
- 3) Deposição de fósforo.
T = 900°C t_d = 9, 16, 25 min.
- 4) Remoção de fosforossilicato.
- 5) Medida de resistividade e profundidade de junção.
- 6) Penetração de fósforo.
T = 1000°C t_p = 25, 60, 144 min.
- 7) Remoção de óxido.
- 8) Medida de resistividade e profundidade de junção.

Nós verificamos ainda nas amostras com filmes de silício policristalino a resistividade versus a espessura do filme, com o intuito de avaliar o perfil de concentração de dopantes ao longo da espessura deste. Para isto, todas as amostras foram sujeitas a um ataque químico numa solução de NH₄F + HNO₃ na proporção 1:40 e com tempo de ataque de 30 em 30 segundos. Este tipo de ataque será descrito a seguir.

III.6 - ATAQUE QUÍMICO DOS FILMES

A taxa de ataque dos filmes de silício policristalino é descrita nesta seção.

Inicialmente, nós tentamos fazer um ataque ou corrosão

nos filmes com uma solução de ácido nítrico (HNO_3) e ácido fluorídrico (HF) com várias proporções. Mas devido a uma baixa seletividade (taxa de ataque do poly \div taxa de ataque do SiO_2) nós procuramos outras soluções que atendessem esta exigência a qual foi imposta pelo fato de que o óxido de silício (SiO_2) seria usado como máscara durante o ataque dos filmes de silício policristalino.

A solução que atendeu plenamente a esta exigência foi a de fluoreto de amônia (NH_4F) e ácido nítrico (HNO_3).

Os filmes foram corroidos nessa solução em diferentes proporções.

A taxa de ataque de óxido de silício, com esta solução também foi verificada nas mesmas proporções das usadas no ataque dos filmes de silício policristalino.

As medidas de espessuras e de graus foram feitas através dos métodos descritos no capítulo IV.

REFERÊNCIAS

- [1] S. Kobayashi, "Desenvolvimento de um Sistema de Crescimento Epitaxial de Silício por Redução de Tetracloreto de Silício", Tese de Mestrado a ser apresentada à FEC/UNICAMP.
- [2] G.Hass e Rudolf E. Thun, "Physics of Thin Films", Academic Press, New York and London (1969).
- [3] J. Bladew W. A.P. Claassen, "Nucleation and Growth of Silicon Films by Chemical Vapour Deposition", Philips, Tech. Rev., Vol. 41, nº 2, p. 60-69 (1983).
- [4] Oséas V.A.F., "Projeto e Construção de um Controlador de Temperatura para Fornos de Difusão"; Tese de Mestrado, LED/FEC/UNICAMP, 1978, publicação FEC 010/78.
- [5] N.C.C.Lu, L. Gerzberg, E.J.D.Meinol, "A Quantitative Model of the EFFECT of Grain Size on Resistivity of Poly - Crystalline Silicon Resistors, "IEEE Electron Devices Lett, vol. EDL-1, nº 3, (1980).

CAPÍTULO IV

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS PARA
A CARACTERIZAÇÃO

IV.1 - INTRODUÇÃO

Neste capítulo são descritos os procedimentos experimentais empregados para a caracterização física e elétrica dos filmes de silício policristalino e da interface SiO_2/Si .

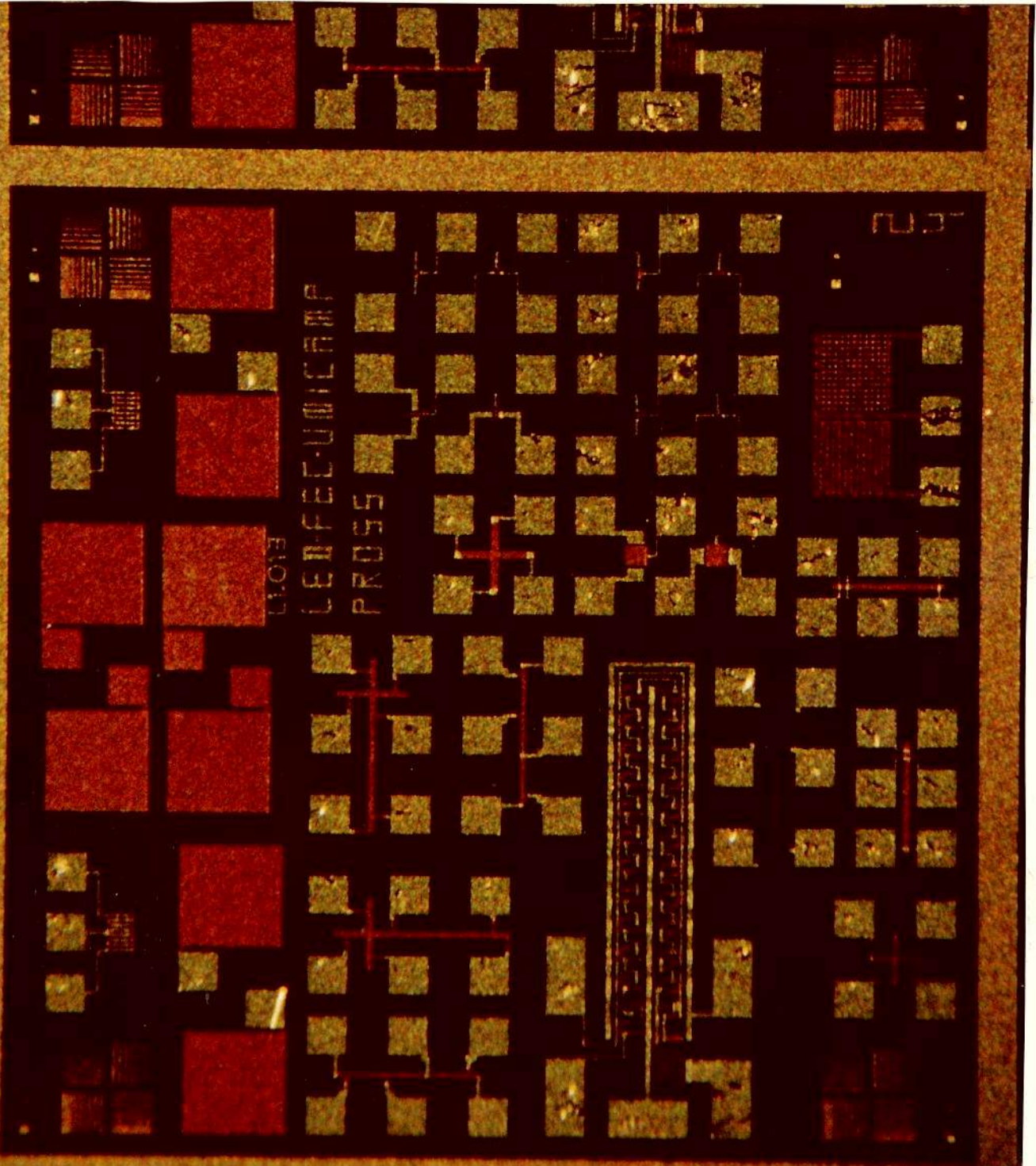
O critério de escolha do método de análise e caracterização das amostras foi estabelecido, tendo em vista o fácil acesso aos laboratórios que dispunham dos equipamentos de análise (IFGW, CT, MGE e LED) e da precisão desejada.

Nós procuramos obter as informações a cerca dos filmes de silício policristalino, necessárias para aplicações destes filmes em uma tecnologia porta de silício. Desta forma muitas informações importantes mas que não dão respeito a este tipo de aplicação não foram obtidas.

IV.2 - CONFECÇÃO DA PASTILHA DE TESTE E DE AMOSTRAS ESPECIAIS

Com o intuito de avaliar o processo de obtenção dos filmes de silício policristalino e caracterizá-los, foi construída uma pastilha de teste e algumas amostras especiais, que passaremos a mostrá-los à medida que descrevemos como as informações obtidas por estes são extraídas.

A fig. IV.2.1 mostra o "lay-out" dos dispositivos e estruturas na pastilha de teste.



Uma pastilha de teste para processo tem a finalidade de fornecer as informações inerentes a cada passo de fabricação de um dispositivo, para uma dada tecnologia, de maneira que as informações obtidas através das medidas feitas durante o processo e ao final deste, possam ser distinguíveis por etapa ou pelo menos não sejam ambíguas com relação a sua origem.

Nossa pastilha de teste foi projetada de forma que fornecesse todas as informações que achamos necessárias, sobre as propriedades dos filmes obtidos por CVD, no nosso reator epitaxial, tais como: resistividade, resolução em ataque úmido (químico, resistência de contato da interface alumínio/ polissilício, etc.) e algumas informações obtidas das amostras especiais, inerentes ao passo de deposição do filme, tais como: cargas no óxido, mobilidade dos portadores no canal dos transistores, etc.

Está contido, ainda, em nossa pastilha um oscilador em anel com 23 estágios e com uma porta NOR na malha de realimentação. Com este dispositivo é possível avaliar o desempenho dinâmico dos inversores construídos com a tecnologia porta de silício.

O projeto deste oscilador em anel será descrito na seção IV.7.

Nós procuramos resumir na tabela IV.2.1, algumas das informações, obtidas através de nossa pastilha de teste, relacionadas com as estruturas e os dispositivos contidos nesta pastilha.

TABELA IV.2.1 - Informações obtidas através dos dispositivos e estruturas da pastilha de teste.

DISPOSITIVOS/ESTRUTURA	INFORMAÇÕES
Oscilador em anel	Tempo de atraso de um inversor com carga em enriquecimento e não saturada.
Transistor	<ul style="list-style-type: none"> - Mobilidade do canal, μ - Voltagem de limiar, V_T - Parâmetros de efeito de corpo (γ) e modulação de canal (λ). - Fator de corrente (β)
Capacitor	<ul style="list-style-type: none"> - Espessura do óxido, t_{OX}. - Cargas no óxido. - Tensão de banda plana; V_{FB}. - Concentração efetiva no substrato, N_A^*.
Resistência de contato	Resistência de contato da interface Si-Poly/Al.
Continuidade de fita de Poly	Qualidade da cobertura dos filmes sobre degrau.
Van der Pavn	Resistividade da linha de silício policristalino.
Van der Pavn modificado	Largura efetiva da linha de silício policristalino.
Cadeia de contatos	Qualidade do contato poly-Al.
Erro de alinhamento	Erro de alinhamento contato/polisilício.
Resolução de Etc:	Resolução do ataque químico em polisilício.
Marcas de alinhamento	Alinhamento das máscaras

Continua

Continuação

DISPOSITIVOS/ESTRUTURA	INFORMAÇÕES
Níveis	Identificação das máscaras
Indicativo	Identificação da pastilha

Outras informações foram obtidas através das nossas amostras especiais, as quais serão reportadas e descritas no momento em que estas informações forem descritas.

IV.3 - ROTEIRO DE INSTRUÇÕES BÁSICAS PARA A FABRICAÇÃO DE UM TRANSISTOR MOS, CANAL N, COM PORTA DE SILÍCIO

A seguir, daremos um resumo do roteiro de instruções que definimos e utilizamos para a fabricação de um transistor MOS, canal N, com porta de silício.

A pastilha de teste que continha as estruturas e dispositivos de testes além destes transistores, foi construída com uma lâmina de silício do tipo p, orientação $\langle 100 \rangle$, resistividade de $1,3 \Omega\text{cm}$ e 37 mm de diâmetro.

ROTEIRO DE INSTRUÇÕES PARA A FABRICAÇÃO DE TEC-NMOS COM PORTA DE SILÍCIO

INSTRUÇÕES		OBSERVAÇÕES
ETAPA	SUB-ETAPA	
0100	0101 - Lavar H_2O D.I. $t \geq 1 \text{ min}$	Durante a limpeza não expor a lâmina ao ambiente do laboratório. Continua
Limpeza Inicial	0102 - $\text{H}_2\text{O}_2/\text{H}_2\text{SO}_4$, 1/4; $T = 130-140^\circ\text{C}$ $t = 10-15 \text{ min}$	
	0103 - Lavar H_2O D.I. $t \geq 3 \text{ min}$	
	0104 - HF 12% $t = 30 \text{ s}$	

continuação

	INSTRUÇÕES	
ETAPA	SUB-ETAPA	OBSERVAÇÕES
	0105 - Lavar H ₂ O D.I. t ≥ 1 min 0106 - H ₂ O/H ₂ O ₂ /NH ₄ O ₄ 5/1/1 T ≤ 90°C t = 10 min 0107 - Lavar H ₂ O D.I. t ≥ 3 min 0108 - H ₂ O/H ₂ O ₂ /HCl 5/1/1, T ≤ 90°C t = 10 min 0109 - Lavar H ₂ O D.I. t ≥ 1 min 0110 - Secar com N ₂	
0200 Oxidação Inicial	0201 - Limpar com TCE no dia anterior (5 horas) T = 1100°C 0202 - Limpar com TCE no dia da oxida- ção (30 min) T = 1100°C 0203 - O ₂ 1ℓ/min t = 30 min 0204 - BF O ₂ 0,98 ℓ/min H ₂ 0,74 ℓ/min t = 5 min 0205 - T.L. Idem 0204 0206 - CF O ₂ 0,98 ℓ/min H ₂ 0,74 ℓ/min t = 120 min 0207 - CF O ₂ 0,98 ℓ/min t = 10 min 0208 - CF N ₂ 1ℓ/min t = 10 min 0209 - TL N ₂ 1ℓ/min t=5 min 0210 - BF N ₂ 1ℓ/min t = ver obs.	Tomar cuidado no transporte da lâmina, da capela de lim- peza para o forno de oxi- dação, a fim de não expor a lâmina ao ambiente Retirar a lâ- mina da boca do forno so- mente quando for executar a instrução 0300
0300 Fotoli- tografia para áreas ati- vas	0301 - Aplicação do fotorresiste 5000 rpm x 20s. 0302 - Pré-cozimento T = 80°C t = 20 min.	Continua

		continuação
	INSTRUÇÕES	OBSERVAÇÕES
ETAPA	SUB-ETAPA	
	0303 - Exposição ao ultra-violeta $t = 0,8 \text{ s.}$ 0304 - Revelação - $t = 60 \text{ s}$ (com agitação) 0305 - Rinse - $t = 10 \text{ s}$ (agitação) 0306 - Pós-cozimento - $T = 130^{\circ}\text{C}$ $t = 60 \text{ min.}$ 0307 - Remoção do Óxido $\text{HF}/\text{NH}_3\text{F}$ 0308 - Remoção do F.R.	
0400 Limpeza	0401 - H_2O D.I. $t \geq 1 \text{ min}$ 0402 - $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2\text{O}_2/\text{NH}_4\text{OH} - 5/1/1$ $T = 90^{\circ}\text{C}, t = 10 \text{ min}$ 0403 - H_2O D.I., $t = 3 \text{ min}$ 0404 - $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2\text{O}_2/\text{HCl} - 5/1/1$ $T \leq 90^{\circ}\text{C}, t = 10 \text{ min}$ 0405 - H_2O D.I., $t \geq 3 \text{ min}$ 0406 - Secar com N_2	Idem etapa 0100
0500 Oxidação das portas	0501 - Limpar com TCE no dia anterior (5 horas) 0502 - Limpar com TCE no dia da oxidação (30 min) 0503 - O_2 1ℓ/min $T = 1000^{\circ}\text{C}$ $t = 30 \text{ min.}$ 0504 - BF O_2 1ℓ/min, $\text{O}_2 + \text{TCE}$ $T = 1000^{\circ}\text{C} t = 5 \text{ min}$ 0505 - TL (Idem 0504) 0506 - CF O_2 1ℓ/min, $\text{O}_2 + \text{TCE}$ $T = 1000^{\circ}\text{C} t = 50 \text{ min}$	Idem etapa 0200

Continua

		continuação
ETAPA	INSTRUÇÕES SUB-ETAPA	OBSERVAÇÕES
	0507 - CF O ₂ 1ℓ/min t = 10 min 0508 - CF N ₂ 1ℓ/min t = 10 min 0509 - TL N ₂ N ₂ 1ℓ/min t = 5 min 0510 - BF N ₂ 1ℓ/min t = ver obs.	
0600 Deposi- ção de Si lício po- licrista- lino	0601 - Purgar o reator com H ₂ 5ℓ/min, T = Amb., t = 10 min 0602 - Aquecer o reator para T = 1200°C - 20 min 0603 - Purgar a linha de SiCl ₄ com H ₂ 200 ml/min, t = 5 min 0604 - Ajustar os fluxos H ₂ 6,9 ℓ/min H ₂ (SiCl ₄) 700 ml/min 0605 - Registrar o tempo de deposição t _d = 4 min 0606 - Reduzir a temperatura de deposi- ção T → Amb. e purgar com H ₂ 5ℓ/min, t = 10 min 0607 - Abrir a câmara e retirar a Lâmina	Não expor a lâ- mina ao ambien- te do laborató- rio
0700 Oxidação Silício Policris- talino	0701 - O ₂ 1ℓ/min t = 30 min T = 1000°C 0702 - BF O ₂ 0,98ℓ/min H ₂ 0,74ℓ/min t = 5 min 0703 - TL idem 0702 0704 - CF O ₂ 0,98ℓ/min H ₂ 0,74ℓ/min, t = 2 15 min 0705 - CF O ₂ 0,98ℓ/min, t = 10 min 0706 - CF N ₂ 1ℓ/min, t = 10 min	Retirar a lâmi- na da boca do forno somente quando for exe- cutar a instru- ção 0800. O óxido crescido sobre o filme

Continua

continuação

	INSTRUÇÕES	OBSERVAÇÕES
ETAPA	SUB-ETAPA	
	0707 - TL N ₂ 1ℓ/min, t = 5 min 0708 - BF N ₂ 1ℓ/min, t = ver obs.	de silício polycristalino deve estar em torno de 2000 Å.
0800 Fotolito grafia pa ra porta, fonte e dreno	0801 - Aplicação do fotorresiste Kodak 747 0802 - Prê-cozimento T = 80°C t = 20 min 0803 - Exposição ao ultra-violeta t = 0,8s 0804 - Revelação t = 60s (com agita ção) 0805 - Rinse t = 10s (com agitação) 0806 - Pós-cozimento T = 130°C t = 60 min 0807 - Remoção do óxido sobre o poli- silício, HF/NH ₃ F 1/10 0808 - Remoção do fotorresiste 0809 - Remoção de polisilício, NH ₃ F/HNO ₃ 1/40 0810 - Remoção do óxido fino, HF/NH ₃ F	Proteger o verso da lâmi na na sub-eta pa 0807 (o óxi do deixado no verso da lâmi na será usado como máscara na etapa de deposição de Fósforo). Agitar a solu ção para eta que do poly para eliminar a formação de bolhas. Fazer o ataque do poly de 30 em 30 seg. e a cada ataque inspecionar no microscópio
0900 Limpeza	0901 - Limpar com HF/H ₂ O 1/10 t = 15s. 0902 - Lavar com H ₂ O D.I. t ≥ 3 min	

Continua

		continuação
	INSTRUÇÕES	OBSERVAÇÕES
ETAPA	SUB-ETAPA	
	0903 - Secar com N ₂	
1000 Deposição de Fósforo	1001 - Aquecer forno 900°C 1002 - N ₂ 1ℓ/min 1003 - BF O ₂ +N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min 1004 - TL O ₂ +N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min 1005 - CF O ₂ +N ₂ (1ℓ/min) + N ₂ (POCl ₃) 100 ml/min t = 25 min 1006 - TL N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min 1007 - BF N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min	Inserir junto com as amostras do processo mais uma amostra com silício mono e outra com silício policristalino
1100 Remoção de fosforosilicato	1101 - Limpar com HF/H ₂ O 1/10 t = 30s 1102 - Lavar com H ₂ O D.I. t ≥ 30 min 1103 - Secar com N ₂	
1200 Penetração de Fósforo	1201 - N ₂ (1ℓ/min) t = 30 min T = 1000°C 1202 - BF N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min 1203 - TL idem 1202 1204 - CF N ₂ (1ℓ/min) + vapor de água (80 gotas/min) t = 60 min 1205 - CF N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min 1206 - FL N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min 1207 - BF N ₂ (1ℓ/min) t = 5 min	Idem etapa 1000
1300	1301 - Medir R _S (Si N ⁺) 1302 - Medir R _S (Poly N ⁺)	Medidas feitas nas amostras que acompanham o processo

Continua

		continuação
	INSTRUÇÃO	
ETAPA	SUB-ETAPA	OBSERVAÇÕES
1400	1401 - Aplicação do fotorresiste	
Fotolito_	1402 - Pré-recozimento T = 80°C t = 20 min	
grafia	1403 - Exposição ao ultra-violeta t = 13s	
para con	1404 - Revelação t = 60s (com agitação)	
tato	1405 - Rinse t = 10s (com agitação)	
	1406 - Pós-cozimento T = 130°C t = 60 min	
	1407 - Remoção do óxido nos contatos, HF/NH ₃ F	
	1408 - Remoção do fotorresiste	
1500	1501 - Lavar H ₂ O D.I. t ≥ 1 min.	
Limpeza	1502 - NH ₄ F(40%)/H ₂ O 25/1 t = 10s	
	1503 - Lavar H ₂ O D.I. t ≥ 3 min	
	1504 - Secar com N ₂	
1600	1601 - Evacuar por pressão < 5x10 ⁻⁶ Torr	
Evapora-	1602 - Degaseificação do filamento t = 5 min	A pressão na
ção de	1603 - Degaseificação do canhão de elétrons	câmara no fim
alumínio	1604 - Aquecer o substrato (aquecedor na escala Full) t = 5-6 min	da sub-etapa
	1605 - Girar o planetário 20 r.p.m.	1604 deve ser
	1606 - Evaporar o alumínio. e = 1,0 μm	menor que
		5x10 ⁻⁵ Torr
		Temperatura
		do substrato
		igual a 350°C

Continua

		CONTINUAÇÃO
	INSTRUÇÃO	OBSERVAÇÕES
ETAPA	SUB-ETAPA	
1700 Fotolito grafia de alumí nio	1701 - Aplicação do fotorresiste AZ-1350	
	1702 - Pré-cozimento $T = 80^{\circ}\text{C}$ $t = 20 \text{ min}$	
	1703 - Exposição ao ultra-violeta $t = 0,8\text{s.}$	
	1704 - Revelação $t = 60\text{s}$ (com agitação)	
	1705 - Rinse $t = 10\text{s}$ (com agitação)	
	1706 - Pós-cozimento $T = 130^{\circ}\text{C}$ $t = 60 \text{ min.}$	
	1707 - Remoção do alumínio H_3PO_4 80 ml, HNO_3 4 ml, H_2O 18 ml, $T = 50 \pm 5^{\circ}\text{C}$	
	1708 - Remoção do fotorresiste	
1800 Limpeza Final	1801 - Lavar H_2O D.I.	
	1802 - HNO_3 (fumegante) $t = 2 \text{ min.}$	
	1803 - Lavar H_2O D.I.	
	1804 - Secar com N_2	
1900 Sinteri zação	1901 - Aquecer forno N_2 1l/min $T = 450^{\circ}\text{C}$	
	1902 - Colocar a lâmina no forno $t = 5 \text{ min}$	
	1903 - N_2 1l/min $T = 450^{\circ}\text{C}$	

IV.4 - CARACTERIZAÇÃO FÍSICA E ELÉTRICA DOS FILMES

IV.4.1 - Resistividade

A resistividade dos filmes de silício policristalino foi medida pelo método das quatro pontas [1], e pelo método de Van Der Pauw [2].

A fig. IV.4.1.1 mostra o diagrama esquemático utilizado para a medida da resistividade dos filmes pelo método das quatro pontas.

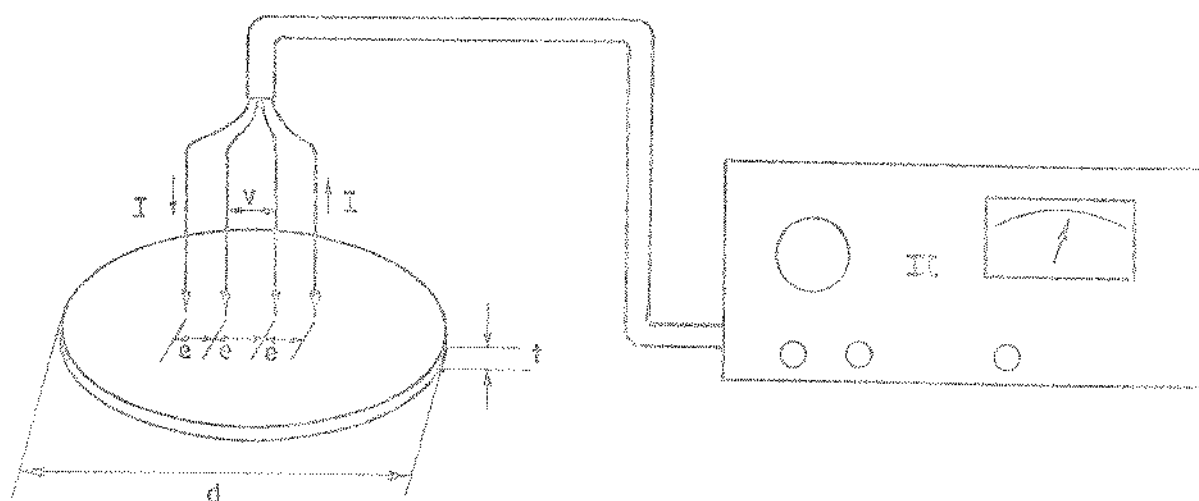


Fig. IV.4.1.1 - Medida de quatro pontas.

A resistência de folha do filme, R_S , é dada por [2].

$$R_S = \frac{V}{I} \cdot F\left(\frac{d}{e}, \frac{t}{e}\right) \quad (\Omega/\square) \quad \text{(IV.4.1.1)}$$

onde $F\left(\frac{d}{e}, \frac{t}{e}\right)$ é um fator de correção que depende da geometria da amostra.

Para:

$$d/e \gg 1 \quad \text{e} \quad t/e \ll 1 \quad \text{temos}$$

$$F\left(\frac{d}{e}, \frac{t}{e}\right) = \frac{\pi}{\text{LN}2} = 4,532$$

Assim:

$$R_S = 4,532 \frac{V}{I} \quad (\text{IV.4.1.2})$$

A resistividade do filme é dada, então, por:

$$\rho = 4,532 \cdot \frac{V}{I} \cdot t \quad (\text{IV.4.1.3})$$

onde t = espessura do filme.

Para medida de resistividade pelo método de Van der Pauw nós usamos a estrutura de teste mostrada na fig. IV.4.1.2.

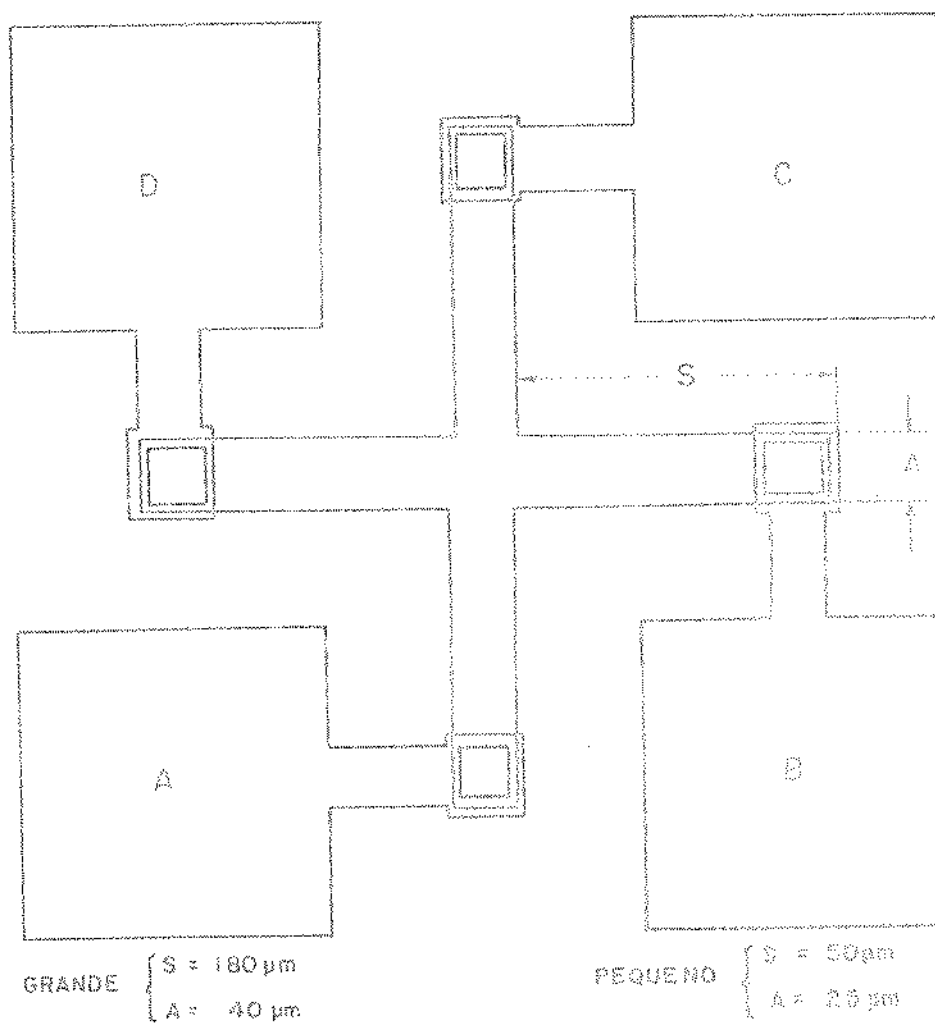


Fig. IV.4.1.2 - Estrutura de teste para medida de resistividade.

A medida da resistência de folha é no "coração" da cruz, cujo tamanho é limitado somente pela resolução dos processos de fotolitografia.

O valor da resistência de folha R_S e de outros parâmetros, como fator de assimetria, F_A ; fator de off-set zero, F_0 ; e fator de linearidade, F_L segue das medidas das resistências.

Para maior precisão, duas posições de medida são realizadas: posição zero grau e posição noventa graus. Na posição 0° , a corrente $I_{AB}(+)$ direta entra no "pad" A e sai no "pad" B e a voltagem $V_{DC}(+)$ é medida no "pad" D com relação ao "pad" C. Para o sentido contrário, a corrente reversa $I_{AB}(-)$, entra no pad B e sai no pad A, e a voltagem $V_{DC}(-)$ é medida como da forma anterior. Ambos $I_{AB}(-)$ e $V_{DC}(-)$ são quantidades negativas.

As resistências, na posição zero grau, são dadas por:

$$R_0(+) = V_{DC}(+) / I_{AB}(+)$$

e

(IV.4.1.4)

$$R_0(-) = V_{DC}(-) / I_{AB}(-)$$

Na posição 90° os terminais de corrente são os pad's D e A e os terminais de voltagem são os pad's B e C.

Nesta posição, temos:

$$R_{90^\circ}(+) = V_{CB}(+) / I_{DA}(+)$$

e

(IV.4.1.4)

$$R_{90^\circ}(-) = V_{CB}(-) / I_{DA}(-)$$

A resistência incremental para as correntes direta e re

versa na posição 0° , $R_0(\pm)$, é dada por:

$$R_{00}(\pm) = \frac{[V_{DC}^{(+)} - V_{DC}^{(-)}]}{[I_{AB}^{(+)} - I_{AB}^{(-)}]} \quad (\text{IV.4.1.6})$$

e na posição (noventa) 90° :

$$R_{900}(\pm) = \frac{[V_{DB}^{(+)} - V_{CB}^{(-)}]}{[I_{DA}^{(+)} - I_{DA}^{(-)}]} \quad (\text{IV.4.1.7})$$

A resistência média, $R(\pm)$, então, será:

$$R(\pm) = [R_{00}(\pm) + R_{900}(\pm)] / 2 \quad (\text{IV.4.1.8})$$

A resistência de folha é determinada pela fórmula de Van der Pauw

$$R_S = \frac{\pi}{\text{LN}2} R(\pm) \cdot f_C \quad (\text{IV.4.1.9})$$

onde f_C é um fator de correção relacionado com a assimetria geométrica da estrutura, e satisfaz a relação

$$2 F_A = f_C \cdot \text{Arc.cosh} \left[\frac{\exp(\text{LN}2/f_C)}{2} \right] \quad (\text{IV.4.1.10})$$

onde F_A é um fator de assimetria, e é dado por:

$$F_A = \frac{R_{00}(\pm) - R_{900}(\pm)}{[R_{00}(\pm) + R_{900}(\pm)]/2} \quad (\text{IV.4.1.11})$$

Como esta estrutura (fig. IV.4.1.2) apresenta um alto grau de simetria ($F_A < 0,13$), f_c pode ser considerado igual a 1.

A medida da resistência de folha assume que as voltagens de off-set encontradas no sistema de medida podem ser eliminadas tomando-se a diferença nas voltagens em cada uma das posições de medida (zero e noventa graus).

O fator de off-set, F_0 , é calculado por

$$F_0 = \frac{|R_0(+)-R_{90}(-)| + |R_{90}(+)-R_{90}(-)|}{2R(\pm)} \quad (\text{IV.4.1.12})$$

Pequenos valores de F_0 , indicam que o sistema de medidas é adequado.

Para estimar se o mecanismo de condução é ôhmico, o que é necessário no modelo de Van der Pauw, um fator de linearidade, F_L , é calculado para determinação da resistência média em dois níveis diferentes de corrente. Para as correntes $\pm I$ e $\pm nI$ ($n < R$), F_L é dado por:

$$F_L = [R(\pm n) - R(\pm)] / R(\pm) \quad (\text{IV.4.1.13})$$

Para avaliar o erro nas medidas devido à geometria da estrutura, Buerhler [3] derivou uma expressão para o erro normalizado ($E = [R_S - R_S(\text{calc.})] / R_S$), dada por:

$$E = (0,590 \pm 0,006) \exp \left[- (6,23 \pm 0,02) \frac{A}{S} \right] \quad (\text{IV.4.1.14})$$

onde S = comprimento do braço da cruz e
 A = largura do braço da cruz.

Um gráfico de $E \times A/S$ é mostrado na fig. IV.4.1.3.

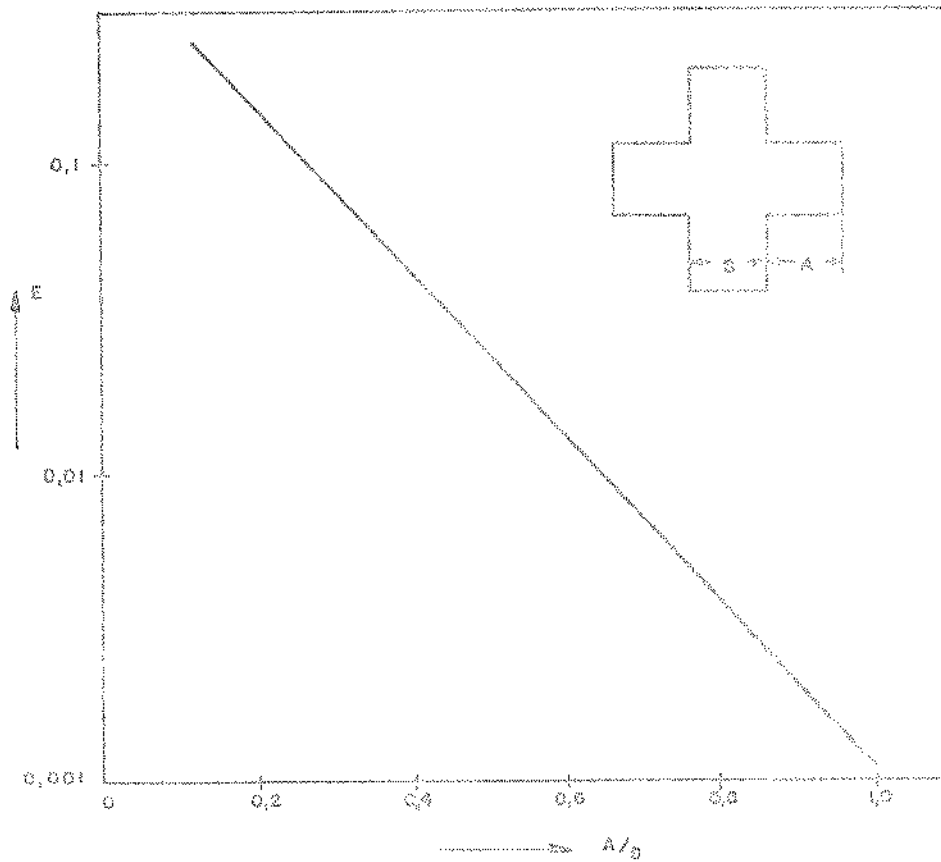


Fig. IV.4.1.3 - Erro normalizado da resistência de folha, devido à largura e ao comprimento dos braços de contato.

A fig. IV.4.1.4 mostra a montagem utilizada para medição das resistências.

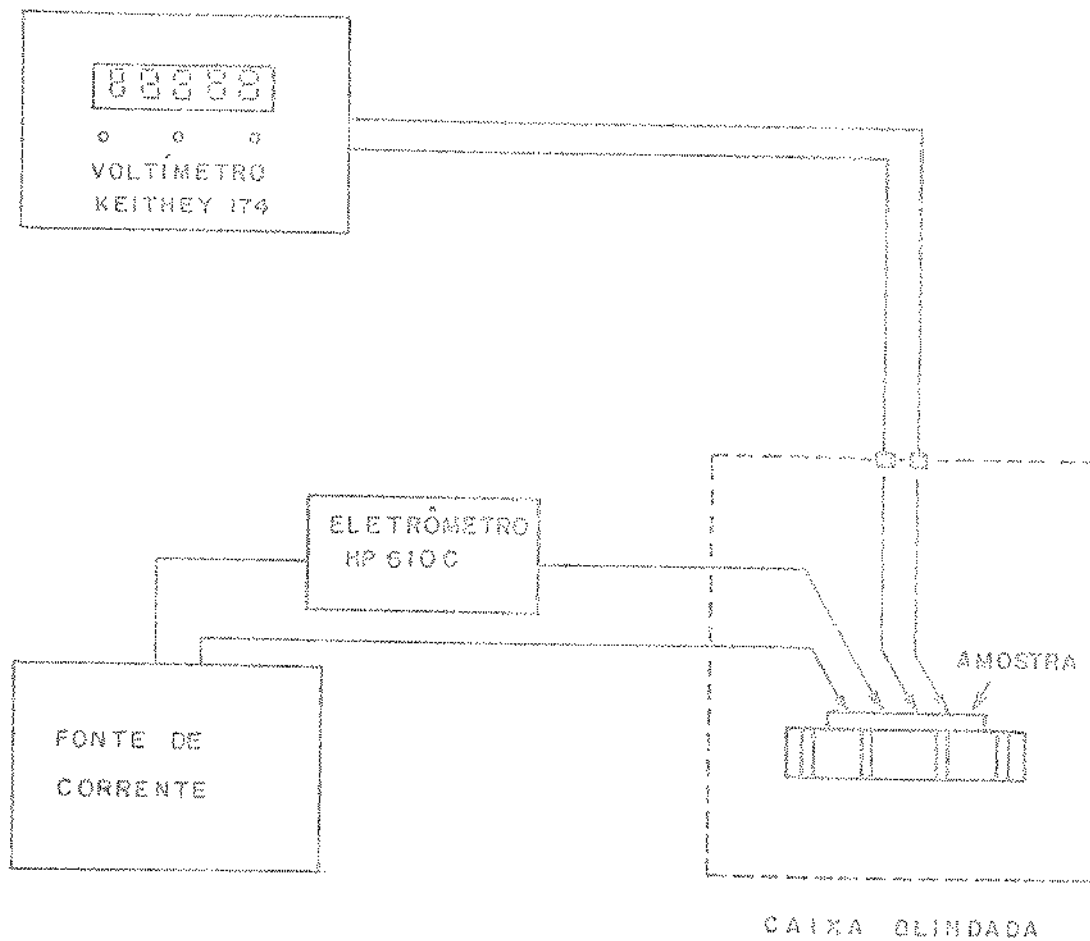


Fig. IV.4.1.4 - Montagem utilizada para medida de resistividade.

IV.4.2 - Largura Efetiva da Linha de Poly

A medida da largura de linha é necessária numa tecnologia para o controle dos processos e projeto dos componentes do circuito integrado. Tendo em vista isto, neste trabalho obtivemos esta informação através da medida de resistência num resistor com a estrutura de Van der Pauw modificada.

A fig. IV.4.2.1 mostra a geometria desta estrutura.

Esta estrutura foi construída de modo que o comprimento

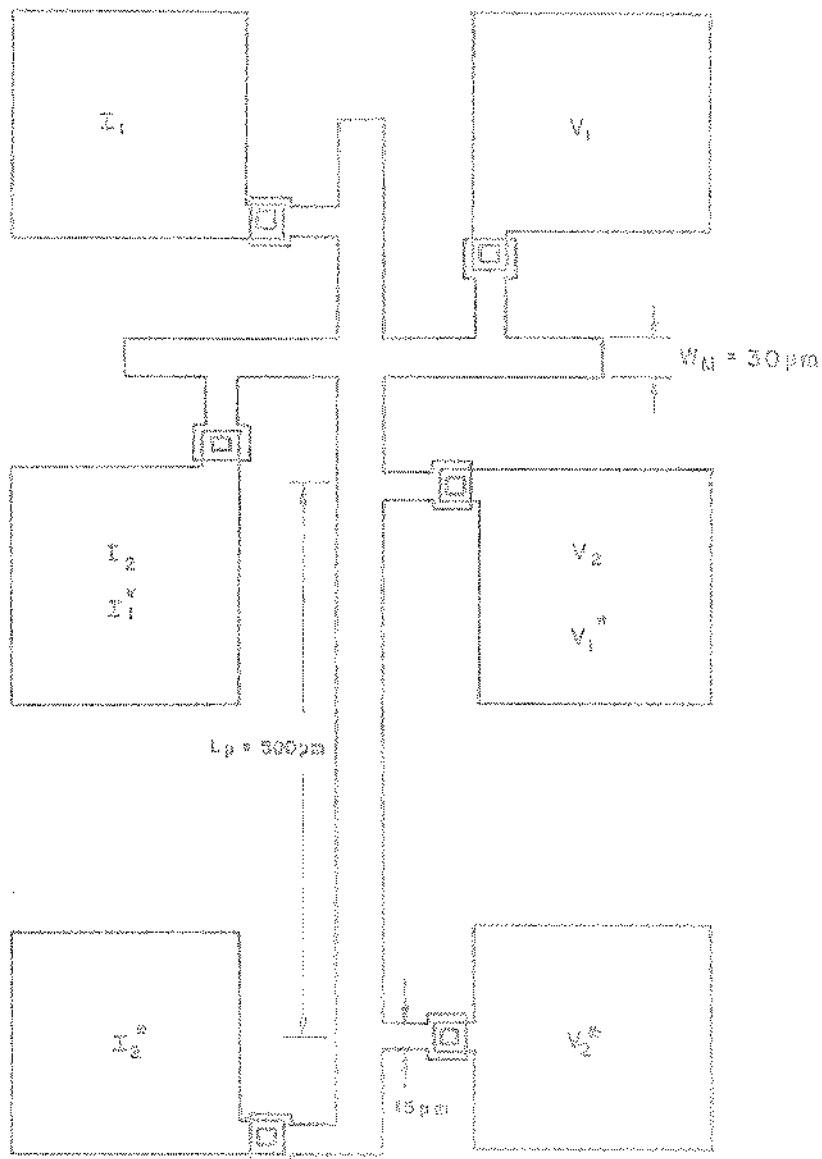


Fig. IV.4.2.1 - Resistor Van der Pauw modificado.

do braço da cruz fosse maior que a largura do mesmo, de forma que o fator de correção, f_c , associado com a geometria desta estrutura, pudesse ser feito igual a um (seção IV.3.1).

A largura efetiva da linha de polisilício é determinada da combinação das medidas na estrutura de ponte e na estrutura de Van der Pauw (V.D.P.). A resistência de folha é determinada da estrutura de V.D.P. utilizando-se os pads I_1 , I_2 , V_1 , V_2 mostrados na fig. IV.4.2.1 e é calculada pela fórmula de V.D.P.

$$R_S = \frac{\pi}{\ln 2} R(\pm) \quad (\text{IV.4.2.1})$$

onde $R(\pm)$ é a resistência média determinada conforme o procedimento descrito na seção IV.4.1.

A largura efetiva da linha de poly é determinada utilizando os pad's I_1^* , I_2^* , V_1^* e V_2^* e é calculada pela fórmula [4].

$$W_E = R_S \cdot L_P / R^*(\pm) \quad (\text{IV.4.2.2})$$

onde R_S é determinado pela equação IV.4.2.1 e L_P é a distância entre os pontos de voltagens. A resistência incremental $R^*(\pm)$ é determinada pelas correntes direta, $I^*(+)$ e reversa, $I^*(-)$ e é dada por

$$R^*(\pm) = [V^*(+) - V^*(-)] / [I^*(+) - I^*(-)] \quad (\text{IV.4.2.3})$$

Para a medida feita no modo de corrente direta, a corrente $I^*(+)$ entra por I_1^* e sai por I_2^* onde ambos $I^*(+)$ e $V^*(+) = V_1^*(+) - V_2^*(+)$ são quantidades positivas. No modo de corrente reversa, ambas $I^*(-)$ e $V^*(-) = V_1^*(-) - V_2^*(-)$ são quantidades negativas.

A expressão IV.4.2.2 assume que os pontos de voltagem não perturbam o fluxo de corrente na linha de polisilício.

A montagem utilizada para medida de resistência foi a mesma da seção IV.4.1.

IV.4.3 - Resistência de Contato Poly/Al.

Para determinar a resistência de contato da interface silício policristalino/alumínio (poly/Al), nós usamos o método TEM

(modelo de linha de transmissão) desenvolvido por Berger [5,6] Murrman e Widman [7]. Este método fornece um alto grau de precisão.

A estrutura de teste contida em nossa pastilha de teste está mostrada na fig. IV.4.3.1.

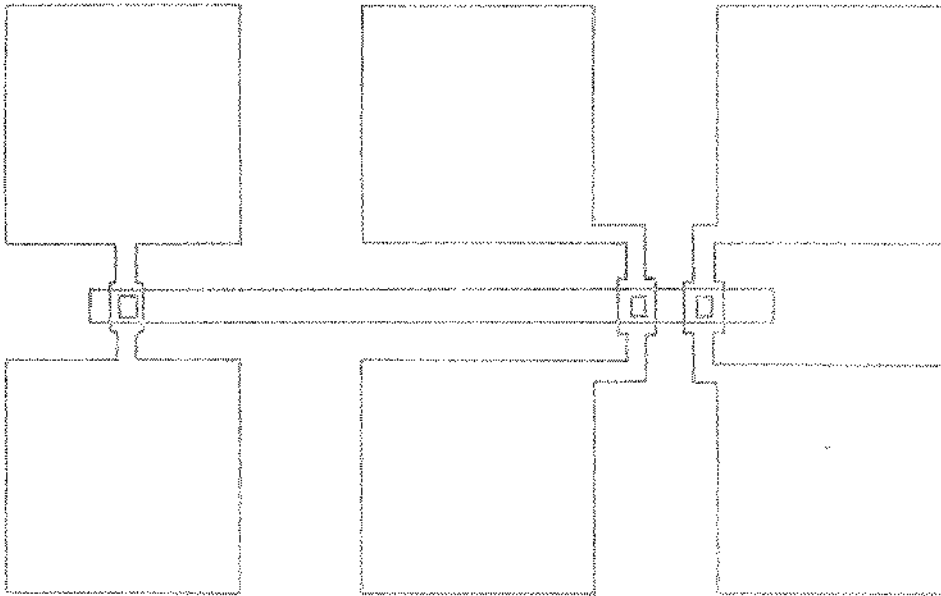


Fig. IV.4.3.1 - Estrutura de teste para medição de resistência de contato.

Três contatos são feitos na fita retangular de silício policristalino. A largura do contato (W) foi feita tão próxima quanto possível da largura da fita ($W = w + 2 \delta A$). Dois contatos são aproximadamente espaçados de uma distância k_1 , enquanto o terceiro contato está localizado a uma distância $k_2 \gg k_1$ como é sugerido por H.H. Berger [5,6].

Está mostrado na fig. IV.4.3.2 as dimensões usadas na estrutura de teste.

Para excluir qualquer resistência de contato introduzida

pelas pontas de provas, os pad's de corrente são separados dos pad's de voltagem como mostrado na fig. IV.4.3.1.

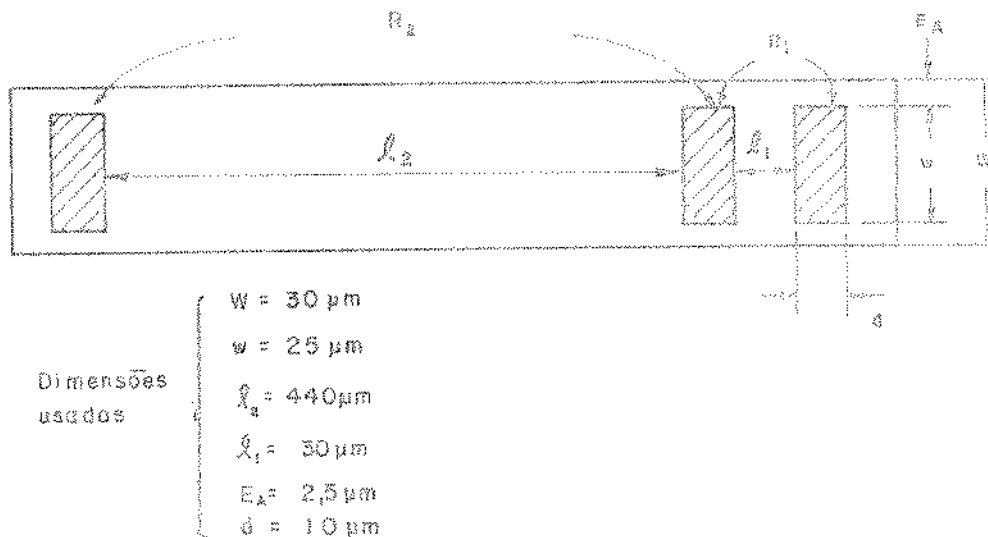


Fig. IV.4.3.2 - Resistor planar.

A resistência total, R_T , entre quaisquer dois contatos pode ser expressa por:

$$R_T = R_S \frac{l}{W} + 2R_C \quad (\text{IV.4.3.1})$$

onde R_S é a resistividade de folha da fita de silício policristalino, e R_C é a resistência de contato Al/poly.

Aplicando a equação IV.4.3.1 para as resistências medidas separadamente, R_1 e R_2 , leva à

$$R_C = \frac{R_1 l_2 - R_2 l_1}{2(l_2 - l_1)} \quad (\text{IV.4.3.2})$$

e

$$R_S = \frac{(R_2 - R_1)W}{(l_2 - l_1)} \quad (\text{IV.4.3.3})$$

A resistividade do contato ρ_c ($\Omega \cdot \text{cm}^2$) pode ser determinada pela equação

$$\rho_c = \frac{W^2 \cdot R_C^2}{R_S} \quad \text{para } \alpha l \geq 2 \quad (\text{IV.4.3.4})$$

onde α é definido como uma constante de atenuação, e é dada por [7].

$$\alpha = \sqrt{\frac{R_S}{\rho_c}} \quad (\text{IV.4.3.5})$$

$$e \Delta l = \Delta l_2 = \Delta l_1$$

O erro introduzido por esta medida é principalmente devido à determinação de l_2 e l_1 é dado por [17].

$$\frac{\Delta \rho_c}{\rho_c} = \alpha \Delta l \quad (\text{IV.4.3.6})$$

A variação Δl é devido ao ataque químico na definição da fita de silício policristalino.

IV.4.4 - Medida de Espessura

Para as medidas de espessura nós utilizamos quatro métodos:

1) Método Interferométrico:

Este método consiste na observação do deslocamento das franjas de interferência na região perto da borda do filme. Para estas medidas utilizamos o microscópio interferométrico Leitz do nosso laboratório, que emprega luz monocromática de comprimento de onda igual à 5460 \AA (luz verde).

As amostras especiais medidas por este método foram aquelas que continham degrau de óxido metalizados com 200 \AA de alumínio. Este degrau foi formado com o ataque na solução de $\text{NH}_4\text{F}/\text{HNO}_3$, onde a parte a não ser atacada foi protegida com cêra.

2) Método de desbaste em ângulos I:

Este método foi usado para medida de profundidade de junção das lâminas dopadas com fósforo. Este consiste em fazer um polimento mecânico com uma inclinação de aproximadamente 3° com relação ao plano da lâmina e, em seguida expor esta lâmina à uma solução de $\text{HF} + \text{H}_2\text{O}$ (1/10) juntamente com a exposição de luz.

A profundidade de junção é medida usando-se o microscópio interferométrico e é dada pela expressão [18]

$$X_j = \Delta N \frac{\lambda}{2} \pm 0,13 \text{ } \mu\text{m} \quad (\text{IV.4.4.1})$$

onde:

ΔN = número de franjas contidas na junção.

λ = comprimento de onda da luz verde = 5460 \AA .

Da expressão IV.4.4.1 vemos que a medida efetuada independente da inclinação do polimento.

3) Método de Desbaste em ângulo II:

Este método é semelhante ao método anterior. A amostra sofre um desbaste em ângulo através de um polimento mecânico e em seguida é feita a observação no microscópio interferométrico.

A fig. IV.4.4.1 mostra a imagem que é vista na ocular no microscópio.

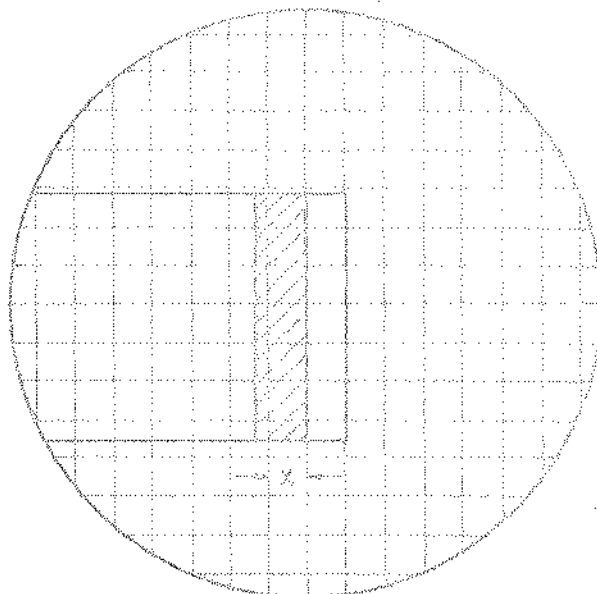


Fig. IV.4.4.1 - Vista na ocular do microscópio da amostra a ser medida.

A espessura do filme é dada pela expressão:

$$t = A \cdot (\operatorname{tg}\theta)^{-1} \cdot x \quad (\mu\text{m}) \quad (\text{IV.4.4.1})$$

onde:

A = é uma constante que depende da objetiva do microscópio. Para uma objetiva de 50x (ocular 16x) o valor de A foi calculado, através de uma régua padrão com linhas espaçadas de $10\mu\text{m}$, ser igual à 5,68.

$\theta = \operatorname{arctg} \frac{d}{1000}$ é o ângulo da inclinação do desbaste ao ângulo θ foi calculado da seguinte forma: com o auxílio de um relógio micrométrico de $0,001\text{ mm}$ de resolução e, de uma mesa XY mede-se o deslocamento d causado pelo suporte usado para o polimento, após movimentar a mesa de 1 cm. A fig. IV.4.4.2 mostra este procedimento.

x = número de divisões no relógio micrométrico do microscópio.

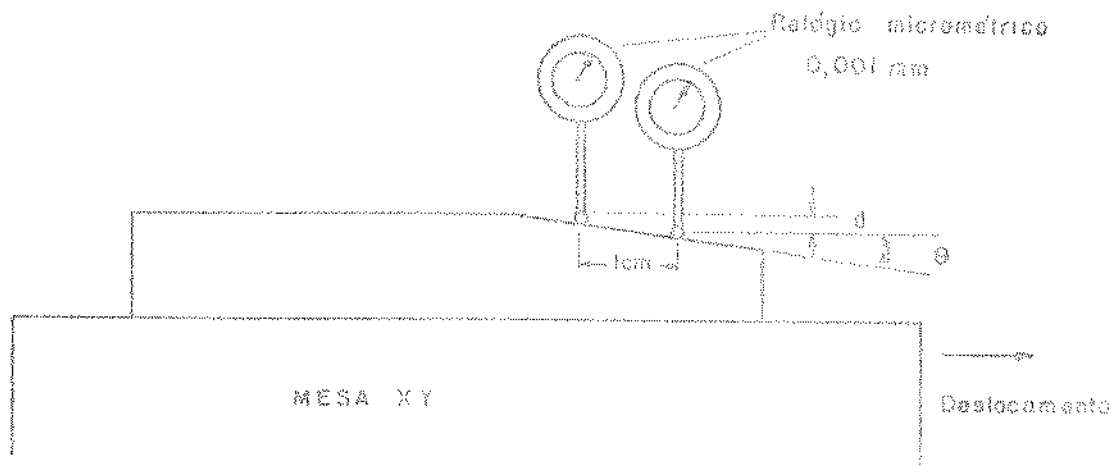


Fig. IV.4.4.2 - Procedimento para a determinação de ϵ .

O erro introduzido nesta medida depende da qualidade do polimento e do tipo de filme. Para nossa medida foi determinado um erro relativo de $\pm 2\%$.

As amostras medidas por este método foram aquelas dopadas com fósforo.

4) Método por Indutância.

Para medida de espessura dos filmes de silício policristalino depositados no reator epitaxial, utilizamos o equipamento do Centro de Tecnologia da UNICAMP (CT). A fig. IV.4.4.3 mostra este equipamento. Este consiste basicamente de um sensor indutivo, uma ponte de indutância e uma mesa XY.

Para a formação do degrau colocamos sobre cada lâmina a ser feita a deposição "cacos" de silício monocristalinos.

As medidas foram feitas em cada lado do quadrado, e o valor da espessura foi tomado como a média destas medidas.

O erro introduzido nesta medida foi de $\pm 2\%$.

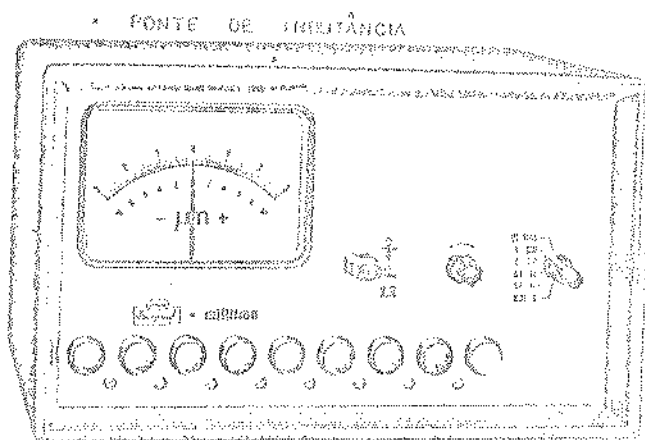


Fig. IV.4.4.3 - Sistema de medida de espessura (CT).

IV.4.5 - Taxa de Ataque Químico

Como foi visto na seção III.6, a mistura escolhida para o ataque químico dos filmes de silício policristalino foi a de

ácido nítrico (HNO_3) e fluoreto de amônia (NH_4F).

Tendo em vista que o óxido de silício seria usado como máscara durante os passos de fabricação dos transistores, foi também investigada a taxa de ataque químico sobre este óxido. Desta forma é possível especificar a espessura adequada desta para mascarar o ataque de silício policristalino.

A taxa de ataque químico em silício policristalino foi determinada segundo o procedimento abaixo:

1) Deposição de silício policristalino nas seguintes condições:

- Temperatura do substrato - 1200°C .
- Fluxo total de gases - 7 l/min.
- Concentração de SiCl_4 - 0,7%.
- Tempo de deposição - 12 min.
- Espessura do filme $\approx 14 \mu\text{m}$.

2) Partição da lâmina em retângulos de 5x20 mm.

3) Protecção da metade dos retângulos com cera.

4) Ataque na mistura $\text{NH}_4\text{F} + \text{HNO}_3$ nas seguintes proporções e tempos de ataque:

Razão $\text{NH}_4\text{F}/\text{HNO}_3$	Tempos de Ataque
1/10	14 min
1/20	25 min
1/30	44 min
1/40	68 min

Obs.: Os tempos de ataque foram escolhidos de maneira que a espessura do filme atacada fosse maior que 5 μm , e, desta forma se obter uma maior precisão na taxa de ataque.

5) Eliminação da cera e medida da altura do degrau formado pelo método descrito na seção IV.4.4.

6) Determinação da taxa de ataque químico pela seguinte expressão:

$$\text{Taxa de Ataque (NH}_4\text{F/HNO}_3) = \frac{\text{Área do Filme}}{\text{Tempo de Ataque (NH}_4\text{F/HNO}_3)}$$

A taxa de ataque químico em óxido de silício foi determinada segundo o procedimento abaixo:

- 1) Crescimento de óxido de silício sobre uma lâmina tipo N <100>, 16 cm, nas condições abaixo:
 - Temperatura de oxidação - 1100°C.
 - Tipo de oxidação - úmida.
 - Tempo de oxidação - 120 min.
 - Espessura do óxido = 8000 Å.
- 2) Partição da lâmina em retângulos de 5x20 mm.
- 3) Proteção da metade dos retângulos, com cor.
- 4) Ataque na mistura NH₄F + HNO₃ nas seguintes proporções e tempos de ataque.

Razão NH ₄ F/HNO ₃	Tempo de Ataque
1/10	8 min
1/20	10 min
1/30	15 min
1/40	20 min

Obs.: Idem observação anterior.

- 5) Eliminação de cor e evaporação do 300 Å de silício.
- 6) Medida da altura do degrau formado pelo método lateralizado.
- 7) Determinação da taxa de ataque pela seguinte expressão:

$$\text{Taxa de Ataque em SiO}_2 \text{ (NH}_4\text{F/HNO}_3) = \frac{\text{Área do Filme}}{\text{Tempo de Ataque (NH}_4\text{F/HNO}_3)}$$

Foi verificado ainda a linearidade do ataque em função do tempo, e a não saturação da mistura.

IV.4.6 - Resolução de Ataque Químico

Para verificar a resolução do ataque químico nos filmes de silício policristalino, inserimos em nossa pastilha de teste uma estrutura com linhas deste filme de várias espessuras e espaçamentos diferentes. A fig. IV.4.6.1 mostra esta estrutura.

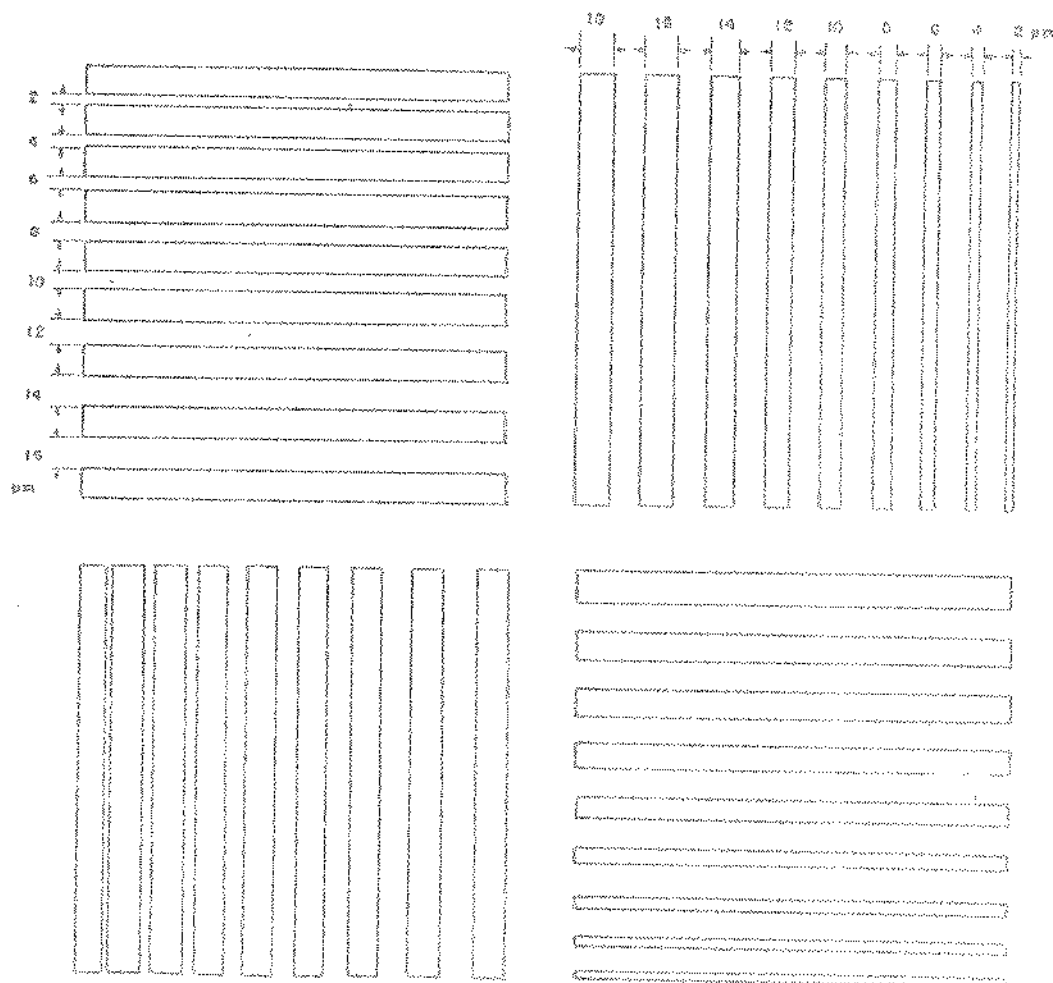


Fig. IV.4.6.1 - Estrutura de teste de resolução.

Para separar as resoluções dos filmes e do fotorresiste, foi também observada uma lâmina usada para teste de alinhamento, contendo somente fotorresistes e uma fina camada de alumínio (200 Å) sobre toda a lâmina.

A observação destas estruturas foi feita com uma microsonda eletrônica do Laboratório de Material de Grau Eletrônico (MGE).

A fina camada de alumínio sobre o fotorresiste foi necessária devido ao carregamento deste filme quando observado na microsonda.

IV.4.7 - Qualidade de uma Cadeia de Contatos

A estrutura utilizada para avaliar a qualidade do contato alumínio/silício policristalino (Al/poly), foi a de uma cadeia de contatos. A fig. IV.4.7.1 mostra esta estrutura.

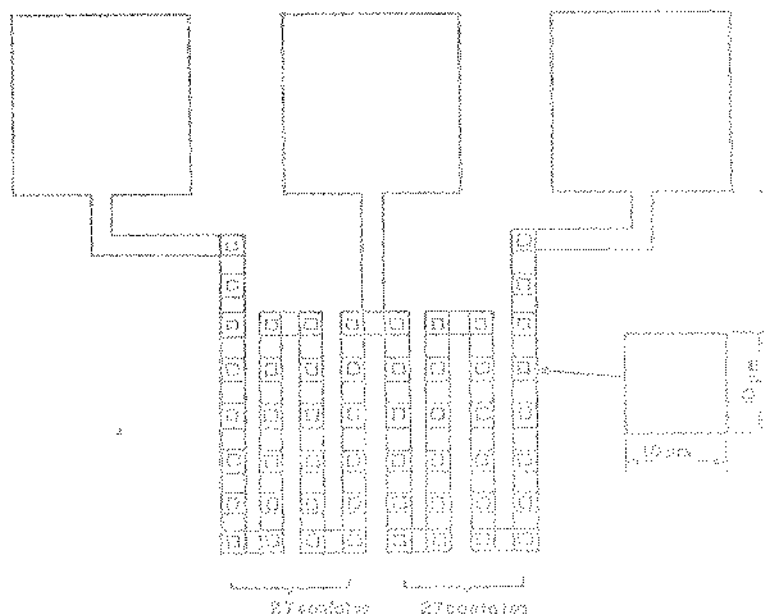


Fig. IV.4.7.1 - Estrutura de cadeia de contatos.

Esta estrutura é composta de dois conjuntos cada um contendo 27 contatos.

A avaliação feita foi mapear sobre a lâmina o número de conjuntos com continuidade elétrica e traçar uma curva IxV de cada um destes conjuntos.

Nós achamos que esta informação é importante para explicar, por exemplo, porque um circuito não funciona, ou se funciona, mas não como desejado.

IV.4.8 - Qualidade da Cobertura Sobre um Degrau de Cuijo

A estrutura utilizada para avaliar a qualidade da cobertura dos filmes de silício policristalino está mostrada na fig. IV.4.8.1. Esta estrutura também foi observada na microssonda eletrônica.

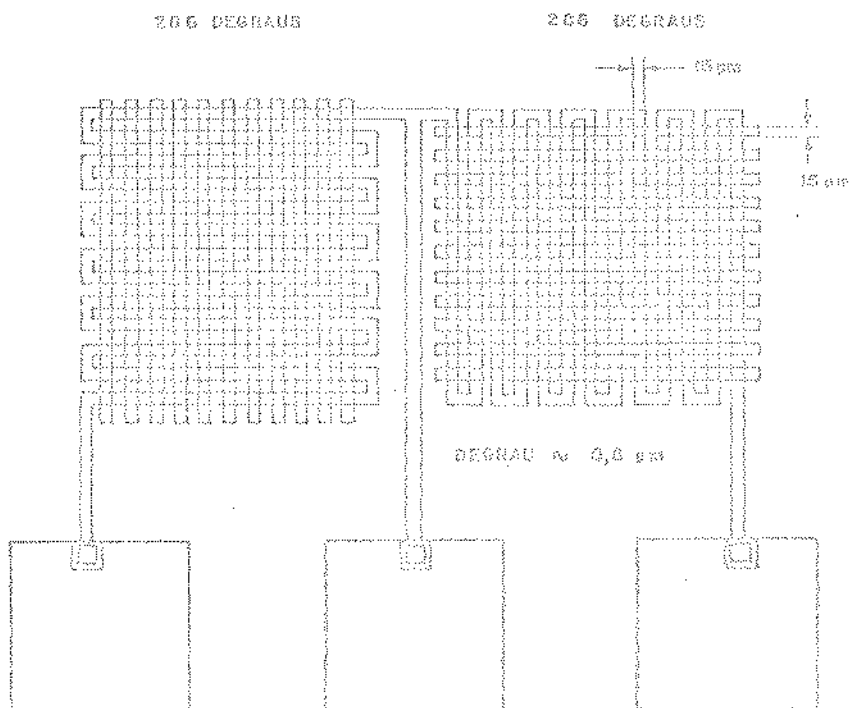


Fig. IV.4.8.1 - Estrutura de cobertura de degrau.

Esta estrutura consiste de dois conjuntos cada um contendo 286 degraus de óxido e uma linha de 15 µm de silício policristalino passando sobre estes degraus.

A avaliação da cobertura de degrau foi verificada pela continuidade da linha de silício policristalino e pela medida IxV de cada conjunto ao longo da pastilha de teste. Desta forma é possível inspecionar se a linha de silício policristalino se rompe ao passar sobre um degrau de óxido.

Ainda pela observação desta estrutura por um microscópio eletrônico pôde-se verificar se a cobertura sobre um degrau é fraca, isto é, se a linha é mais fina quando passa sobre o degrau.

IV.4.9 - Estrutura e Composição do Filme

A orientação dos grãos dos filmes de silício policristalino foi observada pela técnica de difração de raio X.

Esta técnica consiste em fazer incidir sobre a amostra uma radiação X que passa através de um monocromador e, pela análise da distribuição espectral das ondas difratadas, investigar as características estruturais da amostra.

O sistema que utilizamos para esta medida é um difratômetro de raio-X Rigakudenki modelo 568 do Laboratório de Cristalografia do IFGW. A fig. IV.4.9.1 mostra o esquema deste difratômetro o qual é composto basicamente por quatro partes: uma fonte de raio-X juntamente com um monogromador (filtro de níquel) para se obter a linha K α do cobre (1,5405Å), um goniômetro para fixação e rotação da amostra, um sistema de detecção constituído por um detetor de NaI (Ta), e um sistema de controle e processamento dos sinais.

A fig. IV.4.9.2 mostra uma visão geral deste equipamento.

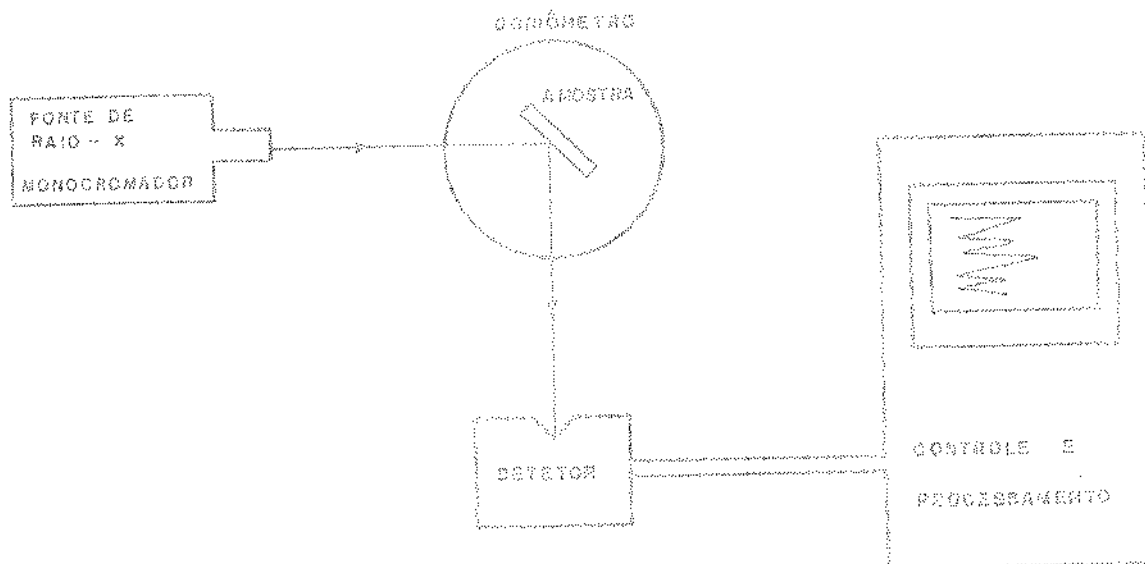


Fig. IV.4.9.1 - Esquema do difratômetro de raio-X.

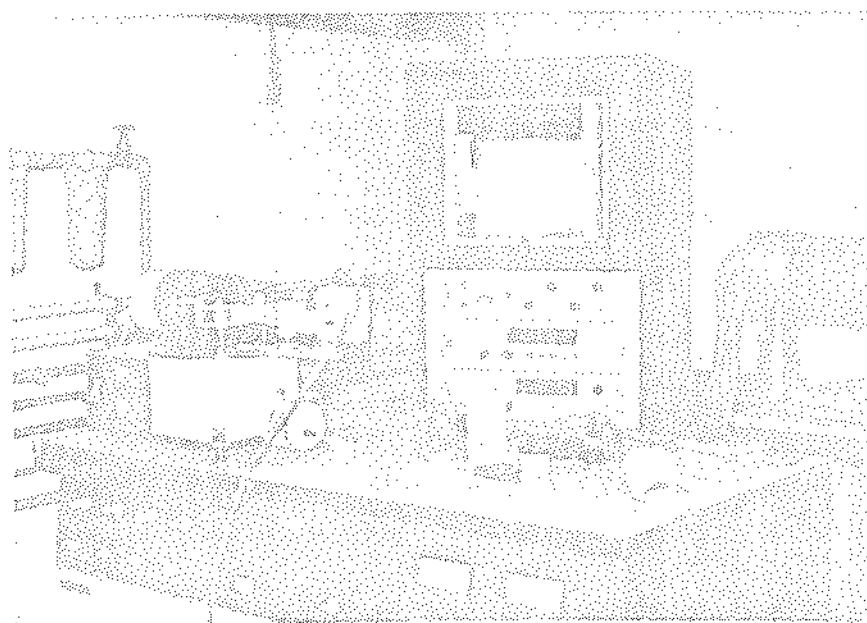


Fig. IV.4.9.2 - Visão geral do difratômetro de raio-X.

Os filmes analisados são de silício policristalino de ~ 2 μm de espessura depositados sobre um óxido de 500 \AA crescido termicamente sobre uma lâmina de silício <100>.

A análise qualitativa da composição dos filmes foi realizada para as amostras que apresentavam a ocorrência de manchas marron, segundo a técnica de emissão de raio-X analisando um comprimento de onda de cada vez (método de comprimento de onda dispersivo) [9]. Este método consiste em bombardear a amostra com um feixe de elétrons de alta energia (30 - 40 KeV), e analisar as linhas características, $K\alpha$, $K\beta$, $L\alpha$, etc., que são produzidas quando os elétrons ejetados das camadas atômicas K, L e outras, dos elementos da amostra são substituídos por elétrons de energias maiores.

IV.5 - CARACTERIZAÇÃO ELÉTRICA DA INTERFACE Si/SiO_2 E DETERMINAÇÃO DAS CARGAS NO ÓXIDO

IV.5.1 - Introdução

O óxido de porta dos transistores MOS tem um papel importante nas características elétricas destes dispositivos [10].

Com o objetivo de avaliar a qualidade deste óxido e da interface Si/SiO_2 nós inserimos em nossa pastilha de teste capacitores MOS como mostrado na fig. IV.5.1.1.

A finalidade desta caracterização é verificar uma possível alteração nas características elétricas da interface Si/SiO_2 com a deposição de silício policristalino sobre o óxido de porta. Desta forma uma posterior otimização nos passos de fabricação dos dispositivos MOS pode ser prontamente realizada.

Estando este trabalho voltado, principalmente, para a tecnologia NMOS, nossa atenção foi voltada ao estudo do sistema

Si/SiO₂ utilizando substrato tipo P e de orientação cristalográfica <100> (características que permitem maior velocidade nos dispositivos MOS).

A estrutura de teste para medida CxV mostrada na fig. IV.5.1.1 não contém anéis de guarda comumente utilizados para minimizar a geração de portadores na superfície adjacente à porta do capacitor, pois a avaliação absoluta dos parâmetros: velocidade de recombinação de superfície e tempo de vida dos portadores, é relativamente desprovida de significado, posto que estes parâmetros são fortemente dependentes da qualidade da fabricação do cristal, ficando, portanto praticamente independentes do processo de oxidação e pós-oxidação [11]. E além disso, estes parâmetros não foram investigados.

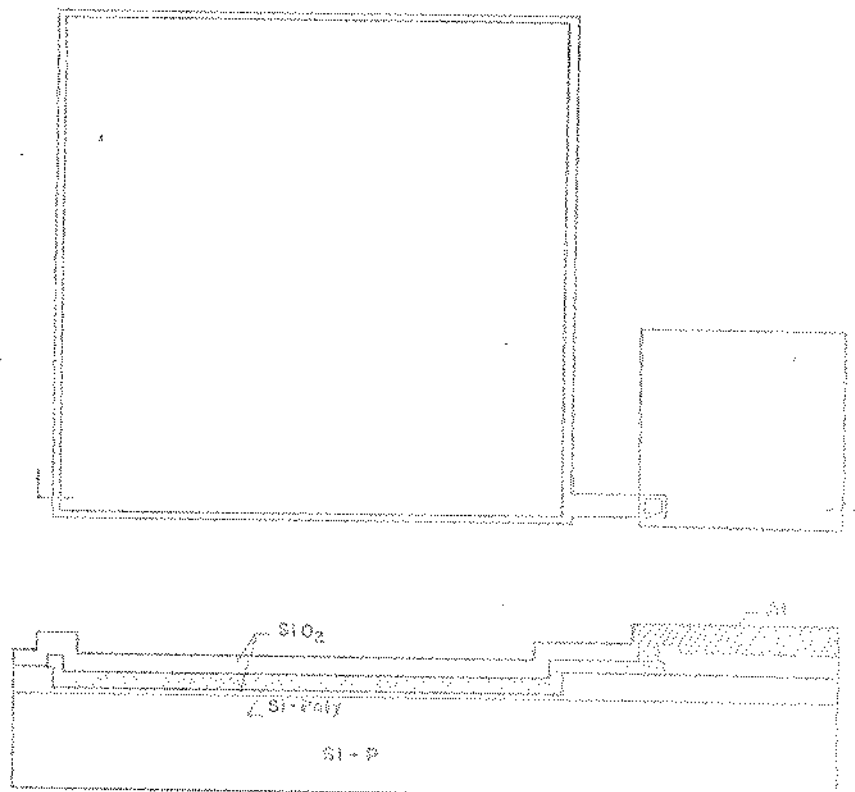


Fig. IV.5.1.1 - Capacitor MOS com porta de silício.

IV.5.2 - Determinação da Densidade de Cargas Fixas no Óxido

Para determinação da densidade de cargas fixas no óxido nós adotamos o método CxV alta frequência introduzido por Terman [12].

Para a compreensão deste método nós reportamos à fig. IV.5.1.2 que mostra as capacitâncias existentes numa estrutura MOS.

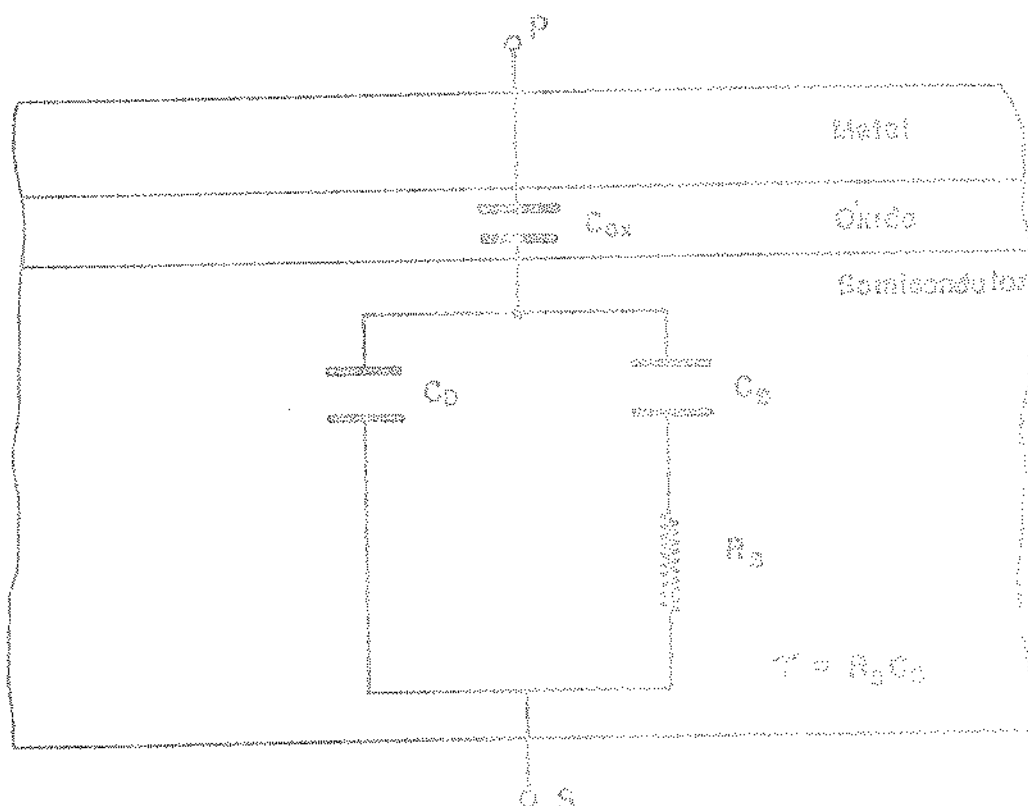


Fig. IV.5.1.2 - Estrutura MOS (modelo).

A capacitância do óxido, por unidade de área, C_{ox} é dada por:

$$C_{ox} = \frac{\epsilon_{OX}}{t_{OX}} \quad (IV.5.2.1)$$

onde:

ϵ_{ox} = permissividade do óxido.

t_{ox} = espessura do óxido.

A capacitância de depleção por unidade de área, C_D , é dada por [13].

$$C_D = \frac{\epsilon_{Si}}{W_{m\acute{a}x}} \quad \text{onde} \quad (IV.5.2.2)$$

$$W_{m\acute{a}x} = \sqrt{\frac{2 \epsilon_{Si} \psi_S}{qN_{A,D}}}$$

onde:

ϵ_{Si} = permissividade do semiconductor

$N_{A,D}$ = concentração de dopantes

ψ_S = potencial de superfície

$W_{m\acute{a}x}$ = largura máxima da zona de depleção

C_S e R_S são a capacitância por unidade de área e a resistência associadas com os estados de superfície da interface SiO_2/Si e são funções do potencial de superfície. O produto $R_S \cdot C_S$ é definido como o tempo de vida dos estados de superfície, τ , e determina o comportamento em frequência destes estados.

O circuito da fig. IV.5.1.2 pode ser substituído por uma capacitância dependente da frequência, C_P , dada por

$$C_P = \frac{C_O \cdot C_X}{C_O + C_X} \quad \text{onde} \quad (IV.5.2.3)$$

$$C_X = C_D + \frac{C_S}{1 + \omega^2 \tau^2} \quad \text{e } \tau = R_S \cdot C_S$$

Para um sinal aplicado nos eletrodos P e N de alta frequência ($\omega \gg 1$) temos:

$$w \gg l \longrightarrow C_D \longrightarrow \frac{C_{OX} \cdot C_D}{C_{OX} + C_D} \quad (IV.5.2.4)$$

Para uma estrutura do tipo $Si^P/SiO_2/Si$ teríamos que acrescentar em nosso modelo mais uma capacitância e uma resistência associadas aos estados de interface, Si^P/SiO_2 . Entretanto se o filme de silício policristalino usado como eletrodo na estrutura $Si^P/SiO_2/Si$ for altamente dopados ($> 10^{19}$), a estrutura $Si^P/SiO_2/Si$ se comporta como um capacitor MOS convencional com porta metálica [11].

O método consiste em determinar a capacitância da estrutura MOS ($Si/SiO_2/Si$) submetida a uma tensão de polarização em rampa, levando a estrutura desde a acumulação até a inversão. A rampa deve ser lenta suficientemente para os portadores minoritários terem tempo para se recombinar na zona de depleção. A medida de capacitância é efetuada com um medidor analógico convencional, cujo sinal de medida de alta frequência (1 MHz) é superposto a tensão da rampa. Nesta frequência os estados de interface não trocam carga com o semiconductor e a capacitância medida é dada por IV.5.2.4.

A característica CxV experimental é comparada com sua característica CxV teórica (S/carga). No ponto de banda plana ($\phi_s=0$), o desvio entre as tensões de banda plana, V_{FB} , é utilizado para a determinação da densidade de cargas fixa no óxido, Q_{ox} .

Na fig. IV.5.1.3 ilustramos esta determinação (substrato tipo P).

Obtém-se o valor de Q_{ox} utilizando-se a expressão (válida para substrato tipo P ou N):

$$\frac{Q_{ox}}{q} = (\phi_{SS} - V_{FB}) \cdot \frac{C_{ox}}{d} \quad (IV.5.2.5)$$

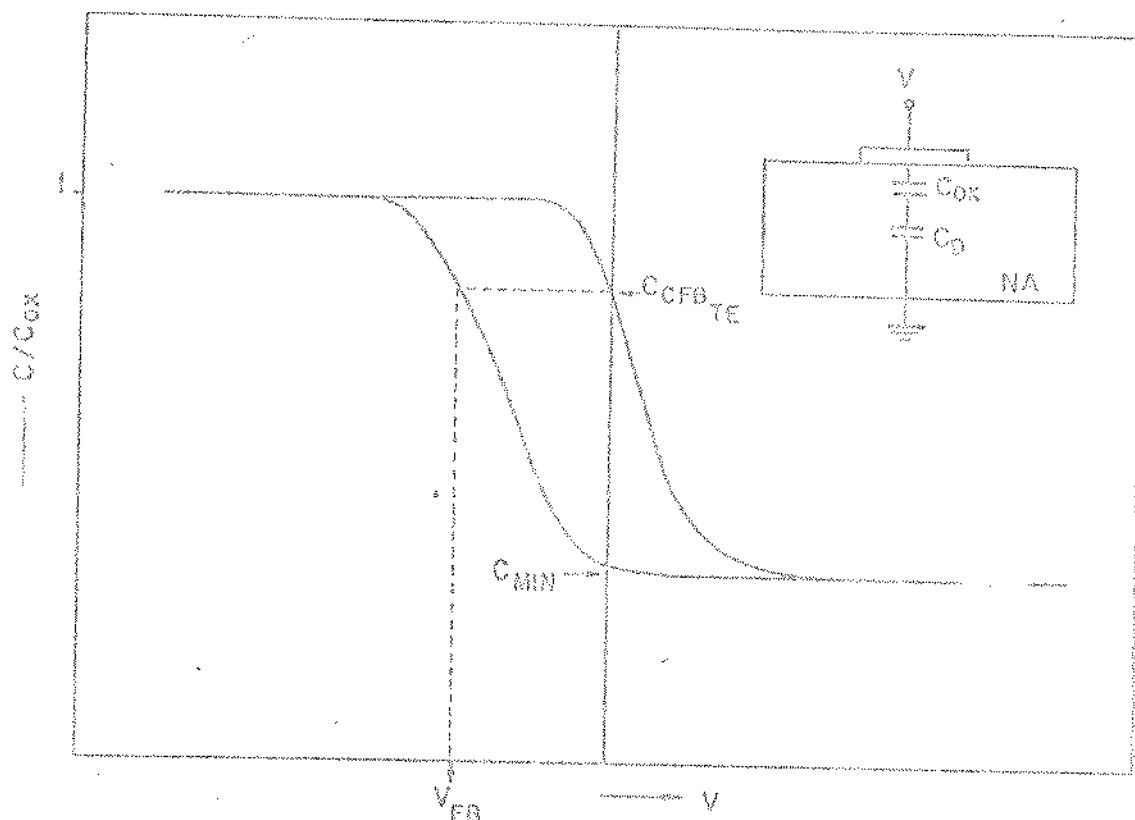


Fig. IV.5.1.3 - Ilustração do método CxV alta frequência.

O cálculo de C_{ox} é feito pelo seguinte procedimento:

- 1) Determinação da concentração efetiva de impurezas, N_A^* . Para isso utilizamos a expressão:

$$f(N_A^*) = N_A - \frac{4}{q^2} \cdot \frac{e_o e_{Si} KT}{N_{m\acute{a}x}} \ln \frac{N_A}{P_A} \quad (IV.5.2.6)$$

Calculamos N_A^* usando o método de Newton:

$$N_A^* = N_{A0} + \frac{f(N_{A0})}{f'(N_{A0})} \quad (IV.5.3.1)$$

onde:

n = número de interações
 N_{Al} = N_A (concentração original)
 $f'(N_{An})$ = derivada de $f(N_{An})$ no ponto N_{An}

A largura máxima da região de depleção, $W_{m\acute{a}x}$ é calculada por [13].

$$W_{m\acute{a}x} = \left[\frac{C_o}{C_{min}} - 1 \right] \frac{C_o \epsilon_{Si}}{C_o} A_p \quad (IV.5.2.8)$$

onde:

C_o = capacitância do óxido (valor da capacitância medida na condição de forte acumulação)
 C_{min} = capacitância mínima da característica CxV
 A_p = área do capacitor

2) Determinação da capacitância de banda plana, C_{FB} .

O valor da capacitância de banda plana é calculado por [13].

$$C_{FB, Teor.} = \frac{C_o \epsilon_{ox} A_p}{L_{ox} + \frac{\epsilon_{ox}}{\epsilon_{Si}} \left[\frac{C_o \epsilon_{Si}}{N_A q} \right]^{1/2}} \quad (IV.5.2.9)$$

A comparação entre as curvas teórica e experimental é realizada para $C = C_{FB}$, levando assim à determinação de AV_{FB} .

$$AV_{FB} = V(C = C_{FB, Teor.})$$

3) Determinação da diferença de função-trabalho poly/mono. A diferença de função-trabalho poly/mono é dada por (ver seção 1.2).

$$\phi_{SS} = \phi_{FP} - \phi_{FB} = -0,55 - \phi_{FB} \quad (\text{IV.5.2.10})$$

onde:

$$\phi_{FB} = \frac{kT}{q} \ln \frac{N_A^*}{ni} \quad (\text{IV.5.2.11})$$

4) Cálculo de Q_{OX} e N_{OX}

$$Q_{OX} = |\phi_{SS} - \Delta V_{FB}| \cdot \frac{C_o}{A_p} \quad (\text{IV.5.2.12})$$

e

$$N_{OX} = \frac{Q_{OX}}{q} \quad (\text{IV.5.2.13})$$

A característica CxV alta frequência para cada dispositivo MOS foi obtida utilizando a montagem apresentada na fig. IV.5.1.4.

Utilizamos uma rampa triangular com $\frac{dv}{dt} = 60 \text{ mV/S}$ de um gerador HP3310A à qual se sobrepunha o sinal do medidor de capacitâncias (Boonton 728).

A amostra era colocada num microposicionador de agulha (fig. IV.5.1.5) encerrado numa caixa blindada, mantida às escuras, para evitar a influência de luz e campos elétricos externos sobre as estruturas de teste.

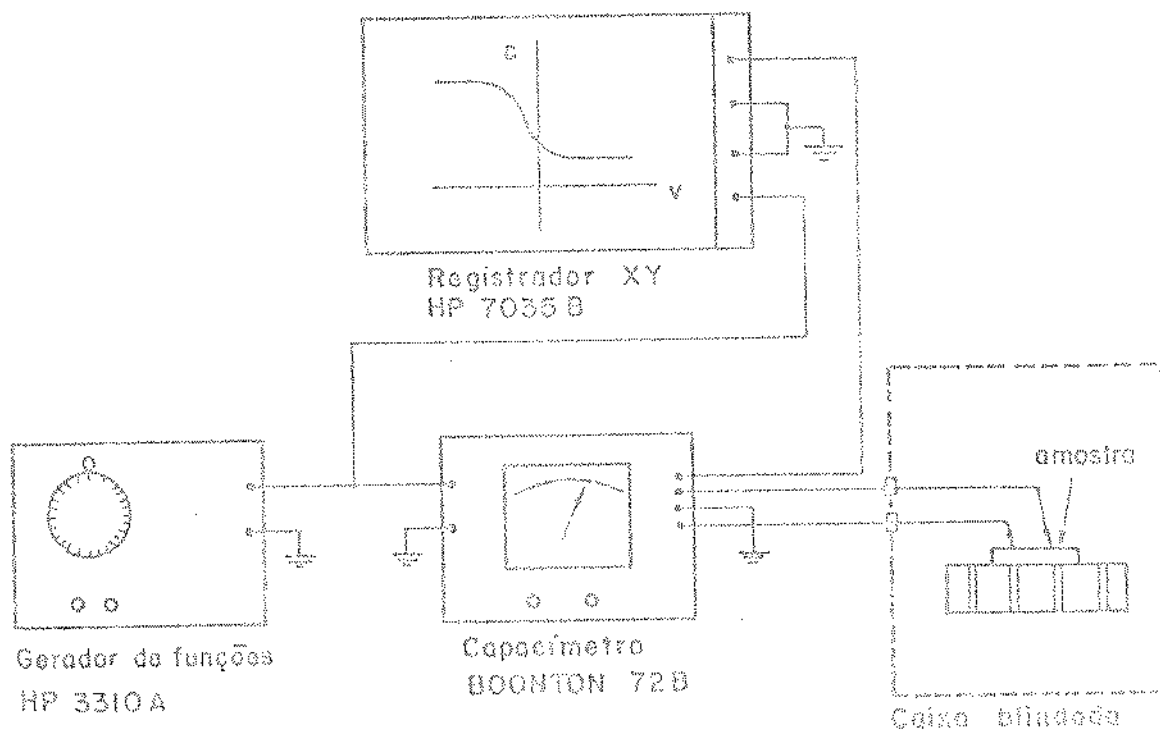


Fig. IV.5.1.4 - Montagem utilizada para medidas Q_{ox} alta frequência para determinação de Q_{ox} .

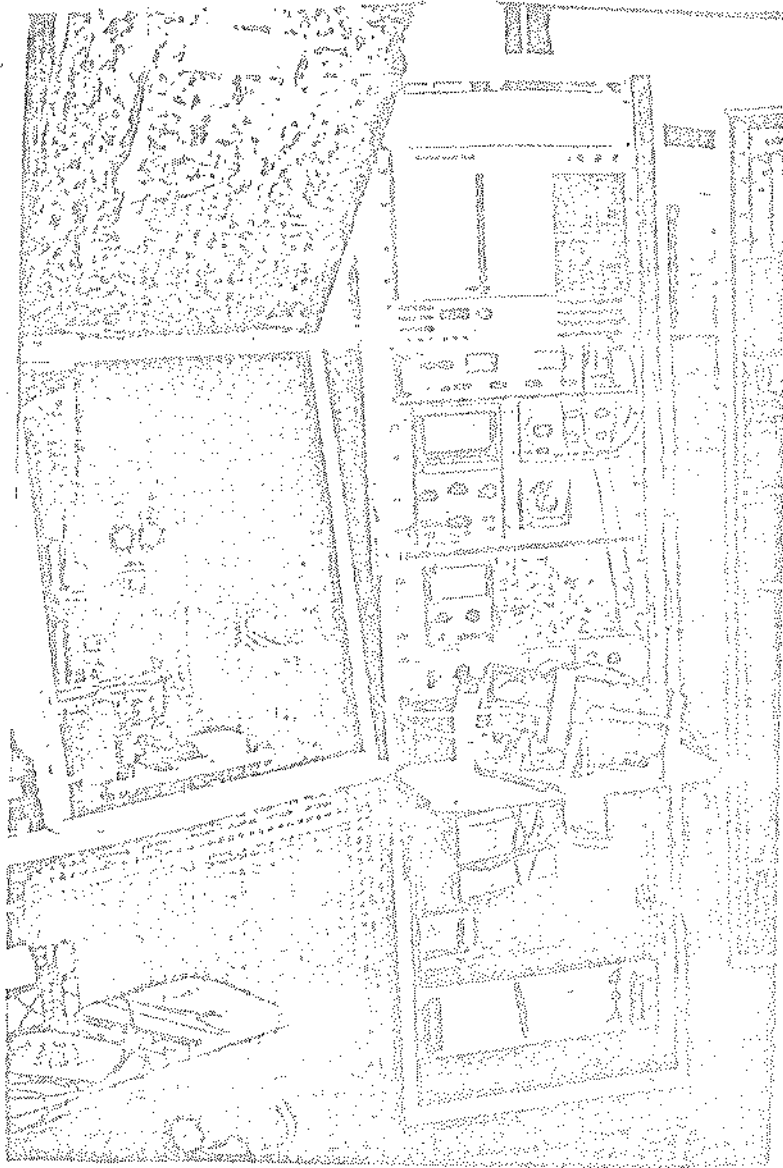


Fig. IV.5.1.5 - Microposicionador de agulha.

IV.5.3 - Determinação da Densidade de Cargas Móveis no Óxido

Para avaliar a densidade de cargas móveis no óxido nós usamos o método CxV alta frequência com esforço de temperatura e tensão (B - T) [14,15].

Nesse método o capacitor MOS é aquecido a uma dada temperatura (150 - 300°C) durante um determinado tempo (5 - 10 min) tendo aplicado entre a porta e o substrato um forte campo elétrico (5 - 10x10⁵ V/cm). O campo de polarização e o tempo de duração do esforço são ajustados de modo a atingir a condição de saturação do desvio de tensão de banda plana. A polarização da porta é inicialmente positiva. Decorrido o tempo estipulado para o esforço, a amostra é resfriada rapidamente até a temperatura ambiente e em seguida remove-se o campo elétrico aplicado. Então a característica CxV alta frequência é levantada conforme seção IV.5.2. Repete-se as condições acima trocando a polarização positiva por negativa.

A comparação destas duas curvas CxV no ponto de banda plana (utiliza-se o mesmo valor de C_{PB} teórico do Ítem IV.5.2) permitirá o cálculo da densidade total de cargas móveis, Q_m .

A fig.IV.5.3.1 ilustra este método.

A determinação da densidade total de íons móveis, N_m , é dada pela expressão:

$$N_m = \frac{C_o}{qA_p} \cdot \Delta V_{PB} \quad (IV.5.3.1)$$

onde:

ΔV_{PB} = diferença das tensões de banda plana (ver fig. IV.5.3.1)

A montagem utilizada para levantar as características CxV alta frequência com esforço é semelhante ao do ítem anterior.

rior, acrescida de um suporte de lâmina com um aquecimento resistivo, um controlador de temperatura, um sensor de temperatura (termopar NiCr-NiAl) e de uma fonte de tensão D.C. A fig. IV.5.3.2 mostra esta montagem.

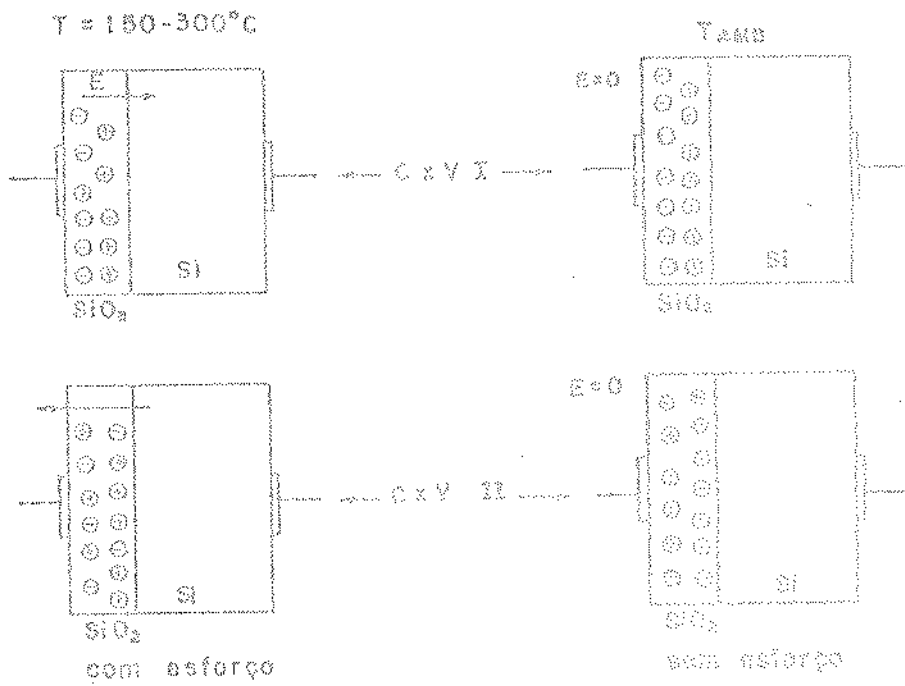
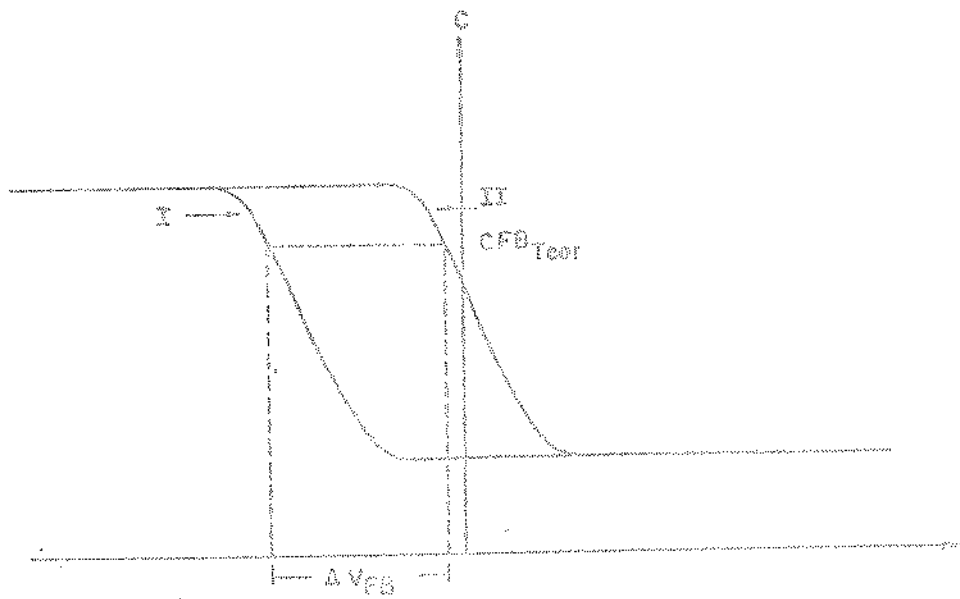


Fig. IV.5.3.1 - Ilustração do método S-T.

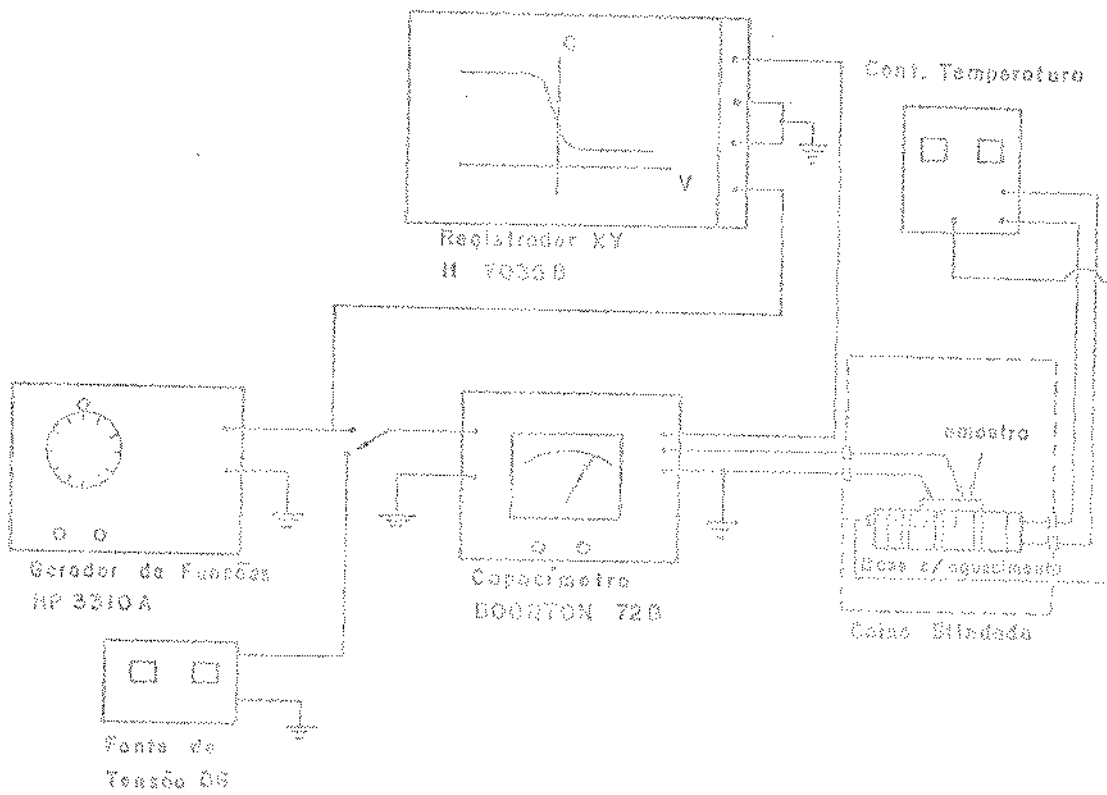


Fig. IV.5.3.2 - Montagem utilizada para medidas CMI alta frequência com esforço.

IV.5.4 - Determinação da Densidade de Cargas na Interface Si/SiO₂

O método adotado foi o de temperatura proposto por Gray e Brown [16,17]. Este método separa os efeitos das cargas no óxido e nos estados de interface sobre o potencial de superfície. A fig. IV.5.4.1 mostra uma representação esquemática de como a curva $C \times V$ se desloca com o decréscimo da temperatura.

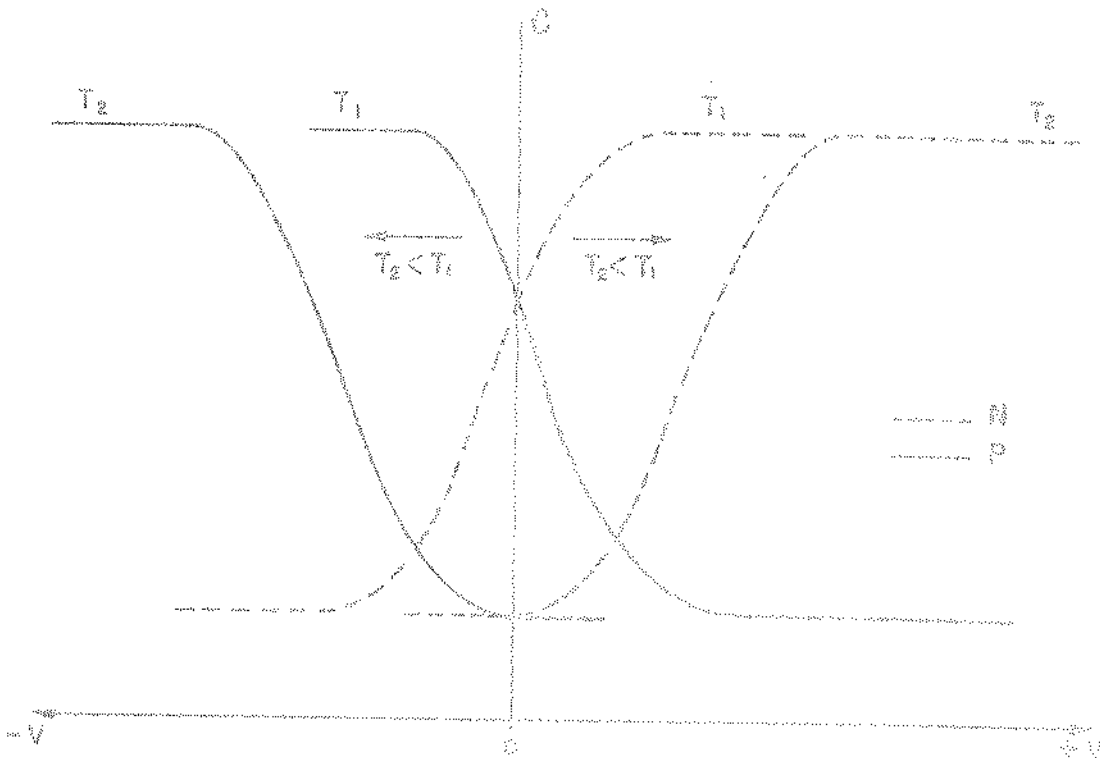


Fig. IV.5.4.1 - Representação esquemática de como a curva $C \times V$ se desloca com o decréscimo da temperatura.

A fig. IV.5.4.2 mostra uma representação da mudança do nível de Fermi e das cargas capturadas nos estados de interface para as temperaturas $T_1 = 300$ K e $T_2 = 77$ K para uma estrutura MOS tipo P para a condição de banda plana. Em 300 K, o nível de Fermi está acima dos estados de interface (fig. IV.5.4.2a) e estes estão quase que totalmente preenchidos com elétrons e são neg

tos. Quando a temperatura decresce para 77 K (nitrogênio líquido) o nível de Fermi se aproxima da banda de valência e alguns dos estados de interface perdem elétrons e tornam-se carregados positivamente. Neste momento os estados de interface controlam o potencial de superfície, e este necessita de maior voltagem negativa no eletrodo de porta para depletar os estados de interface de seus elétrons a fim de alcançar a condição de banda plana. Este grupo de estados perto da banda de valência, portanto, são doadores. Uma explicação similar pode ser dada para substrato tipo N onde os estados de interface são aceitadores (carregados negativamente quando preenchidos com elétrons). O aumento da voltagem de banda plana, quando a temperatura diminui dá diretamente a mudança na carga nos estados de interface, uma vez que não existe encurvamento de banda nesta condição e, o potencial de superfície é igual ao nível de Fermi do substrato.

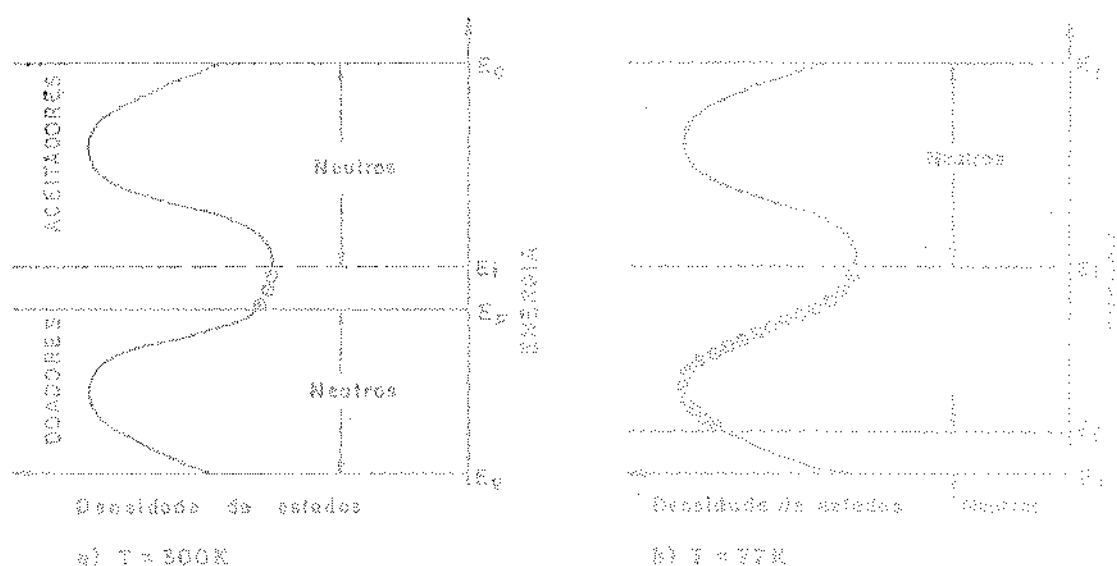


Fig. IV.5.4.2 - Ocupação dos estados de interface na condição de banda plana. a) à temperatura ambiente ($T = 300\text{ K}$) b) à 77 K.

Em estruturas do tipo $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2/\text{Si}$ além dos estados de interface SiO_2/Si temos ainda a presença de estados permitidos de energia na interface $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2$ [18]. Mas como os filmes de silício policristalino são bastante dopados ($> 10^{19} \text{ cm}^{-3}$), o seu nível de Fermi está muito próximo da banda de condução (para filmes tipo N) e os estados de interface estão quase na sua totalidade preenchidos (neutrons). Além disso, para estes filmes, altamente dopados, o nível de Fermi praticamente não se desloca com o potencial aplicado na estrutura $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2/\text{Si}$. Portanto este filme pode ser tratado como metal, tal qual o alumínio das estruturas convencionais.

O levantamento das características CxV alta frequência à temperatura ambiente (300 K) e à temperatura do nitrogênio líquido (77 K) fornece o desvio da tensão de banda plana ΔV_{FB}^* .

O cálculo da densidade de carga na interface é dado por [11].

$$N_{\text{SS}} = 2 \left[\left| \Delta V_{\text{FB}}^* \right| - \Delta \phi_{\text{SS}}^* \right] \frac{C_{\text{OX}}}{9A_{\text{p}}} \quad (\text{IV.5.4.1})$$

onde:

$$\Delta V_{\text{FB}}^* = \Delta V_{\text{FB}}(300 \text{ K}) - \Delta V_{\text{FB}}(77 \text{ K})$$

$$\Delta \phi_{\text{SS}}^* = \phi_{\text{SS}}(300 \text{ K}) - \phi_{\text{SS}}(77 \text{ K})$$

O desvio $\Delta V_{\text{FB}}(300 \text{ K})$ e a diferença de função trabalho $\phi_{\text{SS}}(300 \text{ K})$ são determinados a partir das características CxV (alta frequência) à temperatura ambiente, conforme descrito na seção IV.5.2. A determinação do desvio de tensão de banda plana $\Delta V_{\text{FB}}(77 \text{ K})$ e de $\phi_{\text{SS}}(77 \text{ K})$ é efetuada calculando-se o valor teórico da capacitância de banda plana, C_{FB} , e o valor do potencial de Fermi àquela temperatura, os quais são usados pelas equações IV.5.2.9 e IV.5.2.11 respectivamente.

A montagem utilizada e as condições de polarização para:

obtenção das características CxV alta frequência são idênticas às apresentadas na seção IV.4. As amostras foram previamente encapsuladas e as medidas a baixa temperatura, foram realizadas com as amostras imersas em nitrogênio líquido.

IV.6 - Confeção e Caracterização dos Transistores com Porta de Silício

A pastilha de teste continha 10 transistores com 5 razões W/L diferentes, sendo que cada par de transistores idênticos foram posicionados de 90° entre si.

A fig. IV.6.1 mostra uma vista de topo deste transistor.

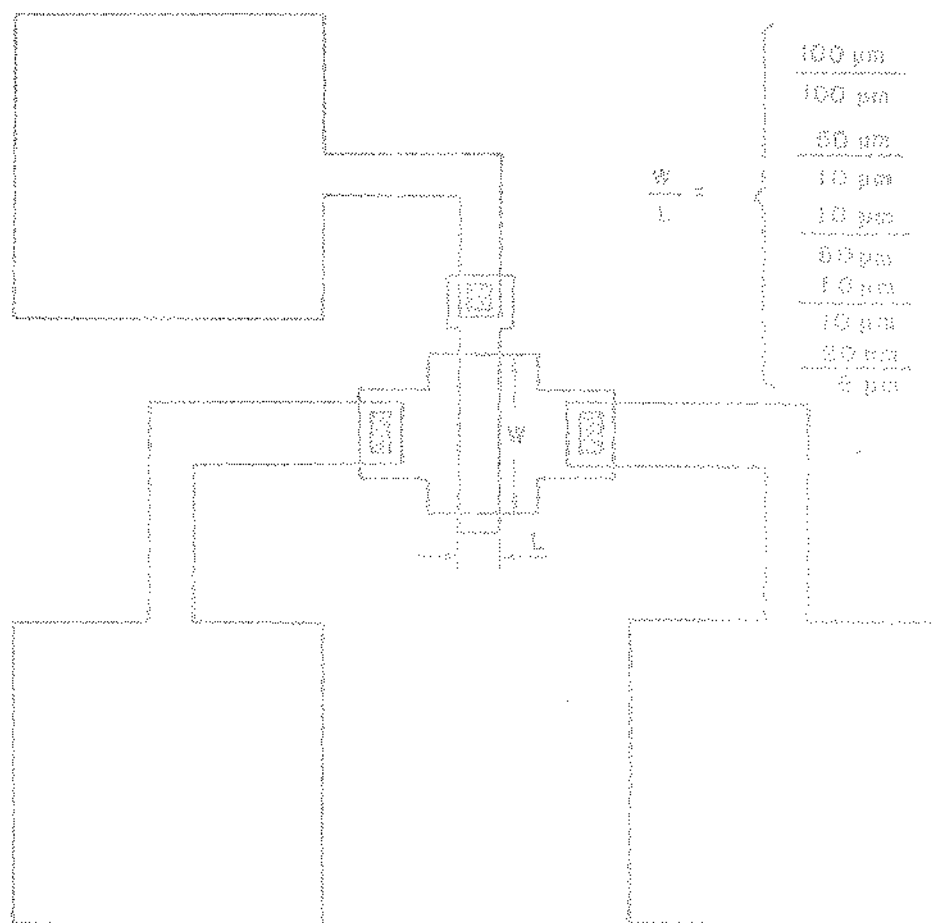


Fig. VI.6.1 - Vista de topo dos transistores com porta de silício.

Características $I_{DS} \times V_{DS}$ dos transistores.

A fig. IV.6.2 mostra a montagem utilizada para traçar as características $I_{DS} \times V_{DS}$ dos transistores.

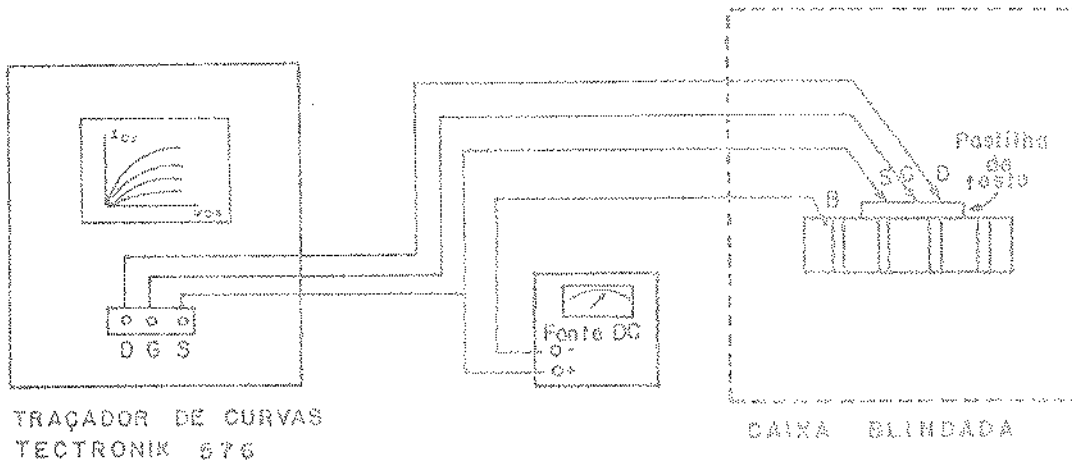


Fig. IV.6.2 - Montagem utilizada para traçar as curvas $I_{DS} \times V_{DS}$.

Característica $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ dos transistores.

A equação que relaciona a corrente de dreno, I_{DS} , com a tensão porta-fonte, V_{GS} , na região de saturação ($V_{DS} \geq V_{GS} - V_T$) de um transistor MOS é dada por [10]

$$I_{DS} = k(V_{GS} - V_T)^2 (1 + \lambda V_{DS}) \quad (IV.6.1)$$

sendo:

$$V_T = V_{TO} + \gamma \left[\sqrt{-V_{BS} + 2\phi_{FB}} - \sqrt{2\phi_{FB}} \right]$$

$$\gamma = \frac{2\epsilon_{Si} q N_A^*}{C_{OX}} ; \quad k = \frac{\mu_0 C_{OX} W_{eff}}{2 L_{eff}}$$

onde:

- μ_n = mobilidade dos portadores de carga no canal de inversão
- C_{ox} = capacitância do óxido da porta por unidade de área
- W_{eff} = largura efetiva do canal
- L_{eff} = comprimento efetivo do canal
- V_{TO} = tensão de limiar com $V_{BS} = 0$
- γ = parâmetro de efeito-corpo
- λ = parâmetro de modulação de canal
- ϵ_{Si} = permissividade do silício
- q = carga do elétron, $1,6 \times 10^{-19} C$
- N_A^* = concentração efetiva
- ϕ_{FB} = potencial do nível de Fermi

Um valor típico de λ para transistores de comprimento de canal igual a 10 μm está compreendido entre $0,02 - 0,05 V^{-1}$.

Se desprezarmos o efeito de modulação de canal e fizermos $V_{BS} = 0$, a equação IV.6.1, torna-se:

$$I_{DS} = K(V_{GS} - V_{TO})^2$$

Um gráfico de $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ fornece o valor de V_{TO} , quando V_{GS} é extrapolado para zero e, o valor de mobilidade do canal, μ_n .

É importante lembrar que a mobilidade do canal depende dos campos longitudinal e transversal aplicados na região de inversão [10].

A montagem utilizada para traçar a característica $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ está mostrada na fig.IV.6.3.

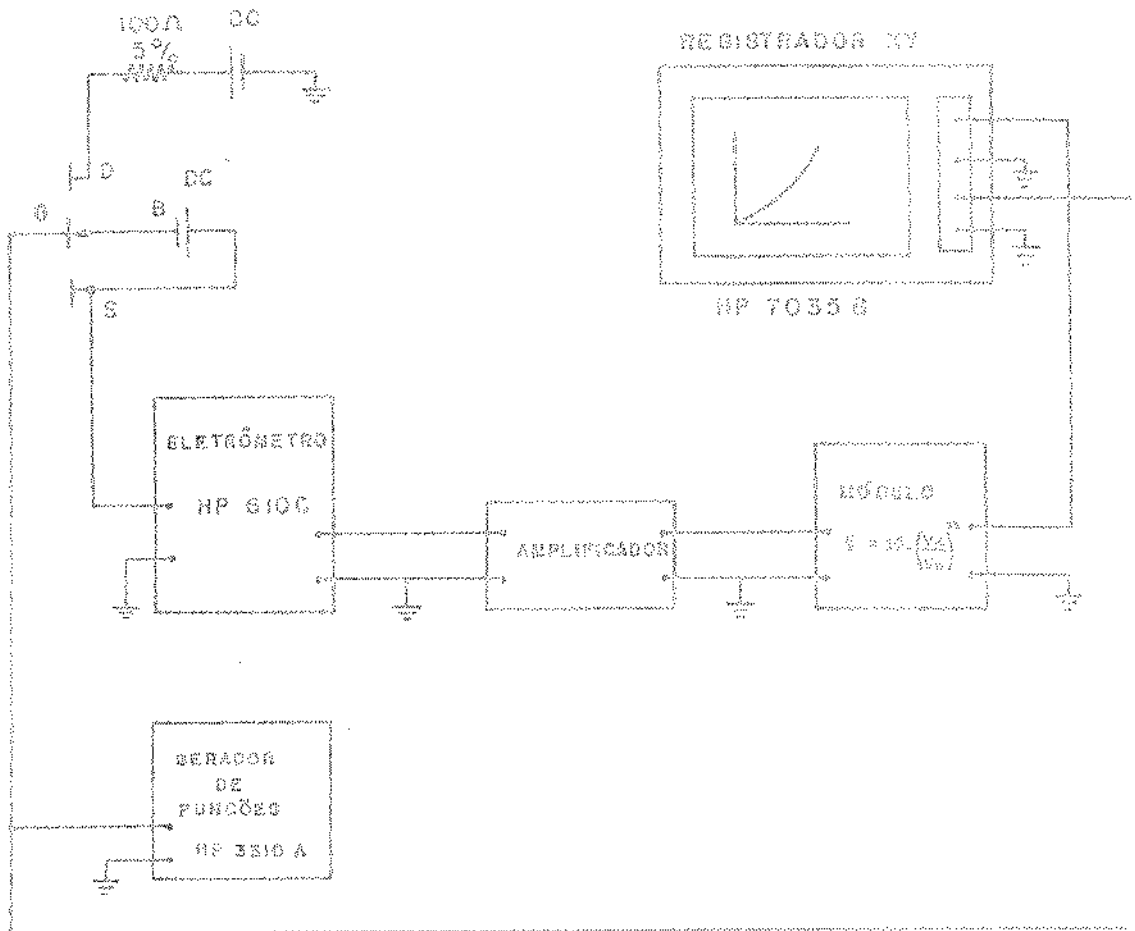


Fig. IV.6.3 - Montagem utilizada para traçar a característica $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$.

IV.7 - Projeto do Oscilador em Anel

O atraso de propagação de um sinal é um dos parâmetros mais importantes a ser medido numa porta lógica já que caracteriza a velocidade de operação de estruturas mais complexas e, é fundamental para se comparar o mérito de tecnologias diferentes.

Num oscilador em anel (O.A.) determina-se um atraso médio por porta, de uma forma indireta, medindo-se uma frequência ao invés de um intervalo de tempo medido diretamente, observando-se simultaneamente num osciloscópio os sinais de entrada e de saída.

A estrutura básica de um O.A. é constituída de um número ímpar de inversores ligados em cascata e formando um anel (ver fig. IV.7.1).

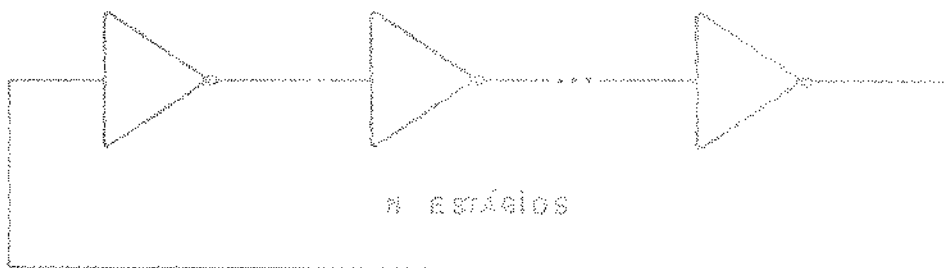


Fig. IV.7.1 - Estrutura básica de um O.A.. O número de estágios deve ser ímpar.

Um O.A. é interpretado em termos de níveis lógicos, considerando-se os inversores como ideais, com a característica estática apresentando somente dois níveis de sinais possíveis. Devido pelos atrasos, todos os inversores são considerados lógicos e qualquer transição de nível na entrada de um i -ésimo inversor produz uma transição de saída deste após um atraso t_{di} .

Se o número de inversores em O.A. ímpar uma condição de estabilidade não se estabelece, e qualquer transição de nível se propaga através de toda a malha e reaparece invertida no ponto de origem após um intervalo Δt , dado por:

$$\Delta t = t_{d1} + t_{d2} + t_{d3} + \dots + t_{dN} = \sum_{i=1}^N t_{di} \quad (IV.7.1)$$

Logo após um mesmo intervalo Δt , a transição aparece no ponto de origem, mas sem inversão, e a partir daí, o ciclo se repete com um período $T = 2\Delta t$. Se \bar{t}_d é o atraso médio por inversor então:

$$\Delta t = \sum_{i=1}^N t_{di} = N\bar{t}_d$$

(IV.7.2)

$$T = 2\Delta t = 2N\bar{t}_d \quad e$$

$$f_{O,A} = \frac{1}{T} = \frac{1}{2N\bar{t}_d}$$

Considerações sobre o número de estágios:

Um oscilador em anel construído com um grande número de estágios apresenta as seguintes vantagens e desvantagens.

- 1) Redução na frequência de oscilação, $f_{O,A}$ e como consequência o sistema de medida pode ser mais simples.
- 2) Valores dos tempos de atraso mais consistentes com os valores calculados.
- 3) A estatística tem melhor significado para os tempos de atraso, já que estes são valores médios.

Desvantagens:

- 1) Aumento da área de semicondutor.
- 2) Oscilações espúrias podem ocorrer.

Usando-se um circuito equivalente como mostrado na Fig. IV.7.2 pode-se mostrar que a frequência de oscilação do O.A. é dada por [19]:

$$f_{O.A.} = \frac{1}{2\pi RC} \cdot \text{tg} \frac{\pi}{N} \quad (\text{IV.7.3})$$

e

$$t_d = \frac{RC\pi/N}{\text{tg} \pi/N} \quad (\text{IV.7.4})$$

sendo:

$$\lim_{N \rightarrow \infty} t_d = RC$$

A título de comparação, quando N passa de 23 para 25 a variação t_d torna-se menor que 0,1%.

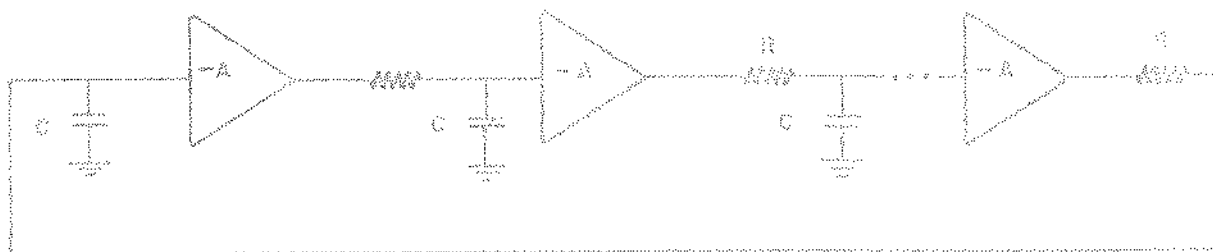


Fig. IV.7.2 - Circuito equivalente do oscilador em anel.

Quando os processos de fabricação dos inversores permitem uma alta homogeneidade e conseqüentemente os pequenos espalhamentos entre os tempos de atraso destes inversores, é aconselhável adotar um número primo de estágios [15].

O número de estágios escolhido para o caso 0.2, foi de 23. Uma porta NOR foi inserida na cadeia de realimentação para colocar os inversores nos seus níveis lógicos adequados, e evitar oscilações espúrias. A (fig. IV.7.) mostra diagrama a nível de portas do O.A.

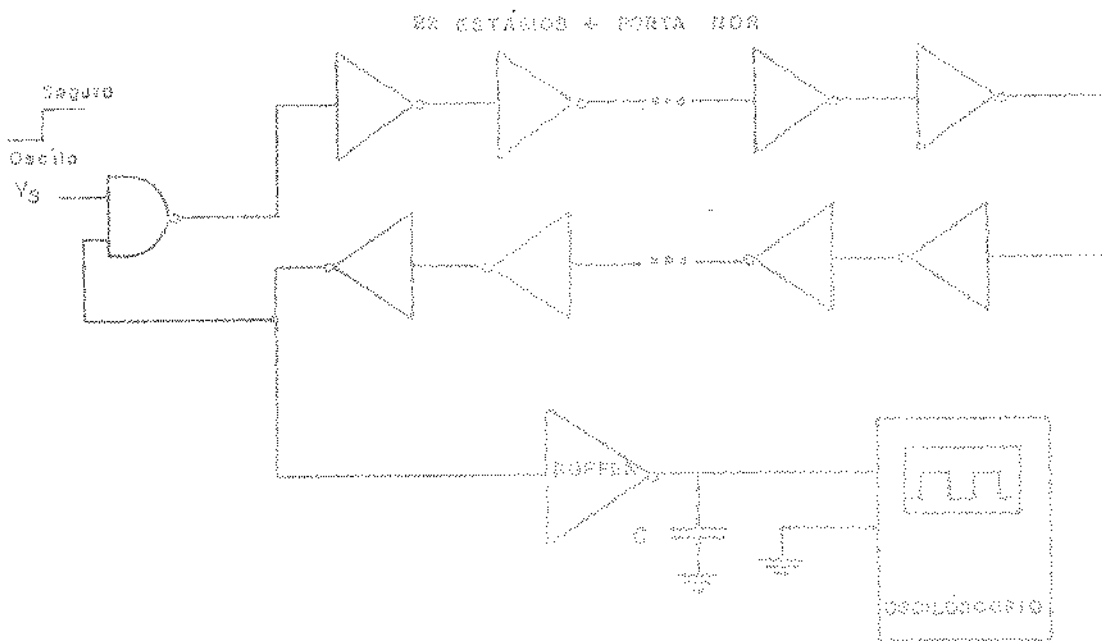


Fig. IV.7.3 - Diagrama em portas do O.A.

A fig. IV.7.4 mostra o lay-out do O.A.

Os inversores internos.

Para o dimensionamento dos transistores de carga e de comando dos inversores internos partimos das seguintes especificações:

Tensão de alimentação $V_{DD} = 5V$

Tensão de porta $V_{GG} = 1.0V$

Nível lógico (baixo máximo V_{max}^0) = 0,3V

Tempo de subida $t_s \leq 1$ ps

Dissipação de potência $P_e \leq 0,05$ mW/ μm^2

Largura mínima de canal $W_{min} = 10$ μm

Largura efetiva de canal $W_{ef} = W_{máscara} - 1$ μm

Comprimento mínimo de canal $L_{min} = 10$ μm

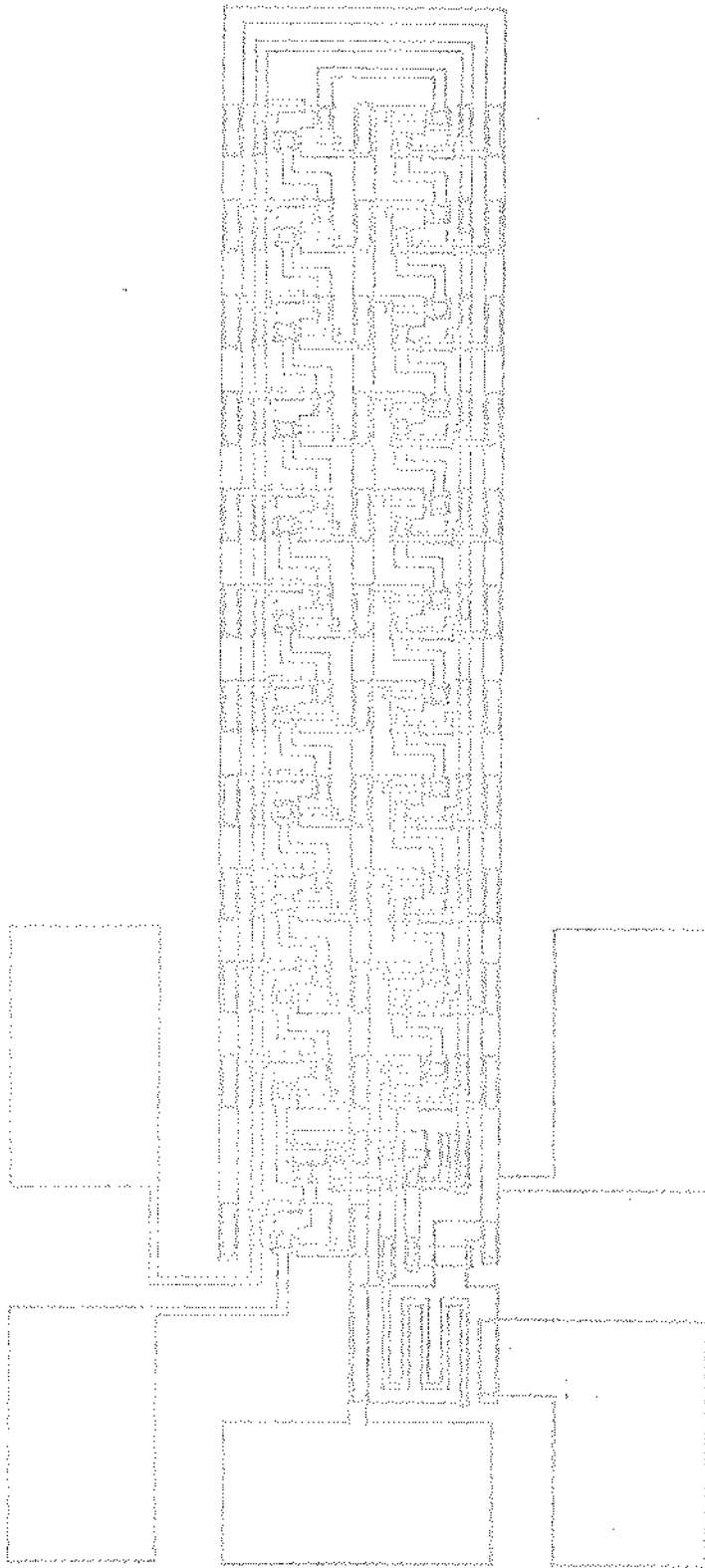


Fig. 11.1.1. Layout of buildings to west.

Comprimento efetivo de canal $L_{\text{ef}} = L_{\text{másc}} - 1 \mu\text{m}$

Tensão de limiar, $V_T = 1\text{V}$

Mobilidade dos portadores no canal $\mu_0 = 400 \text{ cm}^2/\text{v.s.}$

Capacitância de porta por unidade de área

$$C_{\text{ox}} = 3,45 \times 10^{-8} \text{ F/cm}^2$$

Capacitâncias porta-fonte e porta dreno = 0 fF

Capacitâncias de junção = 0 pF

Margem de ruído baixo $MN_0 = 0,5\text{V}$

A fig. IV.7.5 mostra o inversor com carga em enriquecimento não saturada.

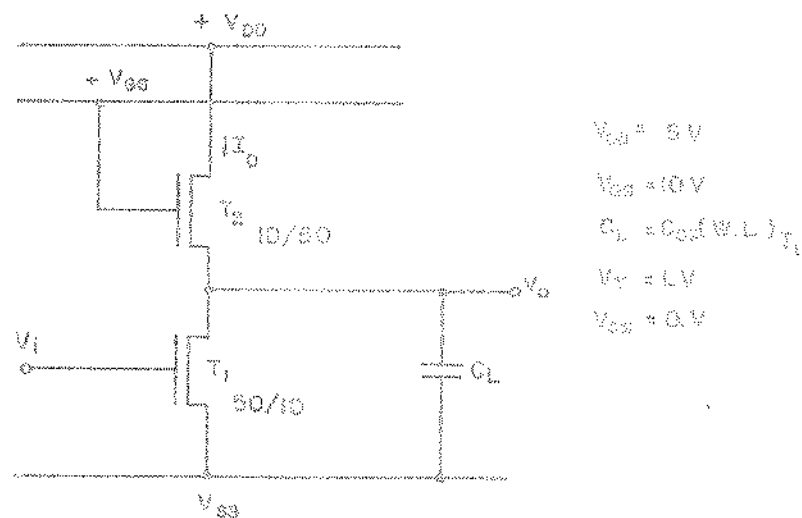


Fig. IV.7.5 - Inversor com carga em enriquecimento não saturada.

Níveis lógicos do inversor.

$$1 \quad V_O^1 = V_{DD}$$

$$0 \quad V_O^0 \leq 0,3 \text{ V} < (V_T - MN_0)$$

A corrente que passa por T_1 e T_2 quando $V_O = V_O^0$ e

$v_i = v_o^1$ é dada por |20|.

$$I_D = \mu_{OT1} C_{ox} \left(\frac{W}{L} e f \right)_{T1} \left[(v_o^1 - v_T) v_o^o - \left(\frac{v_o^o}{2} \right)^2 \right] =$$

$$\mu_{OT2} C_{ox} \left(\frac{W}{L} e f \right)_{T2} \left[v_{CC} - v_o^o - v_T \right] (v_{DD} - v_o^o) - \frac{(v_{DD} - v_o^o)^2}{2}$$

(IV.7.5)

Supondo $\mu_{OT1} = \mu_{OT2}$ vem:

$$\frac{\left(\frac{W}{L} e f \right)_{T1}}{\left(\frac{W}{L} e f \right)_{T2}} = \frac{\left[(v_{CC} - v_o^o - v_T) (v_{DD} - v_o^o) - \frac{(v_{DD} - v_o^o)^2}{2} \right]}{(v_o^1 - v_T) v_o^o - \frac{(v_o^o)^2}{2}} =$$

$$\frac{\left[(v_{CC} - v_{o_{m\acute{a}x}}^o - v_T) (v_{DD} - v_{o_{m\acute{a}x}}^o) - \frac{(v_{DD} - v_{o_{m\acute{a}x}}^o)^2}{2} \right]}{(v_o^1 - v_T) v_{o_{m\acute{a}x}}^o - \frac{(v_{o_{m\acute{a}x}}^o)^2}{2}}$$

(IV.7.6)

$$s_T = \frac{\left[(10 - 0,3 - 1) (5 - 0,3) - \frac{(5 - 0,3)^2}{2} \right]}{(5 - 1) 0,3 - \frac{(0,3)^2}{2}} = 26 \quad \text{(IV.7.7)}$$

O tempo de subida de um inversor é aproximadamente dado por |20|.

$$t_s = \frac{4C_L}{\left(\frac{W}{L} e f \right)_{T2} \mu_{OT2} C_{ox} (v_{CC} - v_T)} = \frac{25,4 C_{ox} (W, L) D p_1}{\left(\frac{W}{L} e f \right)_{T1} \mu_{OT1} C_{ox} (v_{CC} - v_T)}$$

(IV.7.8)

$$t_s = \frac{26.4 \cdot L_{ef}^2}{\mu_0 (V_{GG} - V_T)} \leq 1 \mu s = 1 \cdot 10^{-6} s \quad (IV.7.9)$$

Logo:

$$\frac{L_{ef}}{T_1} \leq 59 \mu m$$

Adotando

$$\frac{L_{n\acute{a}sc}}{T_1} = \frac{W_{n\acute{a}sc}}{T_2} = 10 \mu m$$

$$\frac{L_{n\acute{a}sc}}{T_2} = \frac{W_{n\acute{a}sc}}{T_1} = 50 \mu m$$

Temos que:

$$\frac{L_{ef}}{T_1} = 9 \mu m = \frac{W_{ef}}{T_2}$$

$$\frac{L_{ef}}{T_2} = 49 \mu m = \frac{W_{ef}}{T_1}$$

E assim:

$$\beta_r = \frac{49/9}{9/49} = 29,6 > 26 \quad (IV.7.10)$$

A dissipação de potência por unidade de área no inversor é dada por [21].

$$P_e = \frac{(V_{DD} - V_o^o) I_D}{(W \cdot L_{ef})_{T_2}} + \frac{P_f}{(W \cdot L_{ef})_{T_2}} \quad (IV.7.11)$$

$$I_D = \mu_0 C_{ox} \left(\frac{W}{L} \text{ef} \right) T_2 \left[(V_{GG} - V_0^0 - V_T) (V_{DD} - V_0^0) - \frac{(V_{DD} - V_0^0)^2}{2} \right]$$

e

$$P_f = C_L (V_{DD}^2 - V_0^0) f_{o.A}$$

Uma vez que $P_f \ll (V_{DD} - V_0^0) I_D$ então:

$$P_e = \frac{(V_{DD} - V_0^0)}{(W.L \text{ ef}) T_2} \cdot \mu_0 C_{ox} \left(\frac{W}{L} \text{ef} \right) T_2 \left[(V_{GG} - V_0^0 - V_T) (V_{DD} - V_0^0) - \frac{(V_{DD} - V_0^0)^2}{2} \right]$$

$$= \frac{(5 - 0,3)}{(49 \times 9)} 800 \times 3,4 \times 10^{-8} \times \frac{9}{49} \left[(10 - 0,3 - 1) (5 - 0,3) - \frac{(5 - 0,3)^2}{2} \right] = 0,6 \text{ mW}/\mu\text{m}^2 < 50 \text{ mW}/\mu\text{m}^2$$

A porta NOR.

A fig. IV.7.5 mostra o circuito e a polarização usado na porta NOR.

O dimensionamento dos transistores da porta NOR segue das seguintes considerações:

A condição de pior caso é quando:

$$V_S = V_S^0 \quad \text{e} \quad O.A. = V_S^1$$

ou

$$V_S = V_S^1 \quad \text{e} \quad O.A. = V_S^0$$

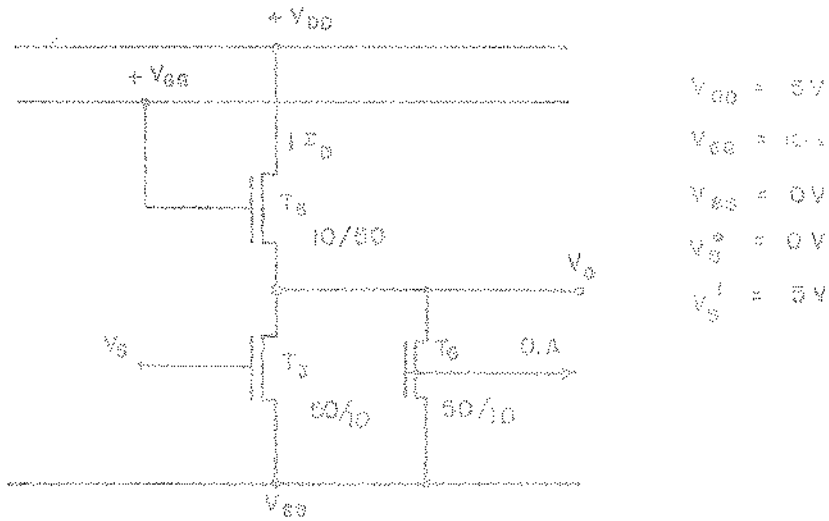


Fig. IV.7.6 - Porta NOR.

Este problema torna-se semelhante ao caso anterior (o I_D inversor).

Desta forma adotamos:

$$T_1 = T_3 = T_4 \quad e \quad T_5 = T_2$$

O buffer de saída.

A Fig. IV.7.7 mostra o buffer de saída utilizado para copiar o sinal do D.A. ao osciloscópio. O buffer fornece uma saída invertida.

Assumindo $V_S^0 \leq 0,6 V$, temos:

$$I_D = \mu_0 C_{ox} \left(\frac{W}{L} \right)_{T_6} \left[(V_1 - V_T) V_S^0 - \frac{(V_S^0)^2}{2} \right] = \frac{\mu_0 C_{ox} W}{2 L} \left(\frac{W}{L} \right)_{T_7} (V_{DD} - V_D^0 - V_T)^2$$

(IV.7.17)

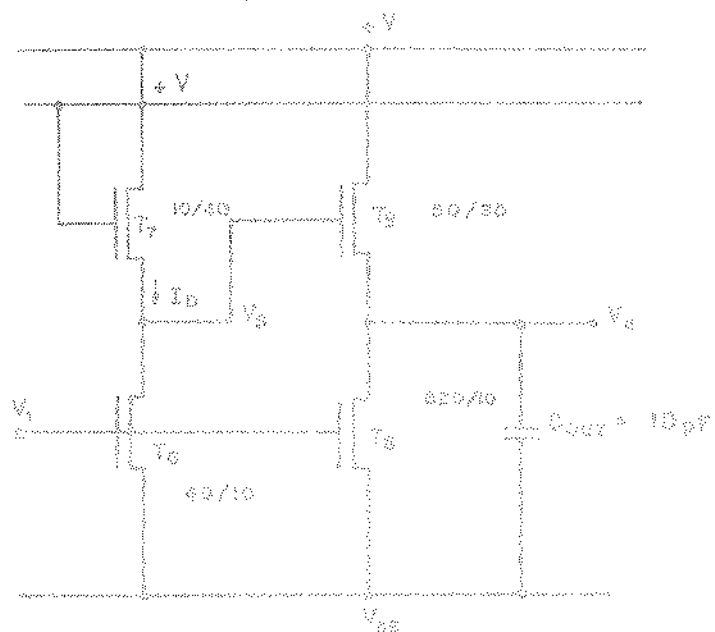


Fig. IV.7.7 - Buffer de saída com pré-amplificador.

Assim:

$$R_X = \frac{\left(\frac{W}{L}\right)_{T_9} \cdot \left(\frac{W}{L}\right)_{T_8}}{\left(\frac{W}{L}\right)_{T_7}} = \frac{(V_{DD} - V_{D1} - V_{D2})^2}{2(V_{D1} - V_{D2})V_{D2} - (V_{D2})^2} \cdot \frac{(V_{D1} - V_{D2} - V_{D3})^2}{2(V_{D1} - V_{D2})V_{D2} - (V_{D2})^2}$$

Logo:

$$R_X \geq \frac{(10 - 0,6 - 1)^2}{2(5 - 1) \times 0,6 - (0,6)^2} \cdot 10 \quad (4.7.17)$$

Os transistores T9 e T10, tem suas relações W/L determinadas somente pelas especificações dos tempos de subida e de descida, e da potência dissipada nos mesmos.

Para o dimensionamento destes transistores não é necessário

que o tempo de subida do buffer seja menor que 1 μ s e que o tempo de descida seja próximo ao tempo de descida dos inversores internos (para facilitar o projeto).

Assim supondo que o buffer de saída irá alimentar um capacitor de 10 pF (osciloscópico) e que a capacitância que cada inversor interno alimenta é aproximadamente 0,6 pF = capacitância de porta + interconexão. E ainda, sendo o tempo de descida do inversor dado por [20],

$$t_d = \frac{3C_L}{\frac{W}{L} \mu_n C_{ox} (V_{DD} - V_T)} \quad (\text{IV.7.14})$$

Então de IV.7.14

$$\frac{W}{L} \mu_n = \frac{C_{out}}{C_L} \cdot \frac{W}{L} \mu_n = \frac{10}{0,6} \frac{W}{L} \mu_n$$

$$\frac{W}{L} \mu_n = \frac{10}{0,6} \cdot \frac{40}{9} = 91 \quad (\text{IV.7.15})$$

Se $L = 10 \mu$ m a mínima dimensão do canal, então:

$$(L\mu)_{T0} = 9 \mu\text{m} \quad \text{e} \quad (W\mu)_{T0} = 910 \mu\text{m}$$

O tempo de subida do buffer é limitado pelas transcondutâncias de T7 e T9. Se a razão W/L do transistor T9 for muito maior que a razão W/L do transistor T7 então o tempo de subida é praticamente limitado por T7, respectivamente, é claro, se a razão

que estes transistores alimentam.

O tempo de subida do inversor constituído por T6 e T7 é dado por [20]:

$$t_s = \frac{12 C_{ox} \cdot (W.L)_{T9}}{n_0 C_{ox} \frac{W}{L} \mu_{T7} (V_{CC} - V_T)} \quad (IV.7.15)$$

Adotando-se para valores de máscara as dimensões:

$$W_{T7} = 10 \mu m$$

$$L_{T7} = 40 \mu m \quad \frac{W}{L}_{T9} \gg \frac{W}{L}_{T7}$$

$$W_{T9} = 50 \mu m$$

$$L_{T9} = 30 \mu m$$

E então:

$$(W.L)_{T9} = 49 \times 29 = 1421 \mu m^2$$

$$\frac{W}{L}_{T7} = \frac{9}{39} = 0,23$$

E assim:

$$t_s = \frac{12 \times 1421 \times 10^{-8}}{400 \times 0,23 \times 9} = 0,2 \times 10^{-6} s < t_{is}$$

Adotando-se, ainda para o transistor T6 as dimensões da máscara:

$$W = 40 \mu m \quad W_{ef} = 39 \mu m$$

$$L = 10 \mu m \quad L_{ef} = 9 \mu m$$

Temos:

$$\beta_x = \frac{(W/L)_{Q7}}{(W/L)_{Q6}} = \frac{39/9}{9/39} = 16,7 > 16$$

Claramente, a dissipação de potência no buffer não excede a $0,05 \text{ mW}/\mu\text{m}^2$.

A tabela IV.7.1 reúne as dimensões de máscara dos transistores do oscilador em anel.

Tabela IV.7.1 - Dimensões da máscara usados nos transistores do O.A.

Circuito	Transistor	W/L
Inversores	Q1	50/10
Internos	Q2	10/50
Porta	Q3	50/10
NOR	Q4	50/10
	Q5	10/50
Buffer da saída	Q6	40/10
	Q7	10/40
	Q8	820/10
	Q9	50/10

REFERÊNCIAS

- [1] Wenner, Frank, "Method of Measuring Earth Resistivity", Scientific Paper of the Bureau of Standards, nº 258, Outubro (1915).
- [2] Van Der Pauw, L.J., "A Method of Measuring the Resistivity and Hall Coefficient on Lamellar of Arbitrary Shape", Phillips Tech. Rev. Vol. 20, pag. 220-224 (1959).
- [3] J.M.David e M.G. Buehler, "A Numerical Analysis of Various Cross Sheet Resistor Test Structures", Solid-State Electronics, Vol. 20, pag. 539-543 (1977).
- [4] M.G.Buehler, S.D.Crant e W.R.Thurber, "Bridge and Van Der Pauw Sheet Resistors for Characterizing the Line Width of Conducting Layers", J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 125 nº 4, Abril (1978).
- [5] H.H.Berger, Solid State Electronics, Vol. 15, nº 145 (1972).
- [6] H.H.Berger, Dig., Tech. Papers ISSCC, pag. 160 (1969).
- [7] H.Murman e D. Widman, IEEE Trans. Electron Devices, EA-16, 1022 (1969).
- [8] Tolansky, S., "Multiple Beam Interferometry of Surface and Films", Oxford University Press, London (1948).
- [9] D.K.Bowen, C.R.Hall, "Microscopy of Materials", The Macmillan Press LTD (1975).
- [10] S.M.Sze, "Physics of Semiconductor Devices", Wiley (1981).
- [11] Goncalves N.F., "Estudo Teórico Experimental do Sistema Si-SiO₂ Utilizando Capacitores MOS", Dissertação de Mestrado - EPUSP - São Paulo (1978).

- [12] Terman, L.M., "An Investigation of Surface States at a Silicon/Silicon Oxide Interface Employing Metal-Oxide-Silicon Diodes", *Solid-State Electronics* 8, 145 (1965).
- [13] Grove, A.S., "Physics and Technology of Semiconductor Devices", John Wiley, New York (1967).
- [14] Snow, R.H. et al, "Ion Transport Phenomena in Insulating Films", *Journal of Applied Physics*, 36, 1654 (1965).
- [15] Hofstein, S.R., "Stabilization of MOS Devices", *Solid State Electronics* 10, 657 (1967).
- [16] Gray, P.V., "The Silicon-Silicon Dioxide System", *Proceedings of the IEEE* 57, 1543 (1969).
- [17] Brown, D.M. e Gray, P.V., "Si-SiO₂ Fast Interface State Measurements", *Journal of the Electrochemical Society* 115, 760 (1968).
- [18] Giora Yaron e Dov Frohman-Bentchkowsky, "Capacitance Voltage Characterization of Poly Si-SiO₂-Si Structures" *Solid State Electronics*, Vol. 29, pag. 433-439 (1980).
- [19] B.J.Mass, "Algumas Considerações para o Projeto de Osciladores em Anal Monolíticos", *II Simpósio Brasileiro de Microeletrônica*, LMS, 27-29 junho (1982).
- [20] W.Carr and J.Mize, "MOS/LSI Design and Application", McGraw Hill (1972),
- [21] C.Mead and L. Conway, "Introduction to VLSI Systems", Wesley Publishing Co. (1980).

CAPÍTULO V

RESULTADOS

V.1 - INTRODUÇÃO

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos ao longo deste trabalho, para os parâmetros CVD, os parâmetros geométricos, as propriedades do filme e as características dos transistores construídos com a tecnologia porta de silício.

V.2 - PARÂMETROS GEOMÉTRICOS

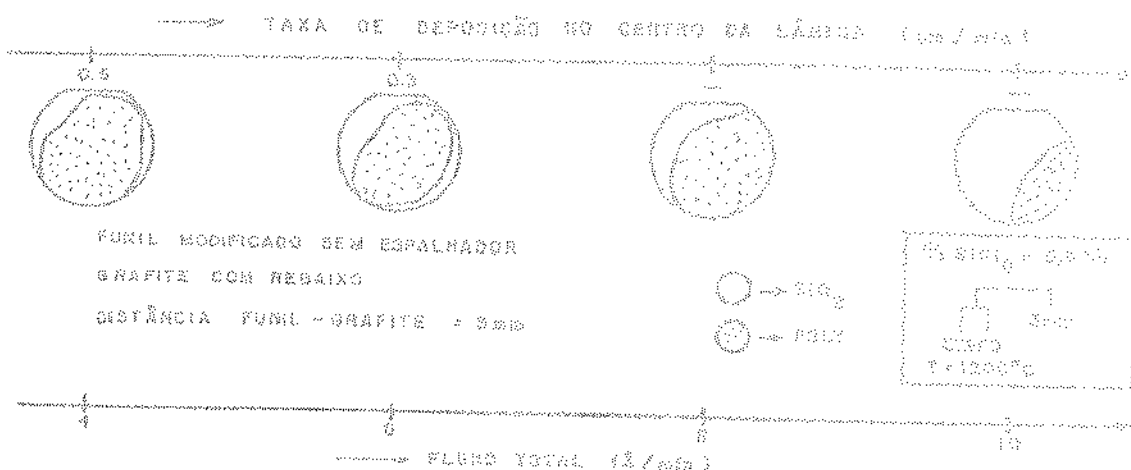
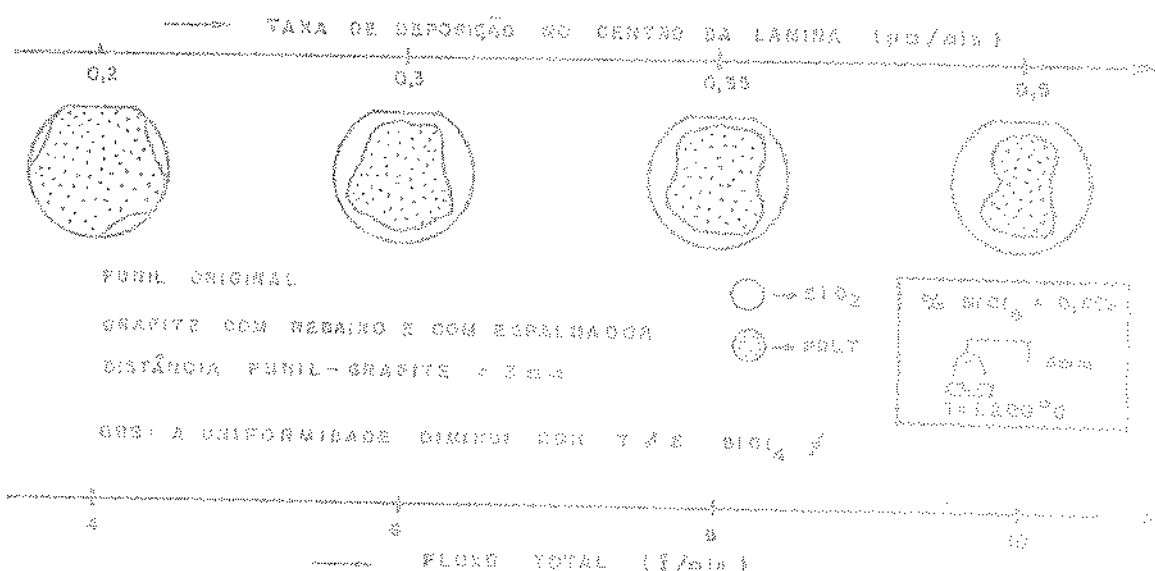
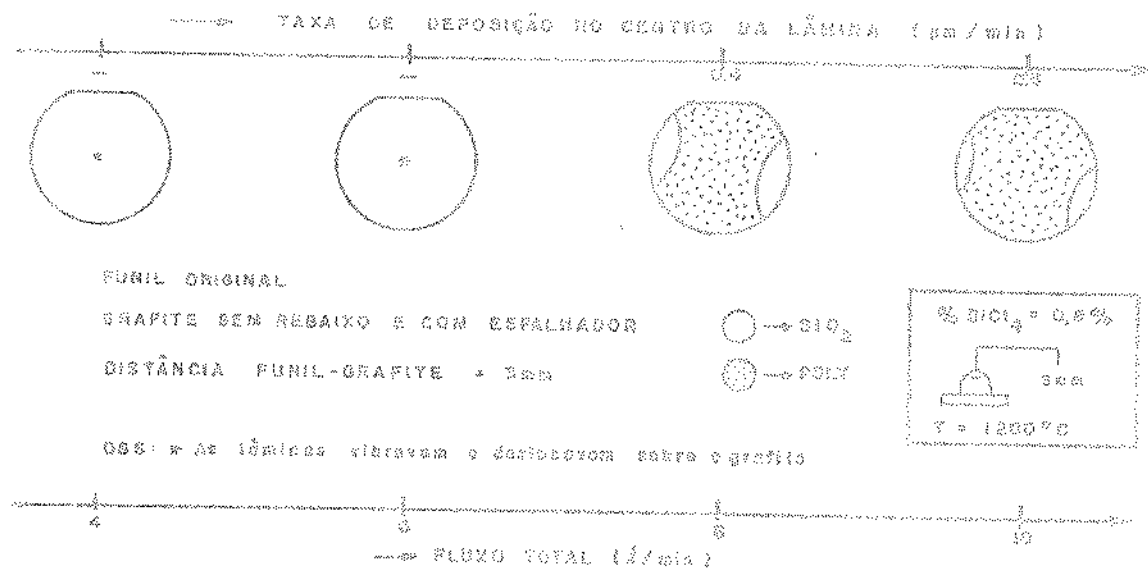
A verificação da dependência dos parâmetros geométricos sobre a taxa de deposição e a uniformidade dos filmes foi feita de uma forma qualitativa. A razão para isto é que estes parâmetros estão relacionados com as variáveis de transferência de massa (a deposição é controlada por difusão) e são difíceis de modelar para o sistema utilizado e, este estudo foge do objetivo deste trabalho.

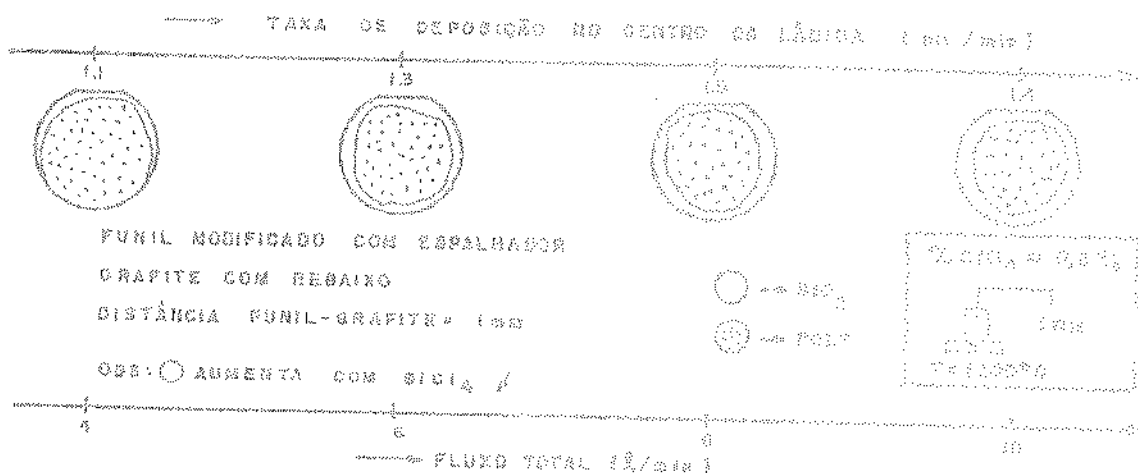
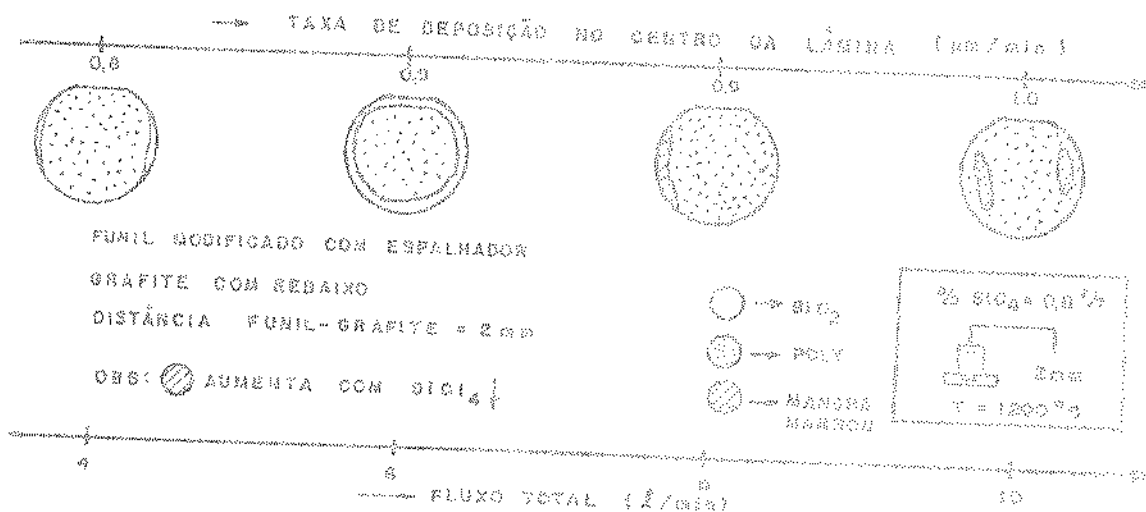
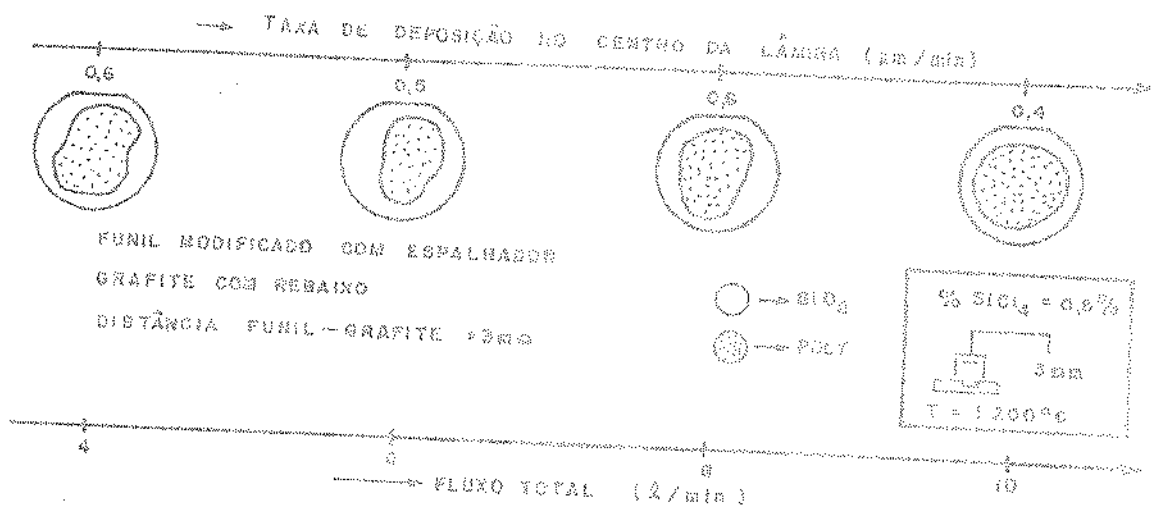
Os resultados qualitativos da taxa de deposição e de uniformidade dos filmes estão mostrados nos diagramas abaixo.

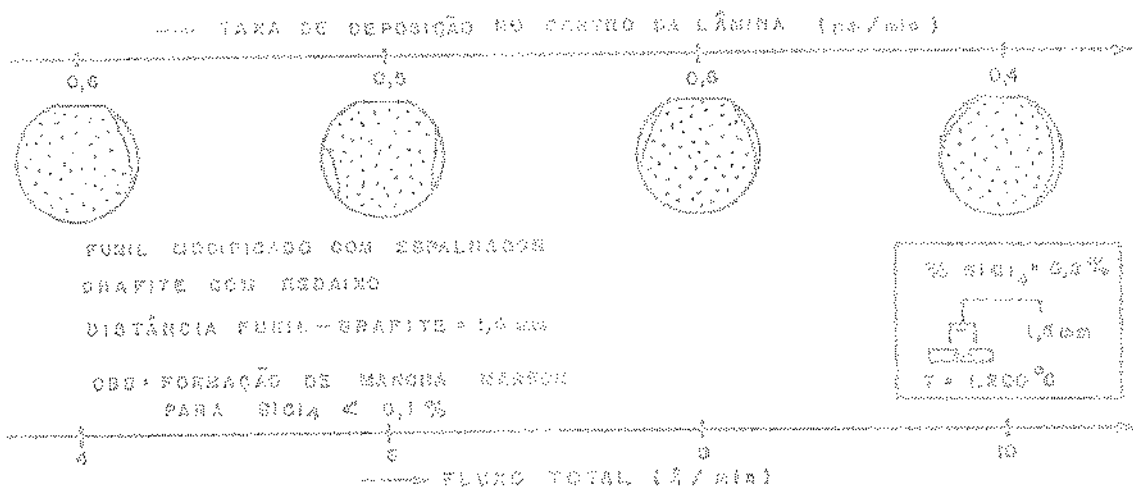
A concentração de SiCl_4 foi mantida constante e é igual à 0,8%.

A temperatura do substrato de grafite foi mantida em 1200°C .

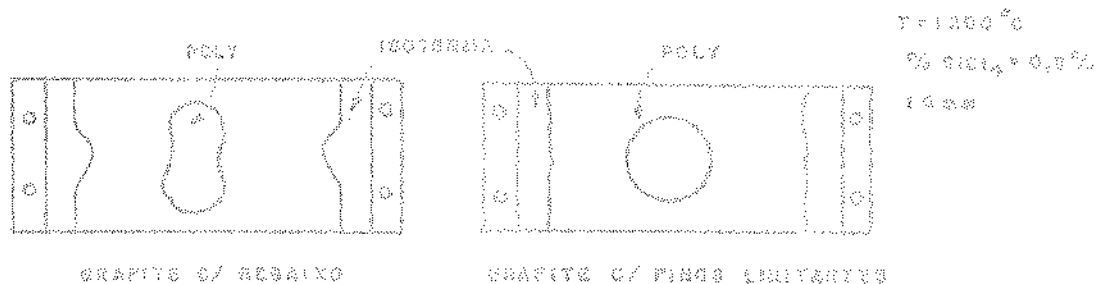
As medidas de espessuras dos filmes foram feitas de acordo com o procedimento descrito na seção IV.







DEPOSIÇÃO SOBRE O SUPOORTE DE GRAFITE



V.3 - PARÂMETROS CVD

A verificação da dependência dos parâmetros CVD: temperatura do substrato, fluxo total dos gases e concentração dos reagentes, foi feita para a taxa de deposição, uniformidade e tamanho de grãos.

Esta investigação foi realizada com os parâmetros geométricos ajustados para as condições previamente estabelecidas. Foram estes os ajustes:

- 1) Funil modificado com espalhador (ver fig.II.2.2.3).
- 2) Grafite com pinos limitantes (ver fig.II.2.2.2).
- 3) Distância funil-grafite igual a 1,5 mm.

V.3.1. Dependência da Taxa de Deposição com a Temperatura do Substrato

A fig. V.3.1.1. e a tabela V.3.1.1. reúnem os resultados das deposições realizadas de acordo com o procedimento descrito na seção III.3.

Os valores de espessura do filme de polissilício apresentados foram obtidos de acordo com a técnica de medida de espessura descrita na seção IV.4.4.

Tabela V.3.1.1 - Dependência da taxa de deposição com a temperatura do substrato (ou de deposição)

CARACTERÍSTICA DA LÂMINA					
Lâmina	Tipo	Orientação	Resistividade	Diâmetro	Origem
PR 12	P	100	4 Ohm	39 mm	5000K
PR 17	P	100	4 Ohm	39 mm	5000K
PR 20	P	100	4 Ohm	39 mm	5000K

TAXA DE DEPOSIÇÃO

Lâmina	Fluxo total ($\mu\text{g}/\text{min}$)	Conc. SiCl_4 (%)	Temp. ($^{\circ}\text{C}$)	Tempo de deposição (min)	Espessura (μm)	Taxa de deposição ($\mu\text{m}/\text{min}$)
PR 12	6	2	1200	10	$4,3 \pm 0,2$	$0,43 \pm 0,02$
PR 17	6	2	1150	10	$4,5 \pm 0,2$	$0,45 \pm 0,02$
PR 20	6	2	1100	10	$4,4 \pm 0,2$	$0,44 \pm 0,02$

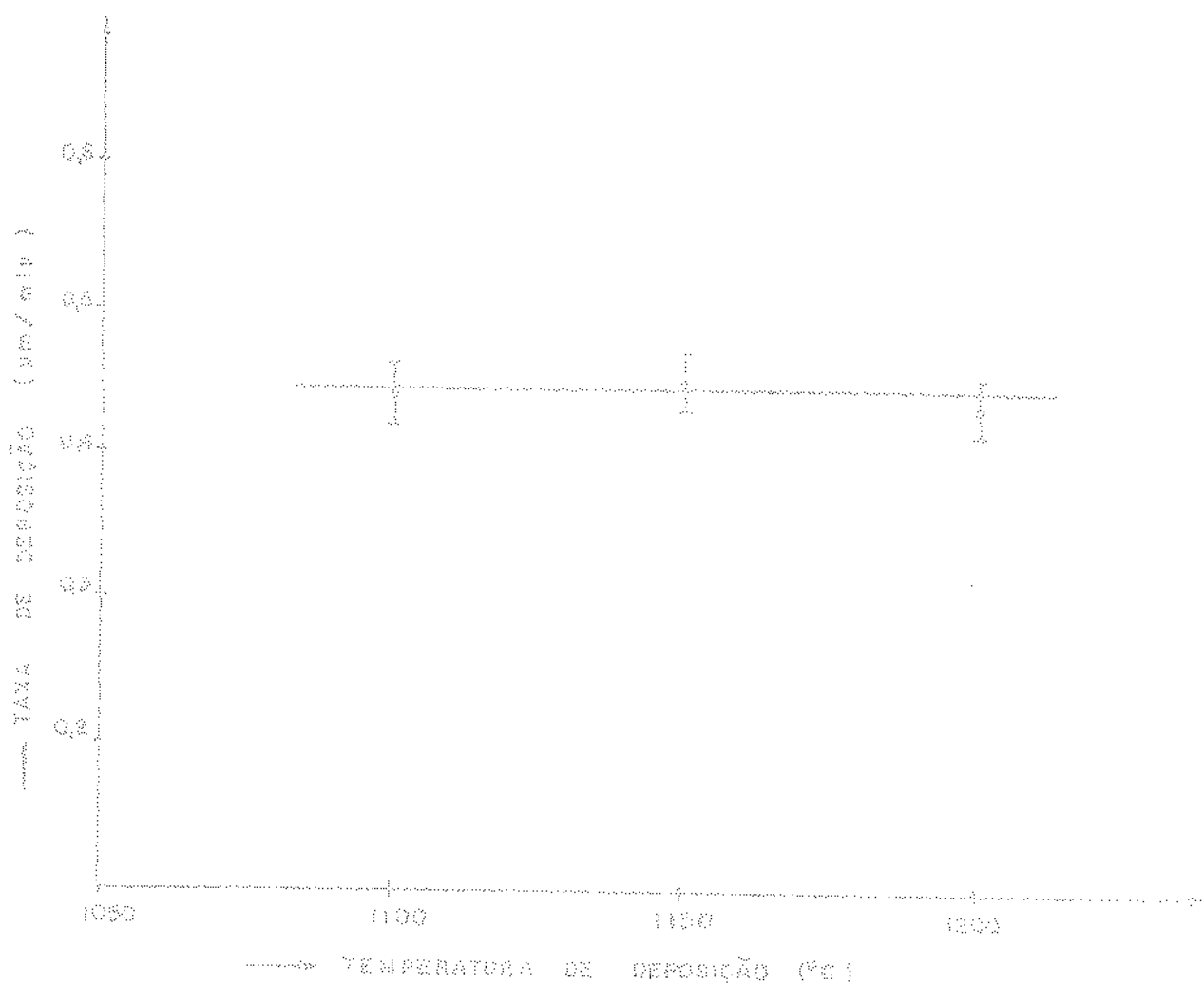


Fig. V.3.1.1 - Dependência da taxa de deposição com a temperatura de deposição.

V.3.2 - Dependência da Taxa de Deposição com o Fluxo Total de Gases

A fig. V.3.2.1 e a tabela V.3.2.1 reúnem os resultados da deposição realizados com diferentes fluxos totais de gases.

Os valores de espessura foram obtidos de acordo com a seção IV.

Tabela V.3.2.1 - Dependência da taxa de deposição com o fluxo total de gases.

Lâmina	Temp. (°C)	Conc. SiCl ₄	Fluxo Total (l/min)	Tempo de deposição (min)	Espessura (nm)	Taxa de deposição (nm/s)
PR-05	1200	2	10	10	5,4±0,2	0,54±0,02
PR-10	1200	2	9	10	3,1±0,2	0,31±0,02
PR-04	1200	2	8	20	3,1±0,2	0,15±0,01
PR-08	1200	2	7	10	0,8±0,1	0,08±0,01
PR-12	1200	2	6	10	4,3±0,2	0,43±0,02
PR-13	1200	2	5	10	4,2±0,2	0,42±0,02
PR-15	1200	2	4	10	4,3±0,2	0,40±0,02

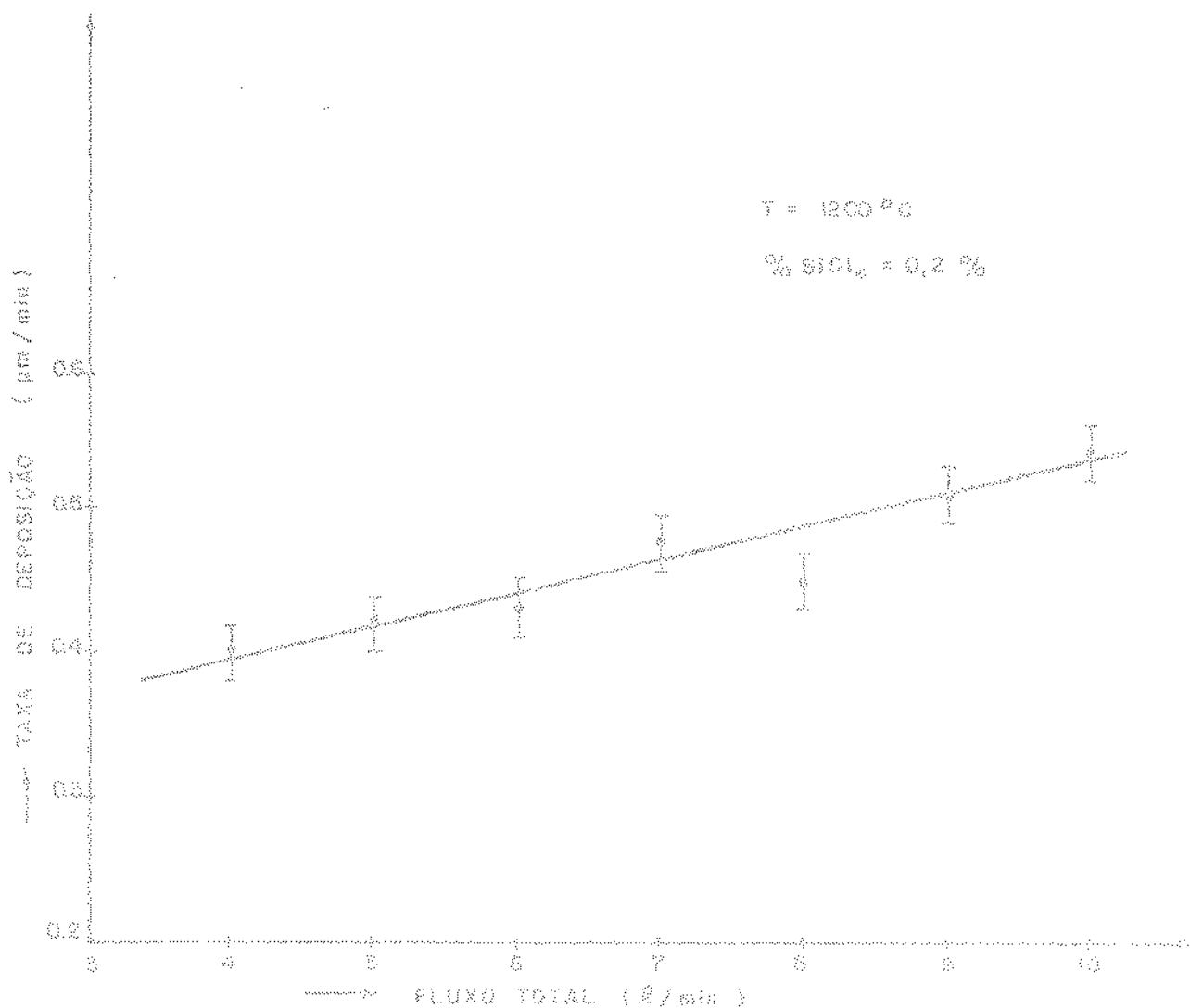


Fig. V.3.2.1 - Dependência da taxa de deposição com o fluxo total de gases.

V.3.3 - Dependência da Taxa de Deposição com a concentração de SiCl_4

A fig. V.3.3.1 e a tabela V.3.3.1 mostram os resultados das deposições realizadas com diferentes concentrações de tetracloreto de silício (SiCl_4).

Tabela V.3.3.1 - Dependência da taxa de deposição com a concentração de tetracloreto de silício (SiCl_4)

Lâmina	Temp. ($^{\circ}\text{C}$)	Fluxo total (ℓ/min)	Conc. SiCl_4 (%)	Tempo de Deposi- (min)	Espessura (μm)	Taxa de Deposição ($\mu\text{m}/\text{min}$)
PR-06	1200	8	1	20	5,9 \pm 0,2	0,29 \pm 0,01
PR-04	1200	8	2	20	9,0 \pm 0,2	0,45 \pm 0,01
PR-14	1200	8	3	10	5,8 \pm 0,2	0,58 \pm 0,02
PR-03	1200	8	4	10	7,9 \pm 0,2	0,79 \pm 0,02
PR-16	1200	8	5	10	8,6 \pm 0,2	0,86 \pm 0,02
PR-02	1200	8	6	10	10,5 \pm 0,2	1,06 \pm 0,02
PR-18	1200	8	7	10	11,7 \pm 0,2	1,17 \pm 0,02
PR-01	1200	8	8	10	13,2 \pm 0,2	1,32 \pm 0,02

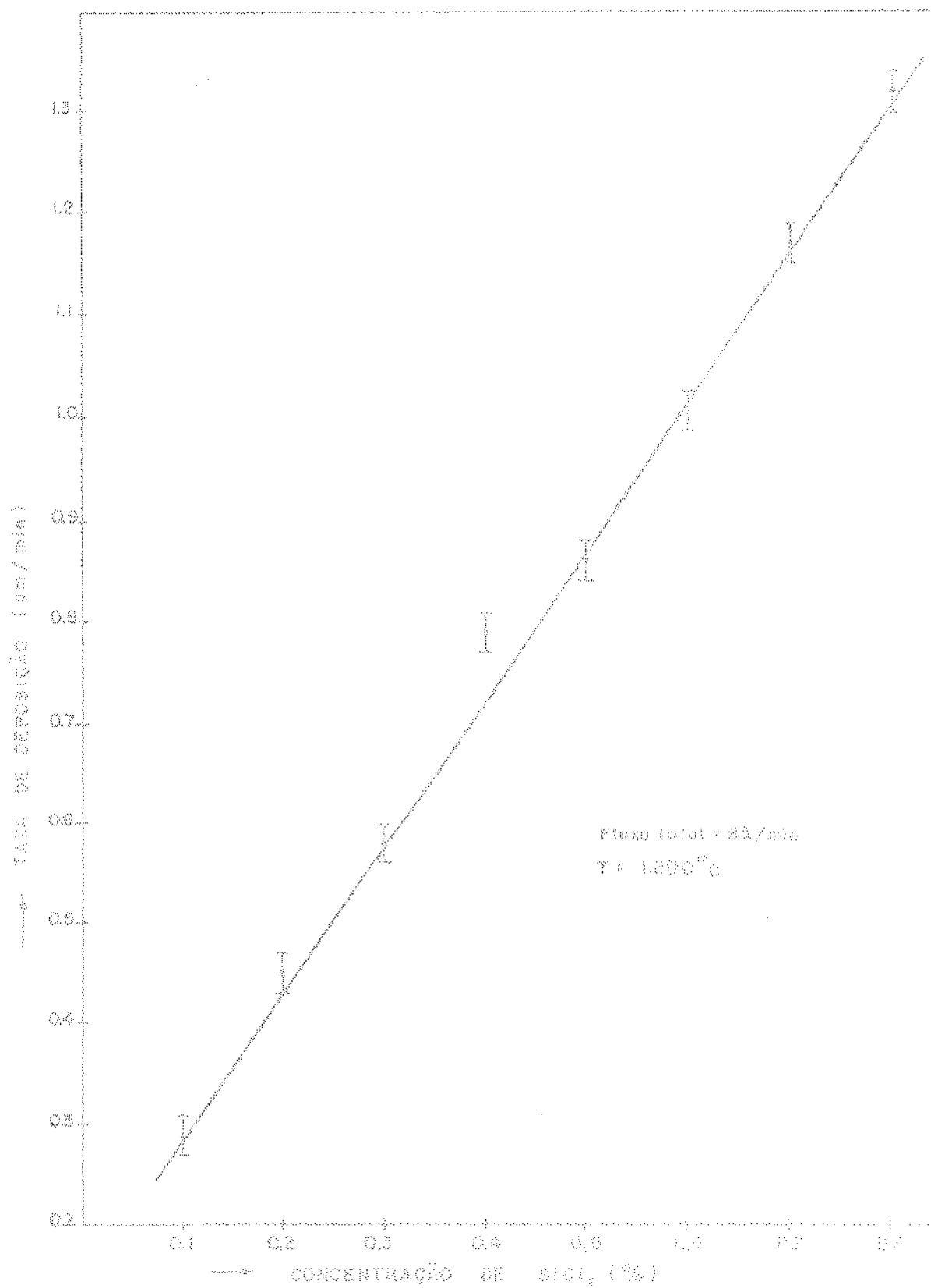


Fig. V.3.5.1 - Dependência da taxa de deposição em função da concentração de SiCl_4 .

V.3.4 - Dependência da Uniformidade de Espessura com o Fluxo Total de Gases.

Com o intuito de avaliar a uniformidade da espessura dos filmes depositados nas condições "ótimas", fizemos algumas medidas de espessura ao longo das lâminas.

A dependência da uniformidade foi verificada somente para duas concentrações de SiCl_4 (0,2% e 0,3%), com o fluxo total de gases caminhando de 5 à 8 l/min e tendo a temperatura do substrato constante (1200°C).

A espessura dos filmes ficavam compreendidas no intervalo 4-6 μm a exceção da lâmina BR-04 que tinha espessura entre 9-10 μm .

A uniformidade foi avaliada da seguinte forma:

- 1) As lâminas à serem medidas foram oxidadas para formar um óxido de $\sim 3000 \text{ \AA}$, usando a lâmina BR-04 (5000 Å).
- 2) Uma máscara no formato de xadrez (ver Fig. V.3.4.1) foi utilizada para fotografar os filmes e formar 9 degraus ao longo da lâmina.
- 3) A espessura do filme foi medida nos pontos indicados na fig. V.3.4.1.
- 4) A uniformidade, ue , foi calculada pela expressão:

$$ue = \left(\frac{9}{\sum_{i=1}^9} \cdot \frac{ua_i}{9} \right) \times 100 \quad (V.3.4.1)$$

onde:

$$ua_i = \frac{e_i - \bar{e}}{\bar{e}} \quad \text{e} \quad \bar{e} = \frac{9}{\sum_{i=1}^9} \frac{e_i}{9}$$

e_i = espessura do filme na posição i .

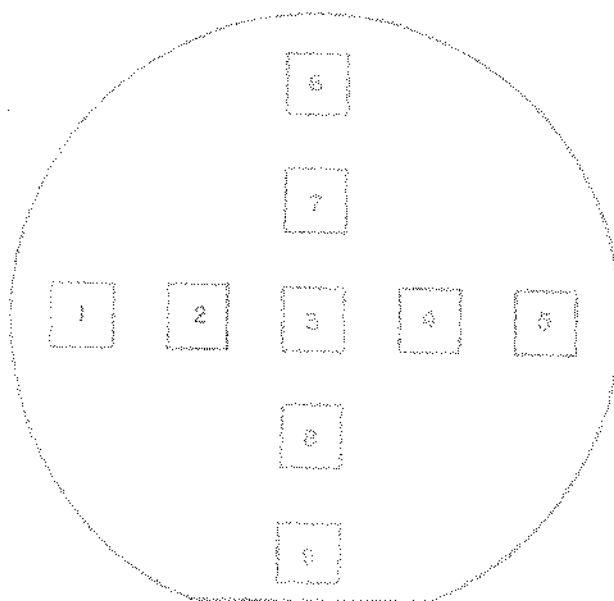


Fig. V.3.4.1 - Posições na lâmina onde as espessuras foram medidas.

Tabela V.3.4 - Dependência da uniformidade de espessura com o fluxo total de gases e com a concentração de $SiCl_4$

Lâmina	Temp. (°C)	Fluxo Total (l/min)	Conc. $SiCl_4$ (%)	Tempo (min)	Uniformidade (%)
PR-04	1200	8	2	10	10,7
PR-14	1200	8	3	10	13,2
PR-06	1200	7	2	10	24,7
PR-05	1200	7	3	10	16,8
PR-12	1200	6	2	10	18,3
PR-11	1200	6	3	10	20,7
PR-03	1200	5	2	10	27,3
PR-07	1200	5	3	10	25,3

V.3.5 - Dependência da Orientação e Tamanho dos Grãos com a Temperatura de Deposição

A orientação dos grãos dos filmes de silício policristalino foi observada pelo método de difração de raio-X.

As figs. V.3.5.1 à V.3.5.3 mostram o espectro de difração dos filmes depositados nas temperaturas de deposição de: 1100°C, 1150°C e 1200°C.

As amostras analisadas foram silício policristalino de aproximadamente 2 μm de espessura, deposição sobre óxido de silício de 500 Å. O último foi crescido termicamente sobre uma lâmina de silício do tipo <100>.

Sendo a espessura dos filmes maior que a profundidade de penetração dos raios-X empregados na medida, a estrutura do óxido de silício não é revelada.

O tamanho dos grãos dos filmes não foi possível calculá-lo pelo espectro de difração de raio-X, devido ao tamanho dos grãos ser maior que 500 Å. Assim a abertura nas linhas dos picos é devido somente ao instrumental.

As mesmas amostras foram observadas no microscópio eletrônico de varredura. As figs. V.3.5.4a à V.3.5.4c mostram as topografias da superfície dos filmes com vários aumentos.

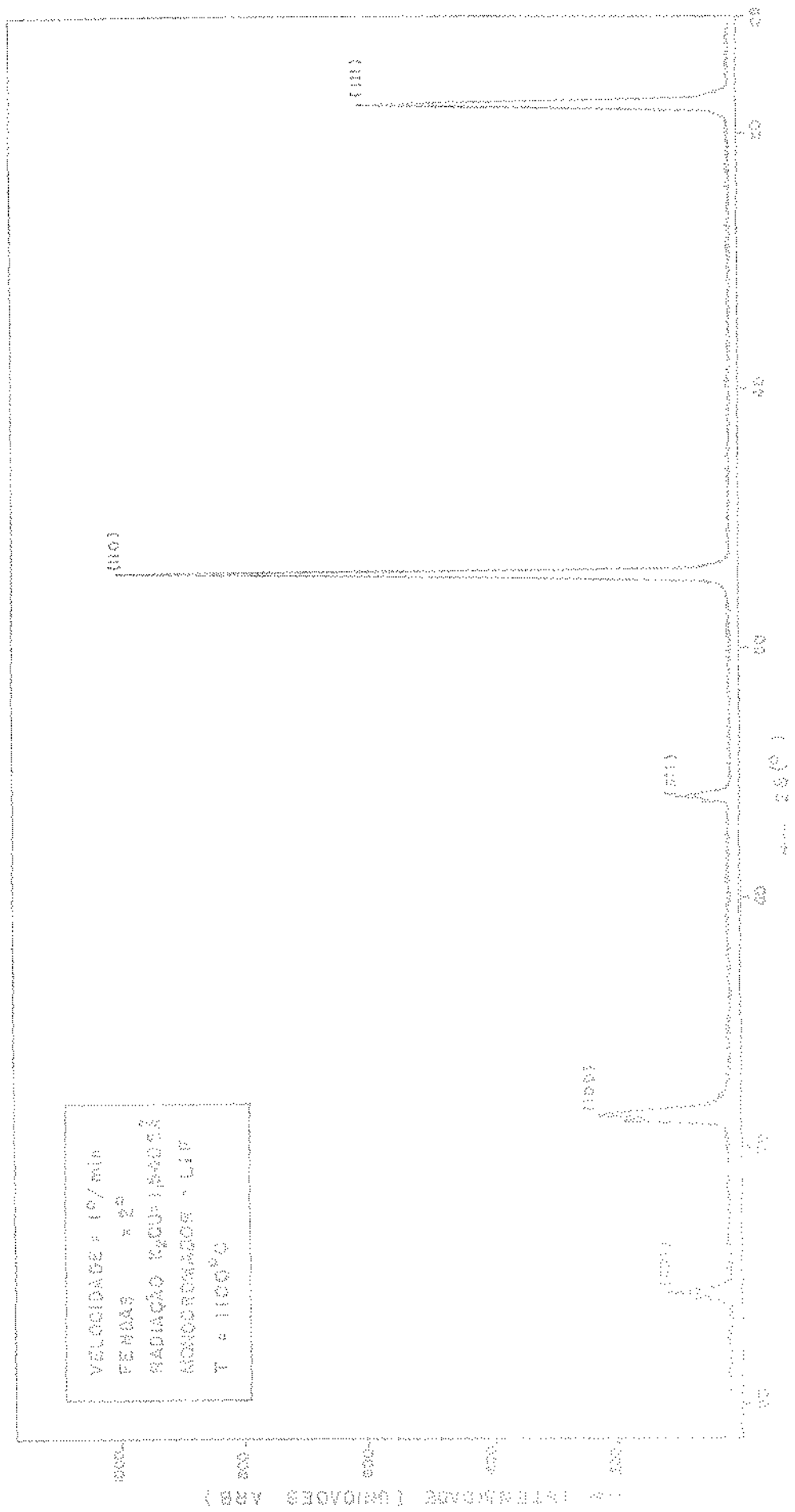
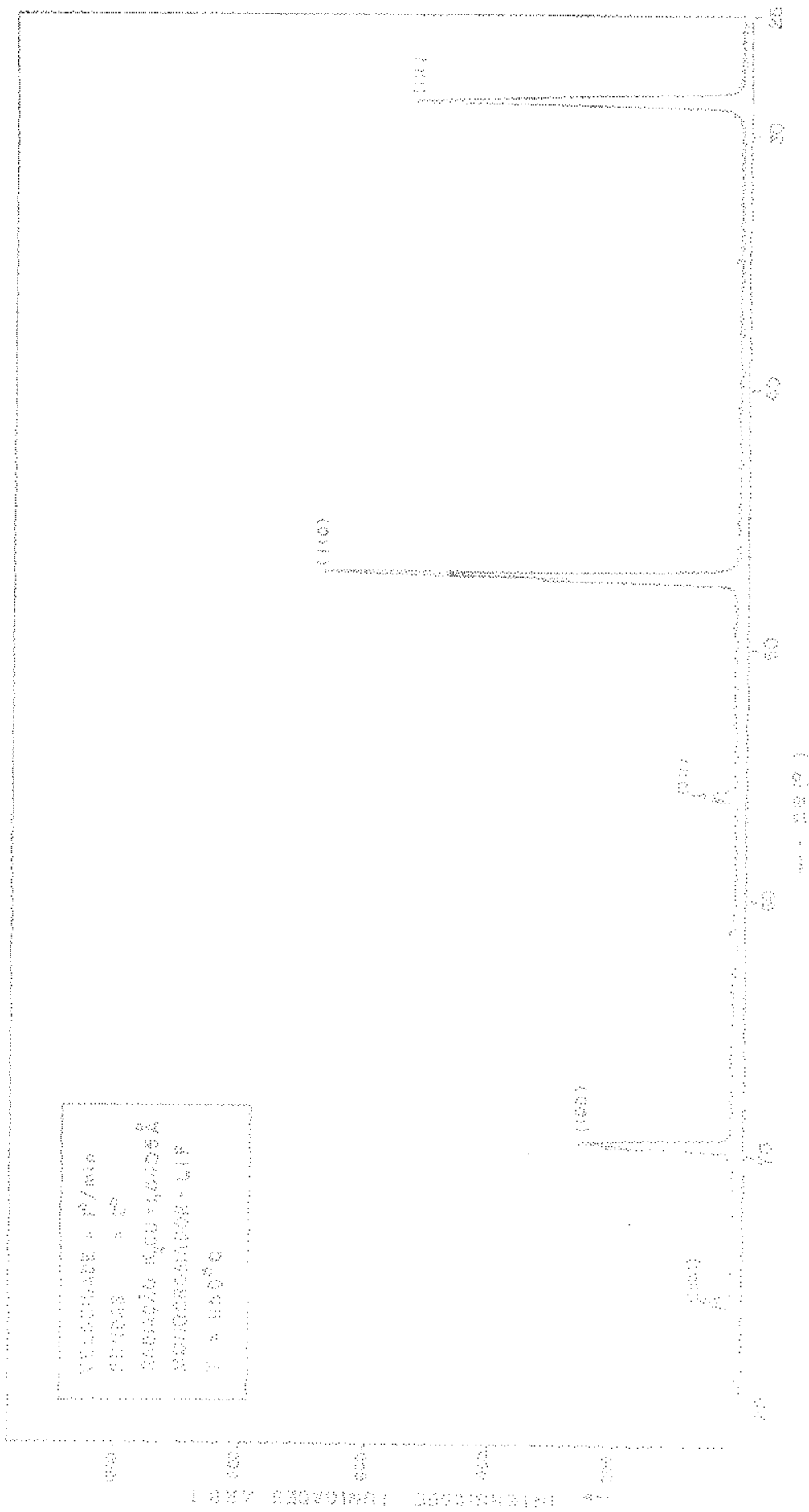


Fig. 1.1.1 - Intensity vs. difração de raios-X. Temperatura de deposição = 1100°C.

Fig. 3.3.3.3. Diagrama de difração de raios-X. Temperatura de deposição = 1150°C



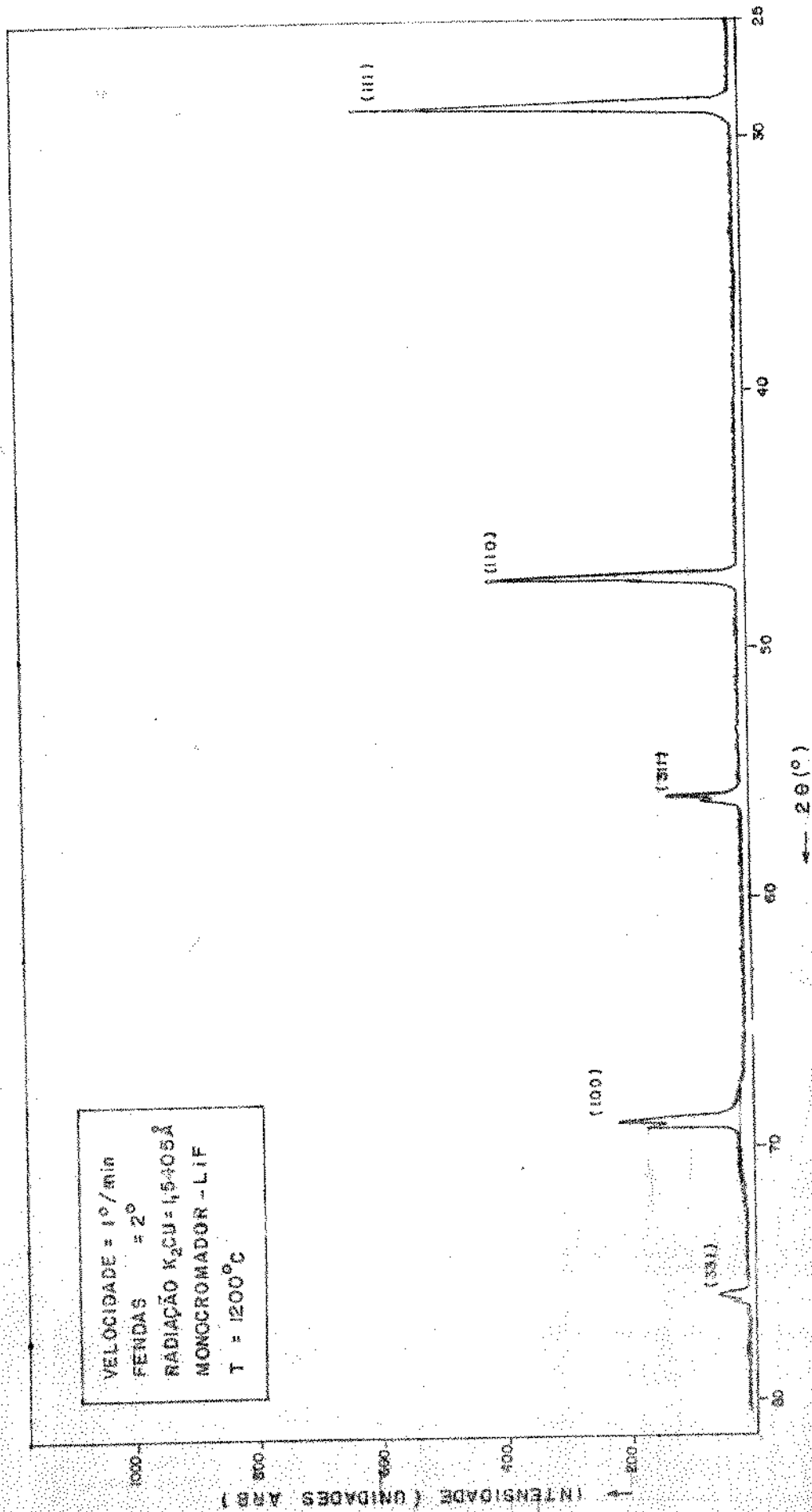
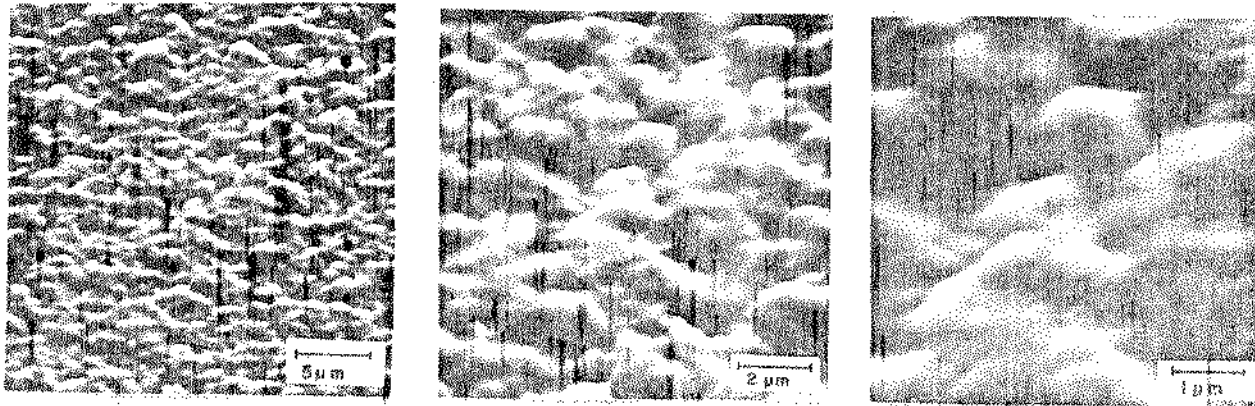
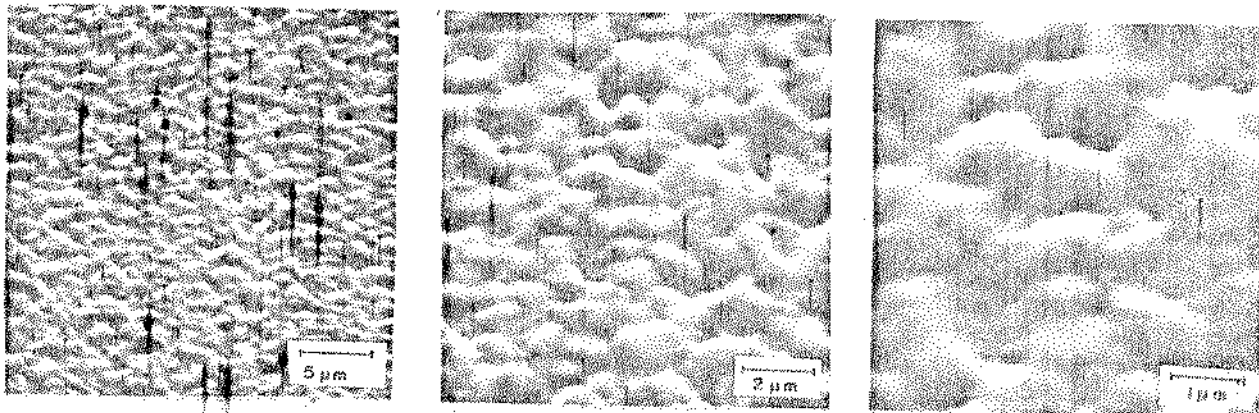


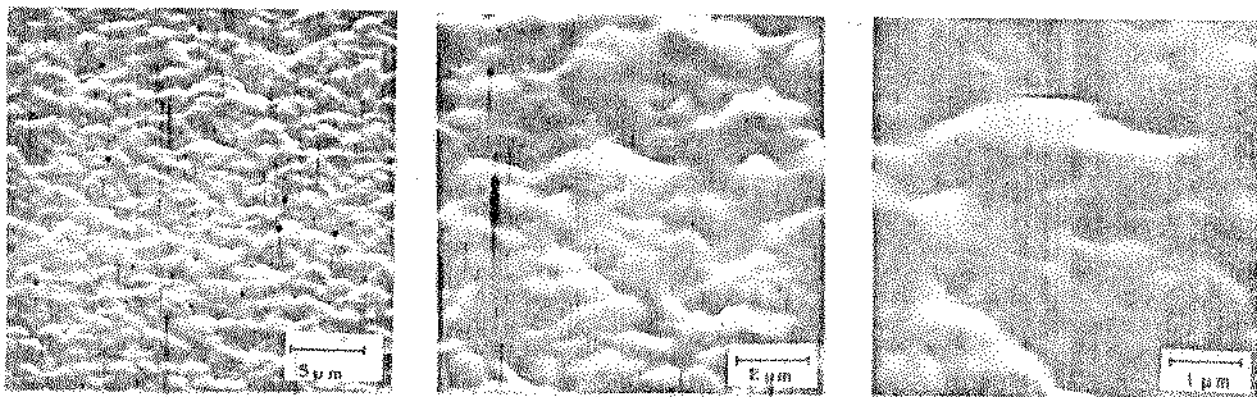
Fig. V.3.5.3 - Espectro de difração de raios-X. Temperatura de deposição = 1200°C.



a) 1100°C



b) 1150°C



c) 1200°C

Fig. V.3.5.4 - Réplicas das superfícies dos filmes de silício policristalino sobre óxido de silício.

V.4. Propriedades dos Filmes

V.4.1 - Resistividade

A resistividade dos filmes foi medida para as amostras dopadas com fósforo, e para os chips da pastilha de teste.

Foi, ainda, investigada a dependência da resistência de folha com o tempo de ataque dos filmes, ou de uma forma indireta, da espessura do mesmo.

A tabela V.4.1.1 mostra os valores da resistência de folha e da resistividade tanto para os filmes de silício policristalino como para as lâminas de silício tipo P, <100> e resistividade de 1 - 1,5 Ω cm.

As amostras foram dopadas de acordo com o procedimento descrito na seção III.5.

Os valores de profundidade de junção foram obtidos por desbaste em ângulo de acordo com a IEP MD-008.

As espessuras dos filmes foram medidas com a técnica descrita na seção IV.4.4 e os valores de resistência de folha foram obtidos com a técnica de quatro pontas descrita na seção IV.4.1.

A fig. V.4.1.1 mostra a dependência da resistência de folha para os filmes de polisilício e lâminas de silício monocristalino deposição, t_d .

A fig. V.4.1.2 mostra a dependência da resistência de folha para os filmes de silício policristalino com o tempo de penetração, t_p , tendo como parâmetro o tempo de deposição, t_d .

A fig. V.4.1.3 mostra a dependência da resistência de fo

Tabela V.4.1.1.1 - Resistência de folha e resistividade.

Amostra	Filme	Temp. Deposição (°C)	Temp. Pene- tração (°C)	Tempo de Deposição, t _d (min)	Tempo de Pene- tração, t _p (min)	t _d ^{1/2} (min) ^{1/2}	t _p ^{1/2} (min) ^{1/2}	Profundidade de Junção (μm±0,13)	Espessura (μm±0,05)	Resistência de Folha (Ω/□)	Resistividade (Ω.cm)×10 ⁻²
P1	Poly	900	-	9	-	3	-	-	2,1	158,5	3,33
M1	Mono	900	-	9	-	3	-	-	-	90,6	-
P2	Poly	900	-	15	-	3,87	-	-	2,0	117,5	2,35
M2	Mono	900	-	15	-	3,87	-	-	-	63,3	-
P3	Poly	900	-	25	-	5	-	-	1,9	67,9	1,29
M3	Mono	900	-	25	-	5	-	-	-	39,8	-
P11	Poly	900	1000	9	25	3	5	-	2,1	394,1	8,27
M11	Mono	900	1000	9	25	3	5	0,27	-	154,0	0,42
P12	Poly	900	1000	9	60	3	7,74	-	2,1	362,4	7,61
M12	Mono	900	1000	9	60	3	7,74	0,40	-	163,0	0,65
P13	Poly	900	1000	9	144	3	12	-	2,1	407,7	8,47
M13	Mono	900	1000	9	144	3	12	0,68	-	154,0	0,42
P21	Poly	900	1000	15	25	3,87	5	-	2,0	294,4	5,88
M21	Mono	900	1000	15	25	3,87	5	0,40	-	135,9	0,54
P22	Poly	900	1000	15	60	3,87	7,74	-	2,0	317,1	6,34
M22	Mono	900	1000	15	60	3,87	7,74	0,68	-	135,9	0,92
P23	Poly	900	1000	15	144	3,87	12	-	2,0	226,5	4,53
M23	Mono	900	1000	15	144	3,87	12	0,81	-	140,4	1,14
P31	Poly	900	1000	25	25	5	5	-	1,9	226,5	4,30
M31	Mono	900	1000	25	125	5	5	0,27	-	110,9	0,30
P32	Poly	900	1000	25	60	5	7,74	-	1,9	181,2	3,44
M32	Mono	900	1000	25	60	5	7,74	0,54	-	106,4	0,57
P33	Poly	900	1000	25	144	5	12	-	1,9	126,8	2,41
M33	Mono	900	1000	25	144	5	12	0,81	-	101,9	0,82

lha para as lâminas de silício monocristalino com o tempo de penetração, t_p , tendo como parâmetro o tempo de deposição, t_d .

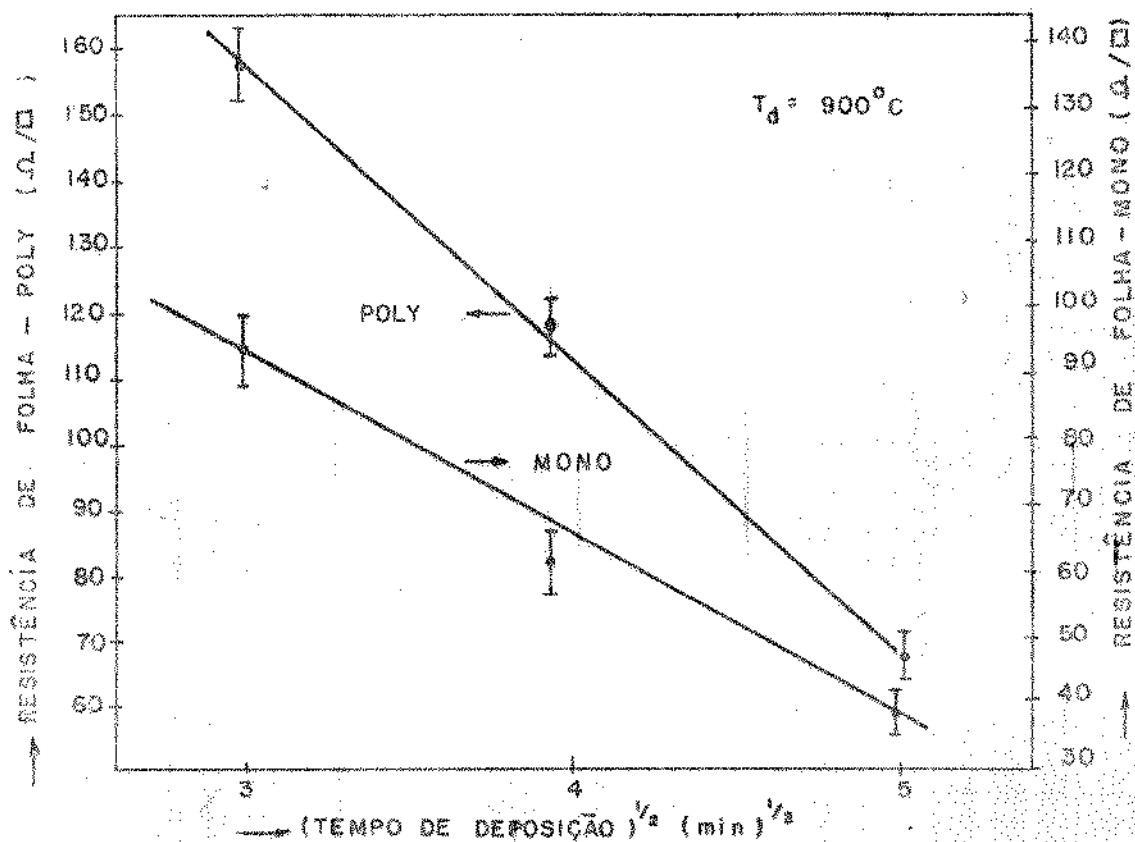


Fig. V.4.1.1 - Dependência da resistência de folha e da resistividade com $t_d^{1/2}$.

Dependência da resistividade com a espessura do filme.

As amostras P21 à P23 foram atacadas com uma mistura de ácido nítrico (HNO_3) e fluoreto de amônio (NH_4F) na proporção de $\text{NH}_4\text{F}/\text{HNO}_3:1/40$ em intervalos de tempo de 30 segundos. Após cada ataque mediu-se a resistência de folha das amostras pelo método das quatro pontas.

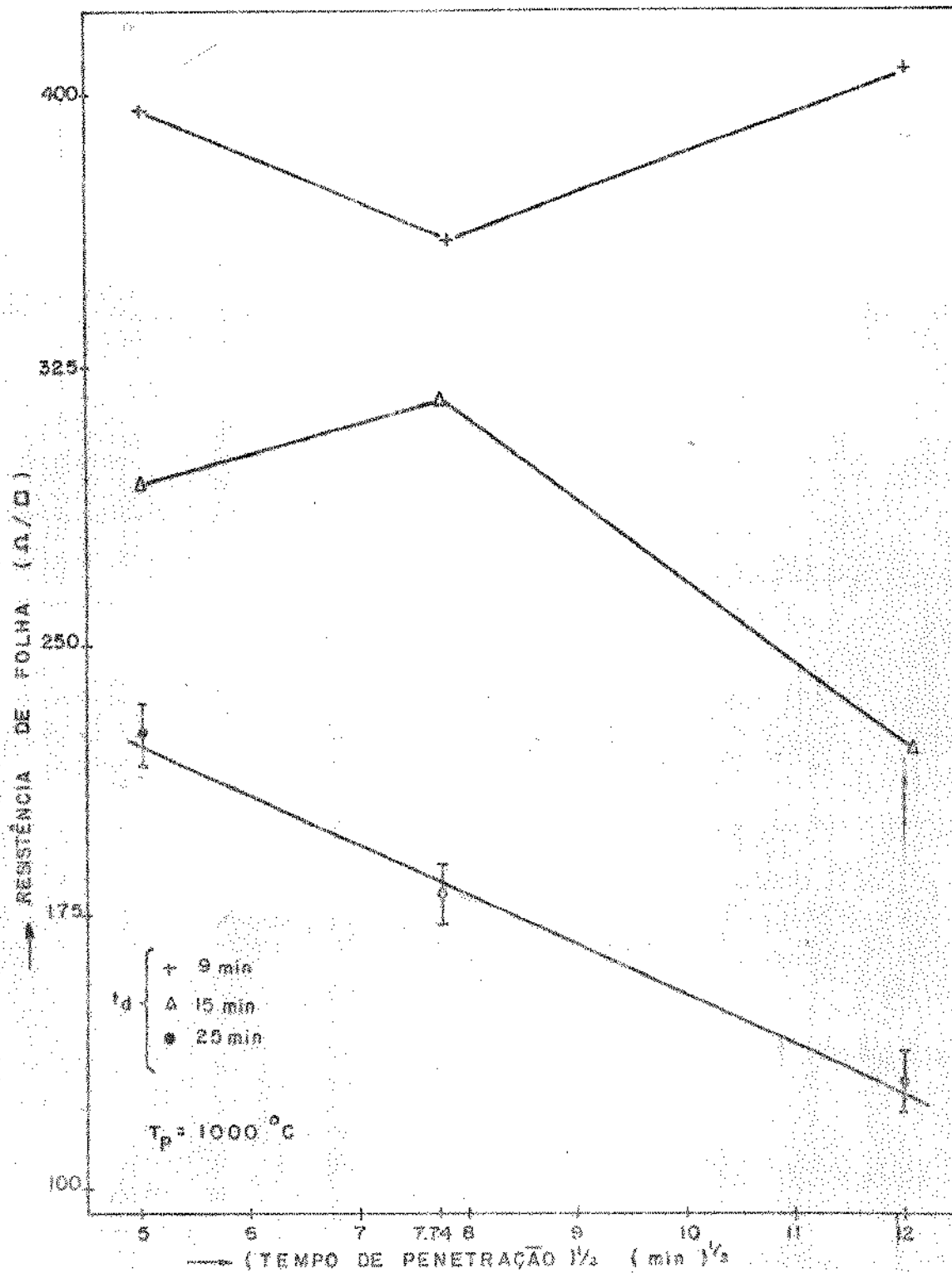


Fig. V.4.1.2 - Dependência da resistência de folha dos filmes de silício policristalino com os tempos de penetração e deposição.

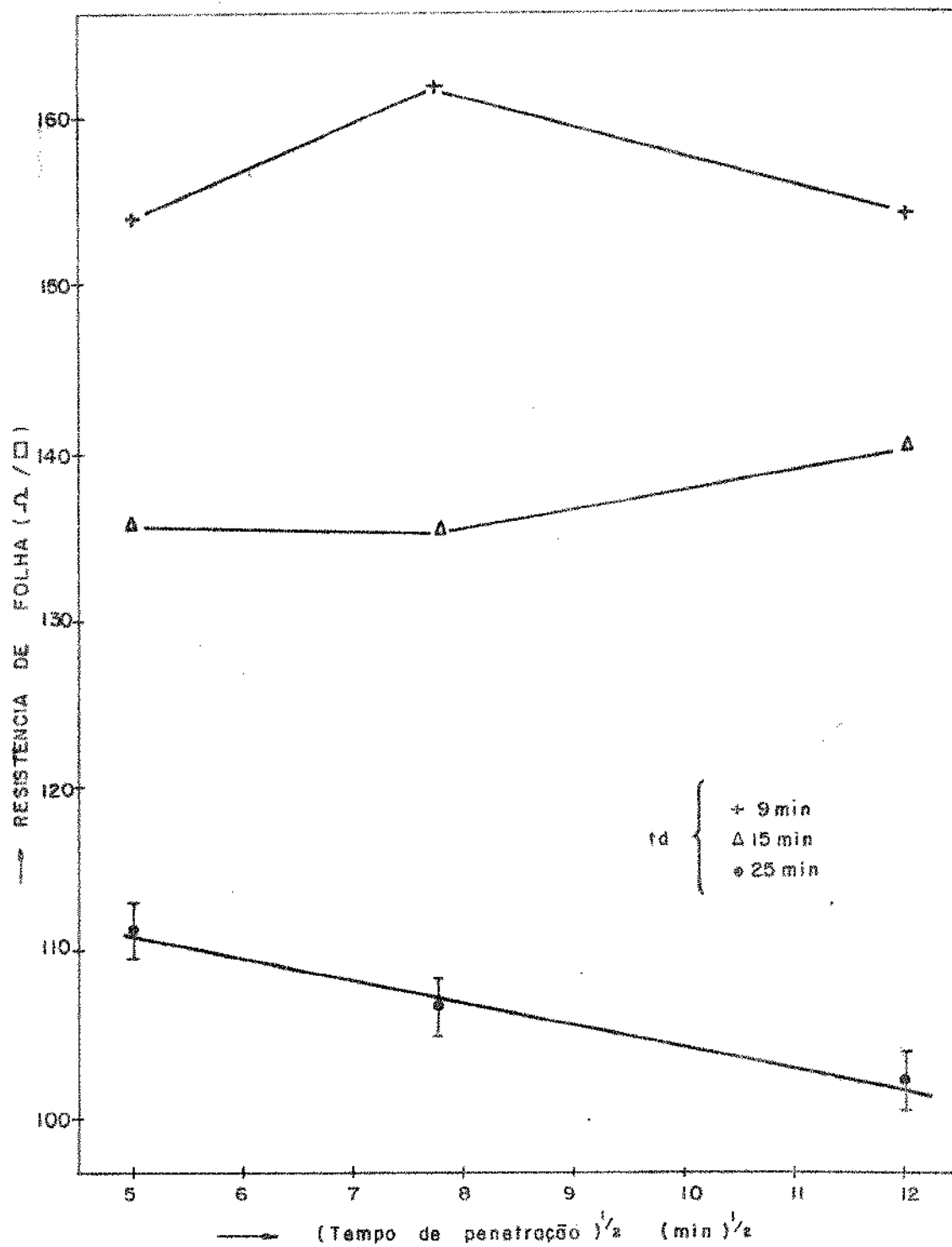


Fig. V.4.1.3 - Dependência da resistência de folha das lâminas de silício monocristalino com os tempos de penetração e deposição.

A taxa de ataque nos filmes de silício policristalino com a mistura $\text{NH}_4\text{F} + \text{HNO}_3$ era conhecida (veja seção (V.4.5) e igual a $0,16 \pm 0,02 \text{ } \mu\text{m}/\text{min.}$

A tabela V.4.1.2 reúnem os resultados obtidos ao longo desta investigação.

A fig. V.4.1.4 mostra um gráfico de $[\bar{\rho}(x)]^{-1}$ com x , onde estes são definidos como:

$$\bar{\rho}(x) = R \cdot (t - x) \quad e$$

$$R = 4,35 \cdot \frac{V}{I}$$

onde:

- R = resistência de folha.
- x = espessura do filme removida no ataque químico
- t = espessura do filme antes do ataque químico
- $\bar{\rho}(x)$ = resistividade do filme após um ataque de $x \mu\text{m}$ na espessura.

- Resistência de folha ao longo da lâmina

A Tabela V.4.1.3 mostra a resistência de folha do filme de silício policristalino medida através da estrutura de Van Der Pauw contida em nossa pastilha de teste.

Os valores das resistências de folha das regiões difundidas (N^*), também são mostrados nessa tabela. Esses valores foram obtidos através da estrutura de Van Der Pauw modificada.

Estas estruturas foram construídas durante o processo de fabricação dos transistores MOS com porta de silício. Este processo está descrito na seção IV.3.

Tabela V.4.1.1.2- Condutividade em função da espessura do filme sob sucessivos ataques químicos

		$V/I / (\bar{\rho}(x))^{-1} \text{ (}\Omega/\Omega/\text{cm)}$										
Esp. Corrosão da amostra (μm)	0	0,08	0,16	0,24	0,32	0,40	0,48	0,56	0,64	0,72		
P21	65	87	120	160	220	265	400	650	*	-		
	16,9	13,2	10,0	7,8	5,9	5,2	3,6	2,3	-	-		
P22	70	80	100	140	200	250	360	540	840	*		
	15,8	14,4	12,0	8,9	6,6	5,8	4,0	2,8	1,9	-		
P23	50	51	55	65	83	100	135	185	270	360		
	22,0	22,5	21,8	19,3	15,8	13,8	11,7	8,3	6,0	4,8		

Observação: Espessura do filme, $t = 2 \pm 0,1 \mu\text{m}$

Taxa de ataque = $0,16 \pm 0,02 \mu\text{m}$

$$[\bar{\rho}(x)]^{-1} = [4,53 V/I (t - x)]^{-1}$$

* $V/I > 1K\Omega$

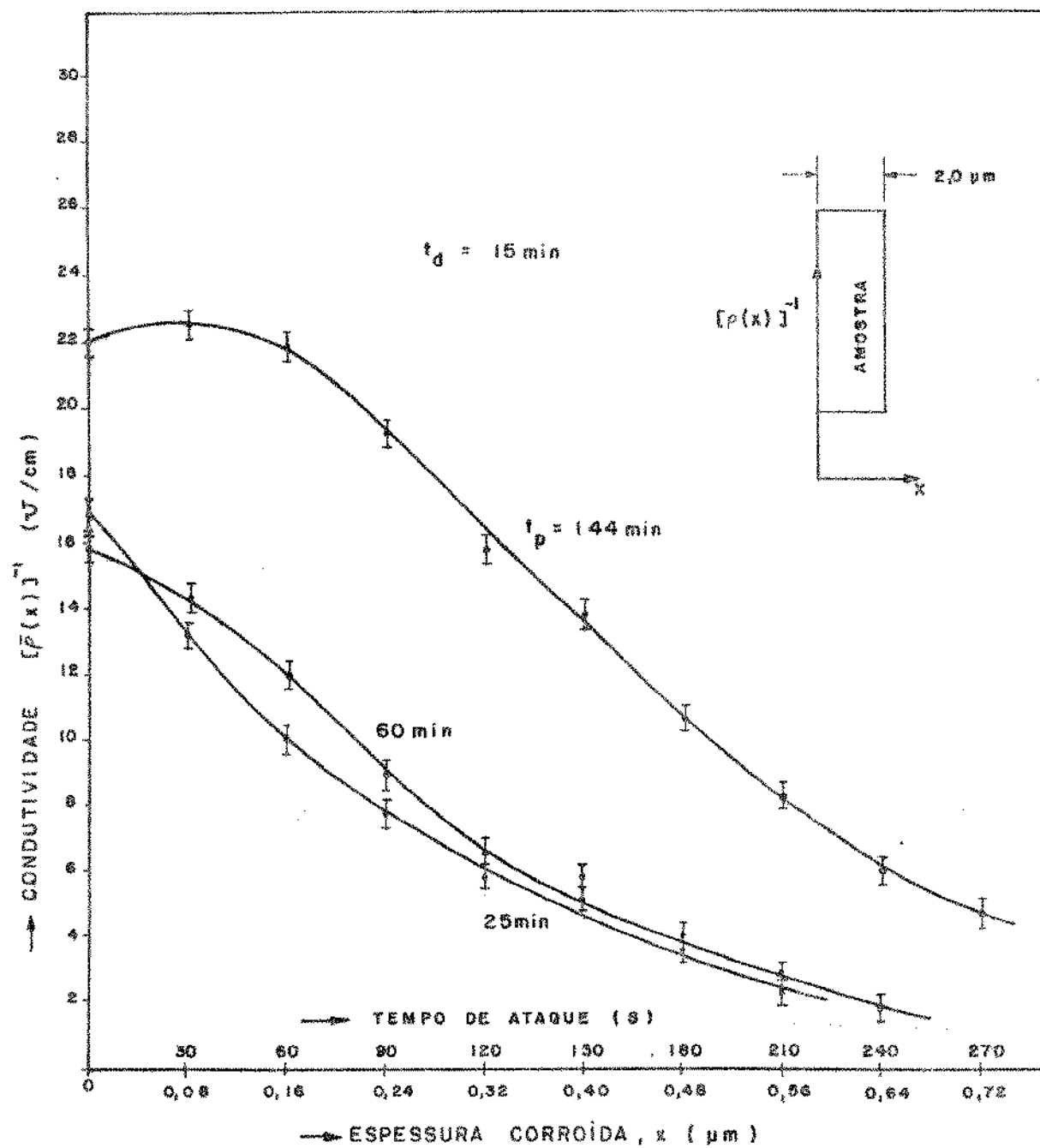


Fig. V.4.1.4 - Condutividade dos filmes de silício policristalino versus espessura corroída.

Tabela V.4.1.3 - Resistência de folha ao longo da pastilha de teste.

CHIP	Poly	N ⁺	±I = 0,1 mA		±nI = 1 mA
	R _S (Ω/□)	R _S (Ω/□)	F _A (%)	F _O (%)	F _L (%)
12	129	117	1,89	0,01	0,35
22	160	95	0,42	0,18	0,28
32	170	97	3,95	0,14	0,32
42	157	106	3,28	0,11	0,31
23	165	93	0,82	0,00	0,30
33	173	131	3,08	0,04	0,31
14	91	72	0,79	0,05	0,29
24	122	75	2,89	0,02	0,29
34	132	102	1,17	0,05	0,30
44	114	72	3,16	0,43	0,08
54	82	64	4,38	0,11	0,27
15	74	58	3,84	0,06	0,54
25	67	47	0,67	0,03	0,27
35	75	69	5,64	0,06	0,48
45	65	41	0,55	0,07	0,27
55	46	28	2,05	0,05	0,29

As técnicas de medidas de resistência de folha com as estruturas acima estão descritas no capítulo IV.

A fig. V.4.1.3 mostra o mapeamento da resistência de folha sobre a pastilha de teste.

A fig. V.4.1.4 mostra um gráfico da resistência de folha de silício policristalino $R_S(\text{Poly})$ versus a resistência de folha das regiões difundidas, $R_S(N^+)$.

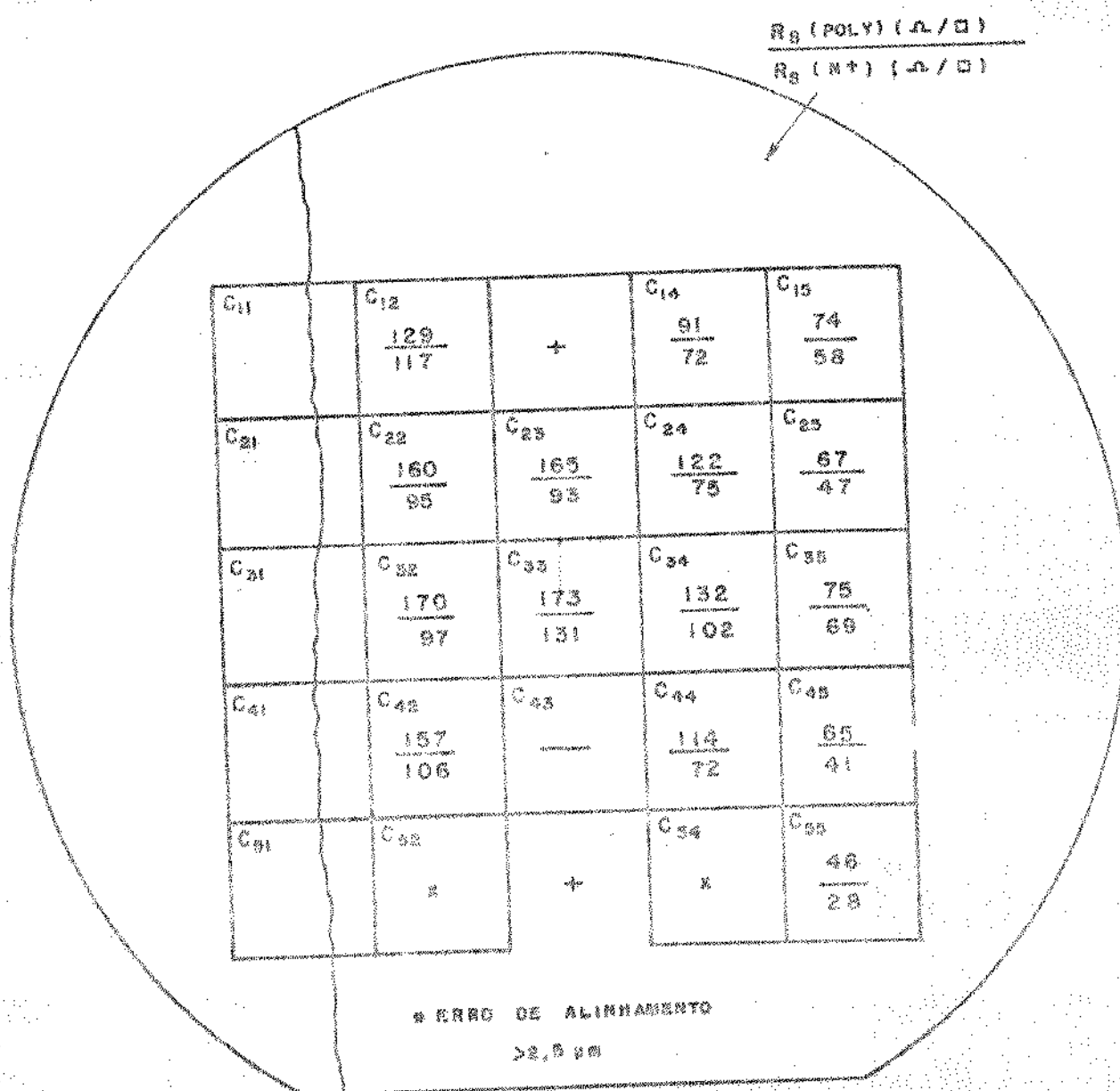


Fig. V.4.1.3 - Mapeamento da resistência de folha para silício policristalino, $R_S(\text{Poly})$, e para as regiões difundidas $R_S(N^+)$.

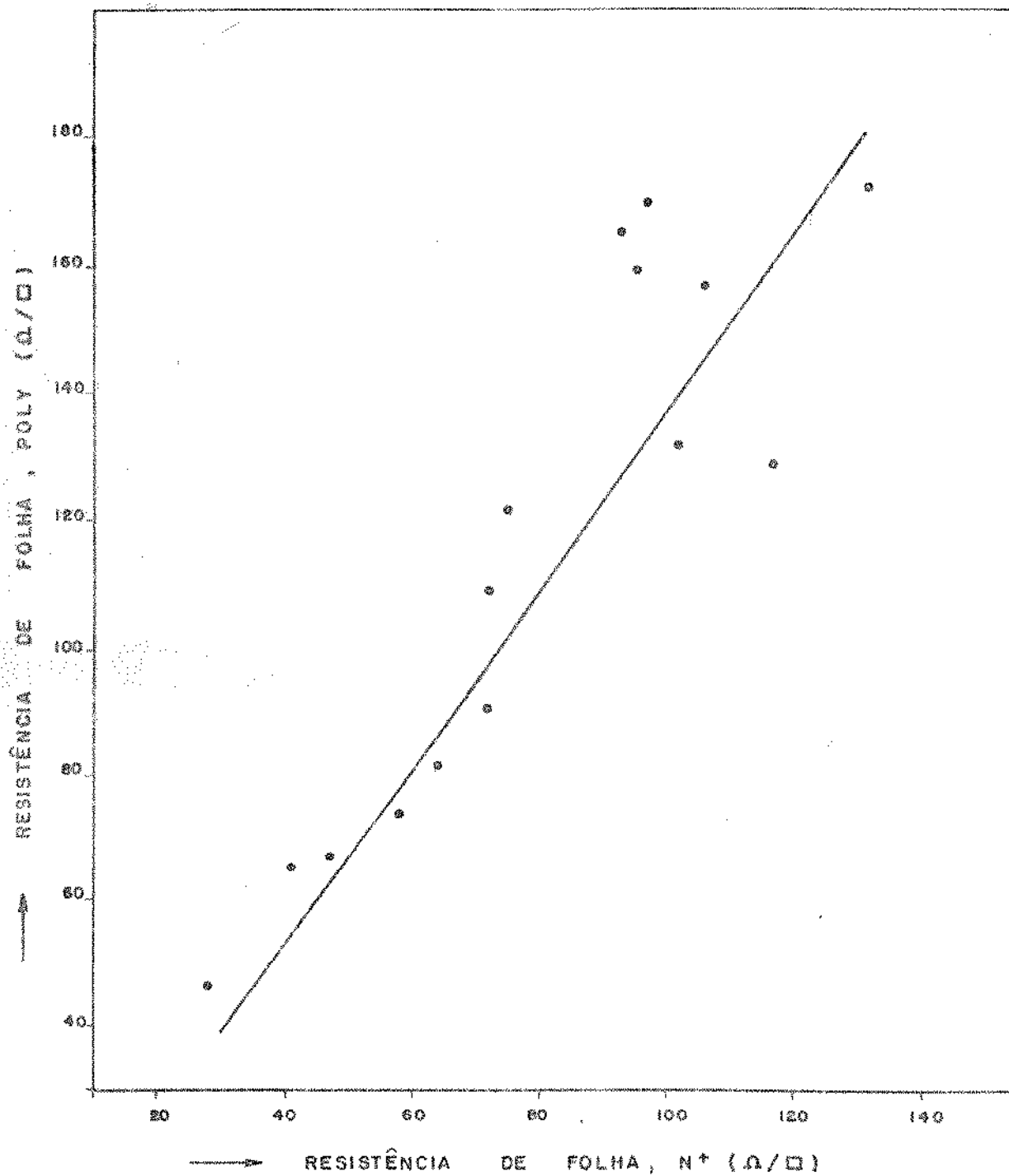


Fig. V.4.1.4 - Resistência de folha do silício policristalino versus resistência de folha das regiões difun-
didas.

V.4.2 - Resistência de Contato Si^P/Al

A tabela V.4.2.1 reúne os valores das resistências de contato da interface silício policristalino e alumínio ao longo da pastilha de teste. Estes valores foram obtidos com o método TLM descrito na seção IV.4.2.

As dimensões de máscara dos contatos são de 10x20 μm .

A fig. V.4.2.1 mostra a distribuição das resistências de contato ao longo da pastilha de teste.

Tabela V.4.2.1 - Resistência de contato da interface Si^P/Al

CHIP	I = 1 mA		$\ell_1 = 70\mu\text{m}$	$\ell_2 = 440\mu\text{m}$	$W_e = \text{Ver tab.V.4.4.1}$	
	V_1 (mV)	V_2 (V)	R_1 (Ω)	R_2 (Ω)	R_S (Ω/\square)	R_C (Ω)
12	354	1,985	354	1,985	137	117,3
22	437	2,294	437	2,294	166	150,6
23	570	2,698	570	2,698	184	207,1
33	627	2,826	627	2,826	182	233,0
14	106	0,926	106	926	69	23,0
24	388	1,888	388	1,888	125	139,1
34	534	2,204	534	2,204	137	205,9
44	585	1,463	585	1,463	72	260,4
25	170	1,030	170	1,030	68	53,5
35	253	1,272	253	1,272	81	89,2
45	126	1,978	126	978	66	31,8

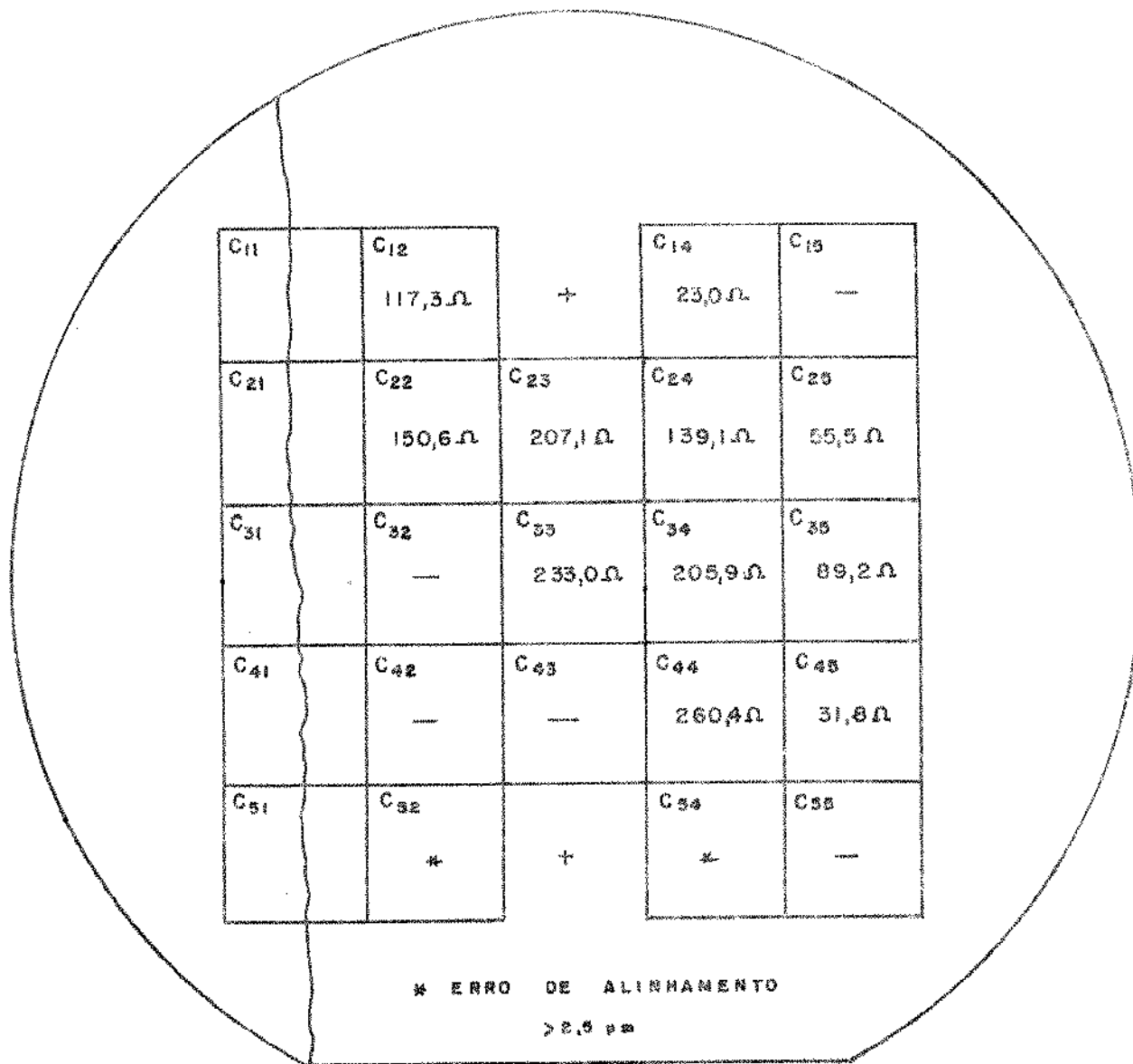


Fig. V.4.2.1 - Espalhamento dos valores das resistências de contato na pastilha de teste.

V.4.3 - Qualidade do contato Si^p/Al

A fig. V.4.3.1 mostra a distribuição na pastilha de teste das estruturas de cadeia de contatos que tinham continuidade elétrica.

As figs. V.4.3.2 à V.4.3.5 mostram as curvas IxV das cadeias de contato.

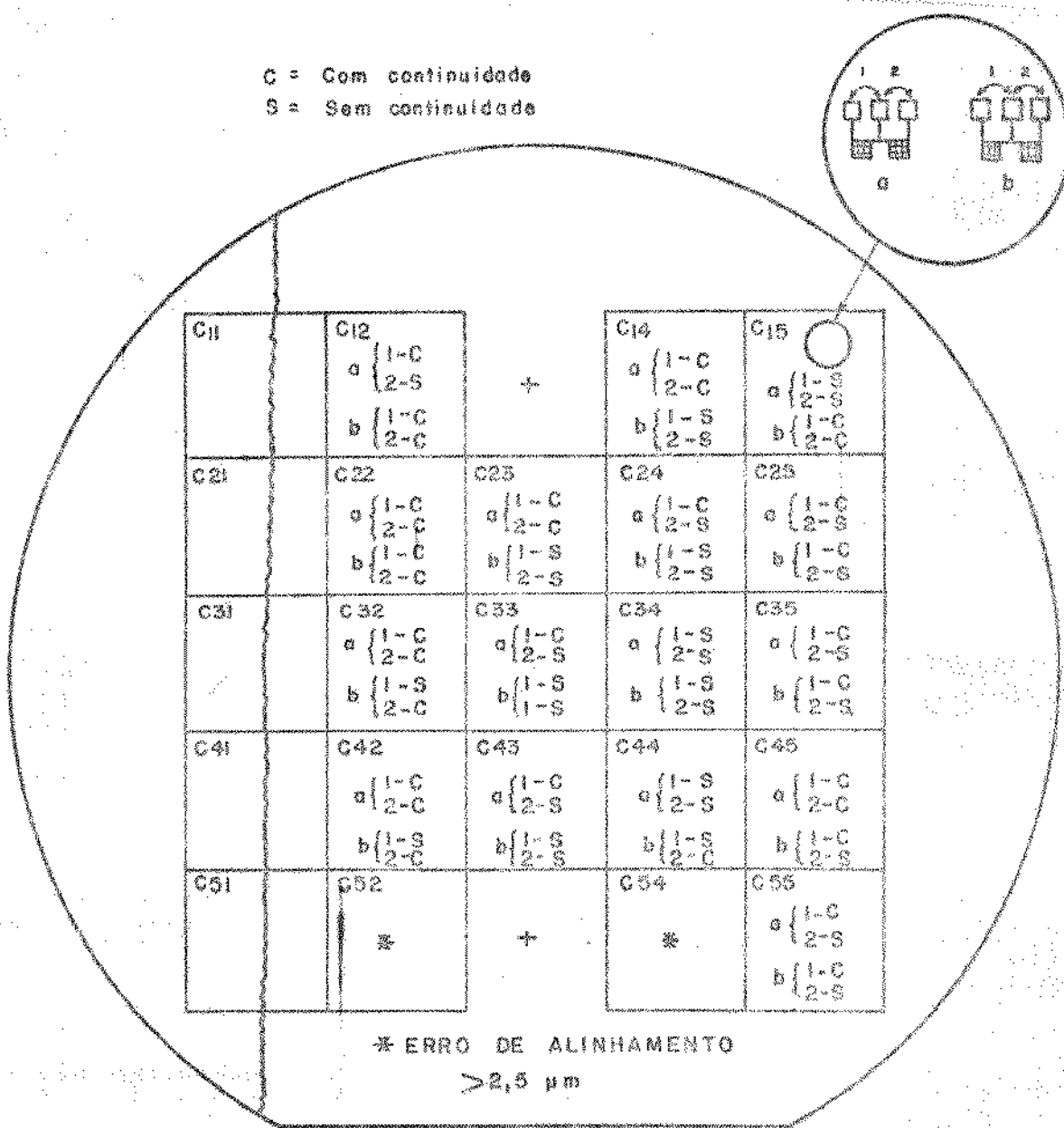


Fig. V.4.3.1 - Distribuição na pastilha de teste das estruturas de cadeia de contato com continuidade elétrica.

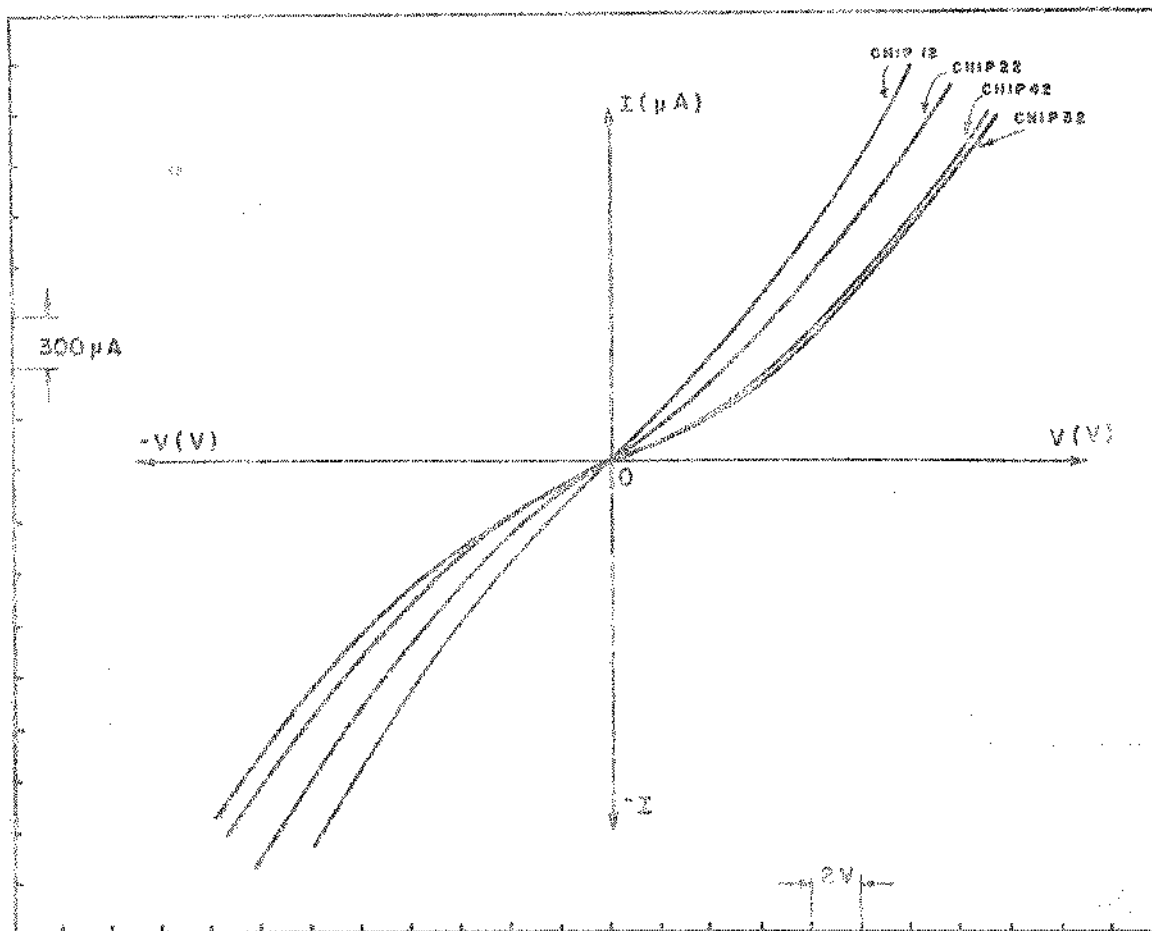


Fig. V.4.3.2 - Curvas $I \times V$ Chip, 12, 22, 32 e 42.

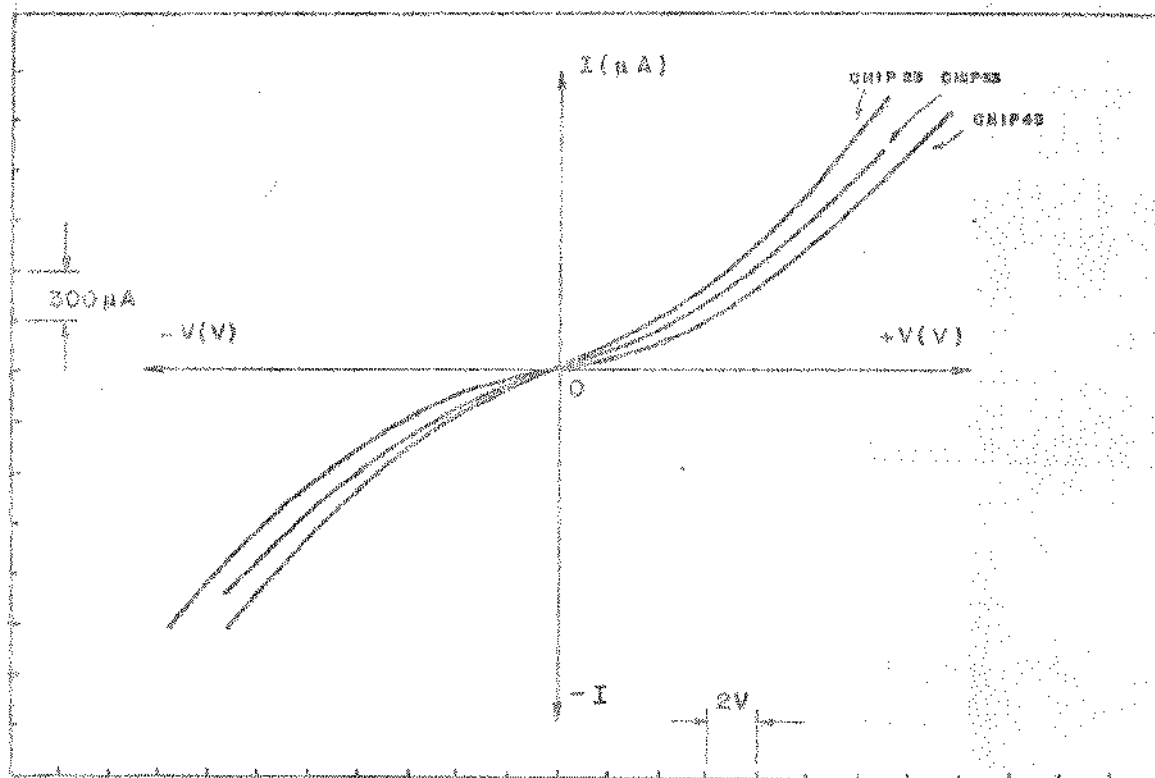


Fig. V.4.3.3 - Curvas $I \times V$, Chip, 23, 33 e 43.

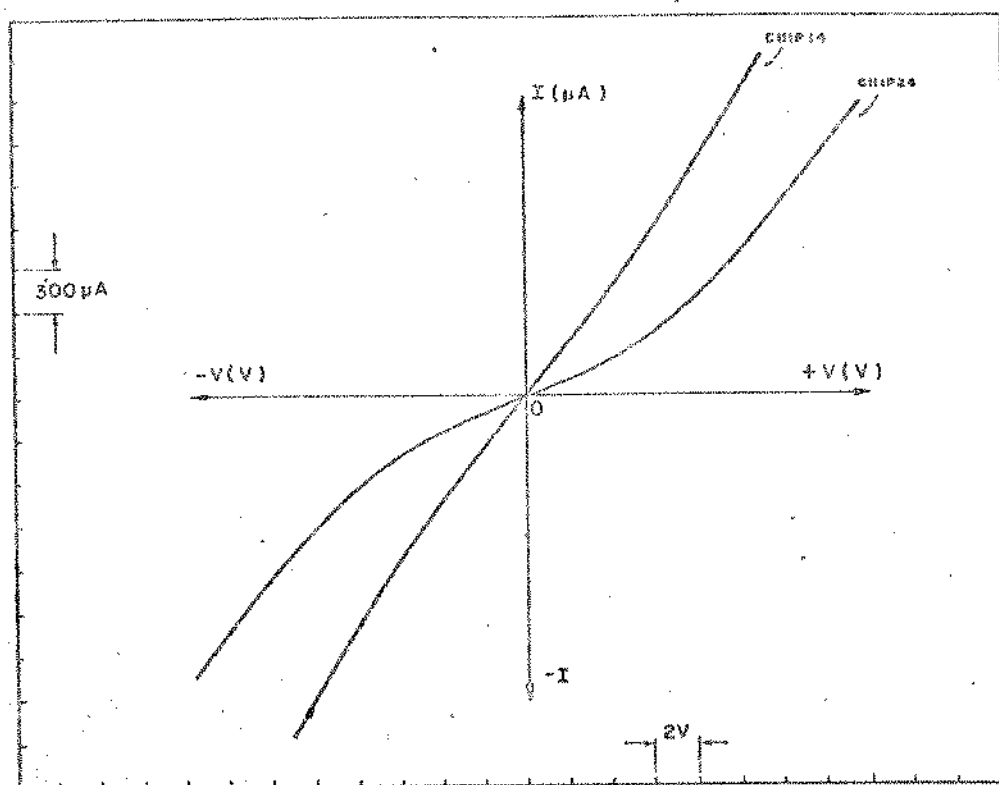


Fig. V.4.3.4 - Curvas $I \times V$, Chips, 14 e 24.

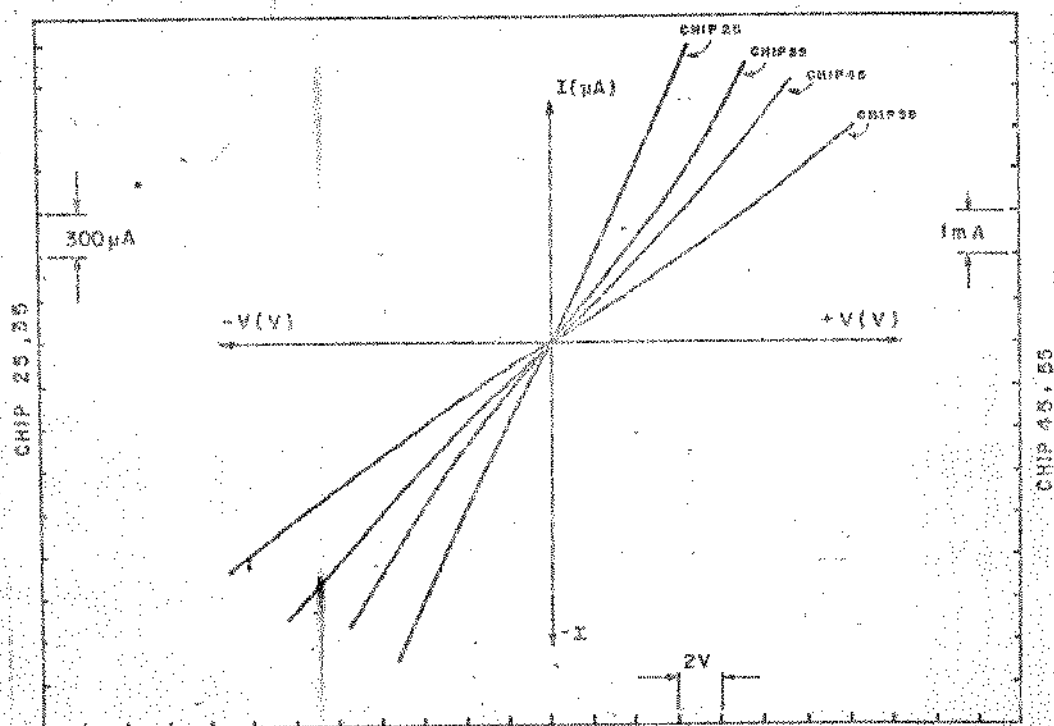


Fig. V.4.3.5 - Curvas $I \times V$, Chips, 25, 35, 45 e 55.

V.4.4 - Largura Efetiva da Linha de Silício Policristalino

A tabela V.4.4.1 reúne os valores da largura efetiva das linhas de silício policristalino. Estes valores foram obtidos com a estrutura de Van Der Pauw modificada e o método está descrito na seção IV.4.4.

A fig. V.4.4.1 mostra a distribuição desses valores ao longo da pastilha de teste.

Tabela V.4.4.1 - Largura efetiva da linha de silício policristalino

CHIP	R(±) (Ω)	R [*] (±) (KΩ)	R _S (Ω/□)	W _E (μm)
12	26,9	1,76	122	34,6
22	33,1	2,05	150	36,6
32	35,9	2,24	163	36,4
42	33,5	2,16	152	35,2
23	35,6	2,27	161	35,5
33	39,2	2,60	177	34,0
43	35,1	2,31	159	34,4
14	18,1	1,19	82	34,4
24	27,4	1,81	124	34,2
34	30,1	2,02	136	33,6
44	27,1	1,83	123	33,6
25	15,5	1,07	70	32,7
35	17,9	1,23	81	32,9
45	16,2	1,11	73	32,8
55	11,2	0,82	51	31,1

Obs. $L_p = 500 \mu\text{m}$ $R_S = 4,532 R(\pm)$
 $W_{\text{máscara}} = 30 \mu\text{m}$

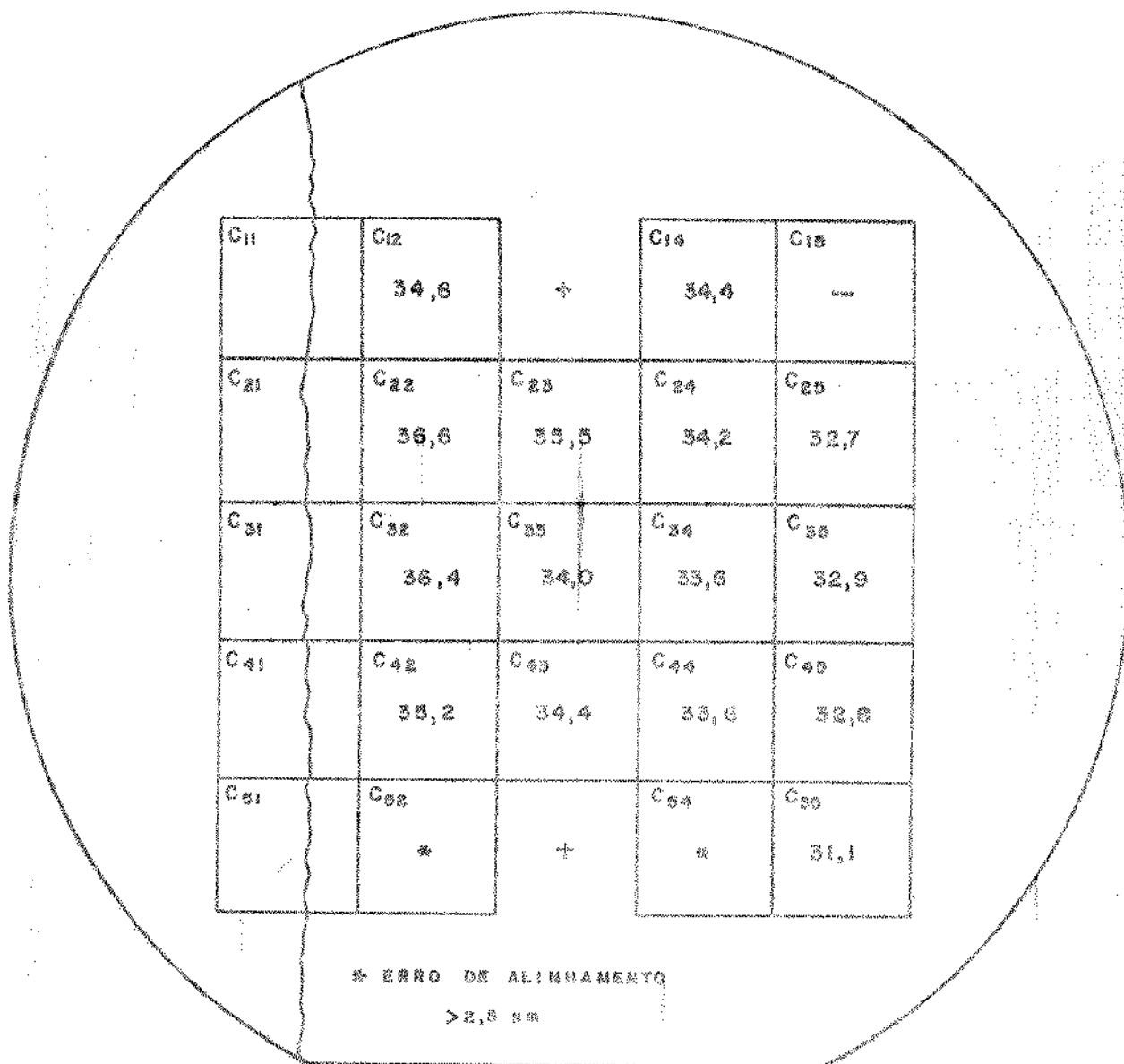


Fig. V.4.4.1 - Distribuição dos valores da largura efetiva da linha de silício policristalino ao longo da lâmina.

V.4.5 - Ataque Químico

Os filmes de silício policristalino e também os com óxido de silício foram sujeitos a uma corrosão química conforme o procedimento descrito na seção IV.4.5.

Os valores das taxas de ataque em ambos os filmes estão mostrados na tabela V.4.5.1.

As figs. V.4.5.1 e V.4.5.2 mostram, respectivamente, a taxa de ataque químico no polisilício, e no óxido e, a seletividade do ataque.

Tabela V.4.5.1 - Taxas de ataque químico no polisilício e no óxido e, a seletividade do ataque.

Amostra	Filme	Razão $\text{NH}_4\text{F}/\text{HNO}_3$	Volume da Solução (ml)	Profund.		Tempo do Ataque (min)	Taxa de Ataque	Seleti- vidade
				Poly (μm) $\pm 0,5$	Óxido (\AA) ± 200			
PO1	Poly	1/10	55	9,1	-	14	0,65 $\mu\text{m}/\text{min}$	10,4
OX1	Óxido	1/10	55	-	2730	8	334 $\text{\AA}/\text{min}$	
PO2	Poly	1/20	105	10,3	-	25	0,41 $\mu\text{m}/\text{min}$	15,0
OX2	Óxido	1/20	105	-	2730	10	273 $\text{\AA}/\text{min}$	
PO3	Poly	1/30	155	8,5	-	44	0,19 $\mu\text{m}/\text{min}$	13,9
OX3	Óxido	1/30	155	-	1355	10	136 $\text{\AA}/\text{min}$	
PO4	Poly	1/40	205	10,8	-	68	0,16 $\mu\text{m}/\text{min}$	23,5
OX4	Óxido	1/40	205	-	1365	20	68 $\text{\AA}/\text{min}$	

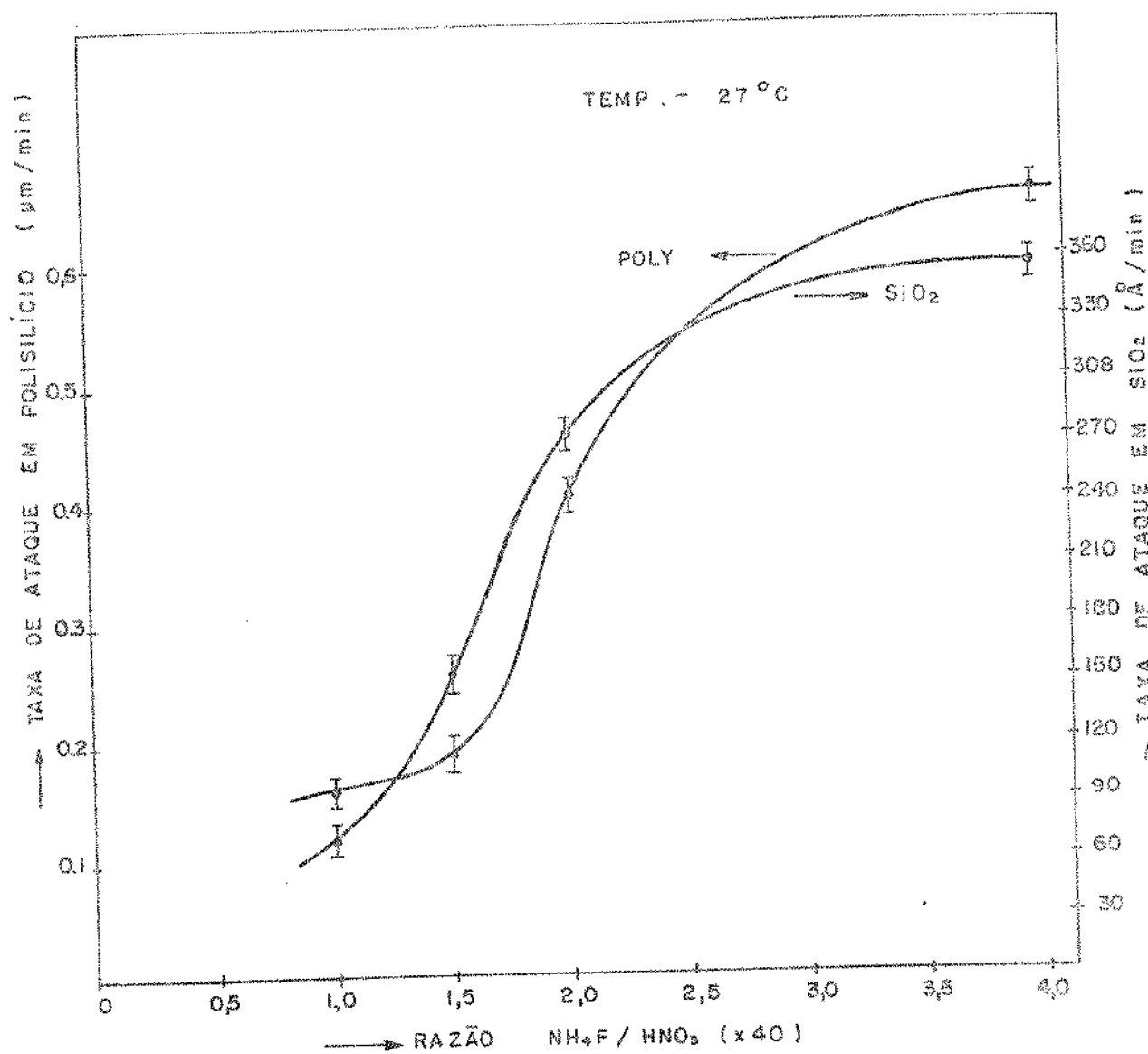


Fig. V.4.5.1 - Taxa de ataque químico em polisilício e óxido de silício.

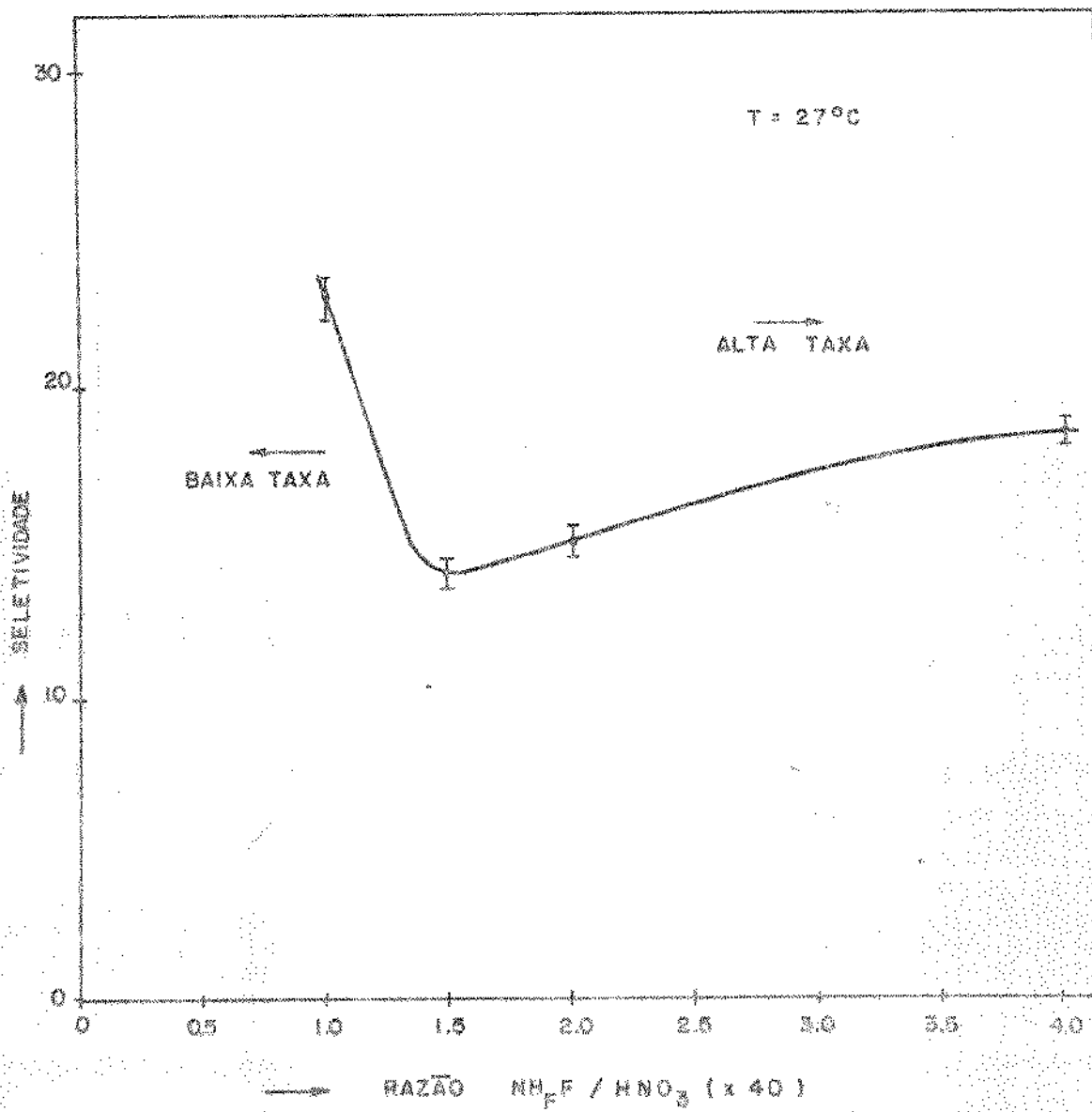
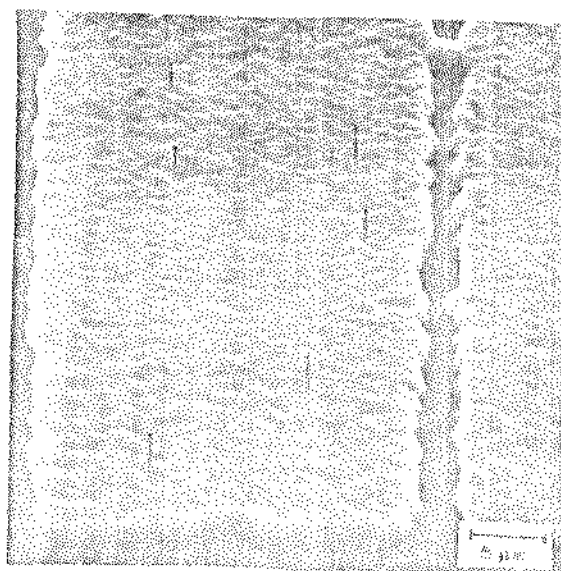
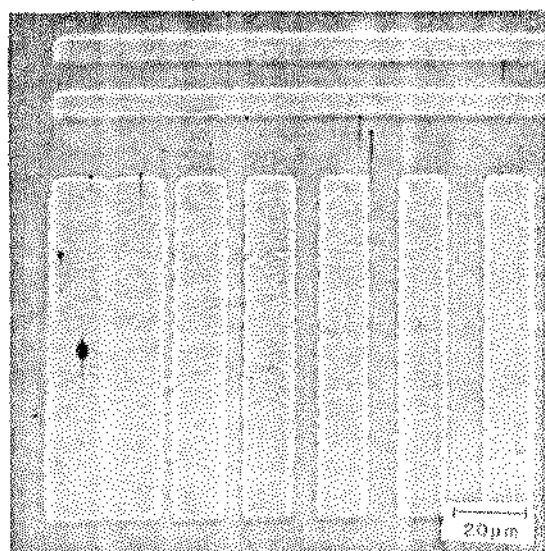


Fig. V.4.5.2 - Seletividade no ataque poly/óxido.

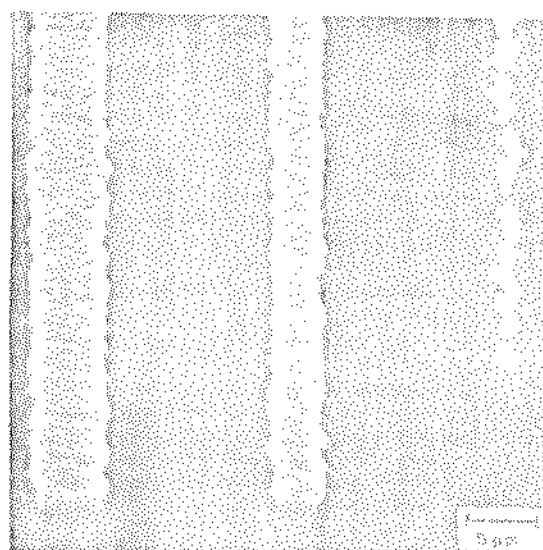
V.4.6 - Resolução do Ataque Químico

A resolução do ataque químico de silício policristalino foi verificada com a estrutura de teste descrita na secção IV.4.

As figs. V.4.6.1a e V.4.6.1b mostram as linhas de silício policristalino com largura e espaçamentos diferentes.



a) Linhas com espaçamentos diferentes.

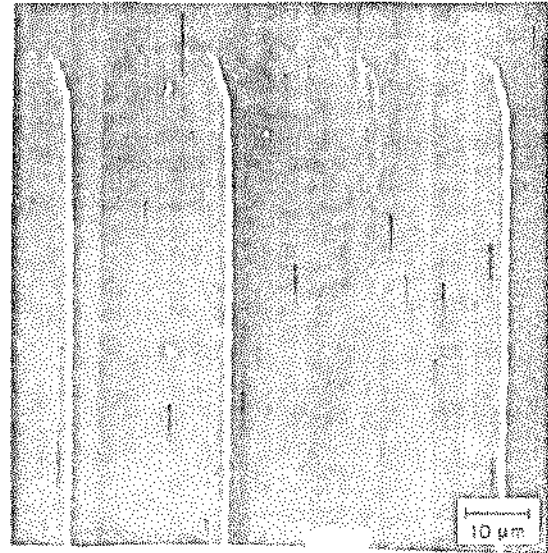
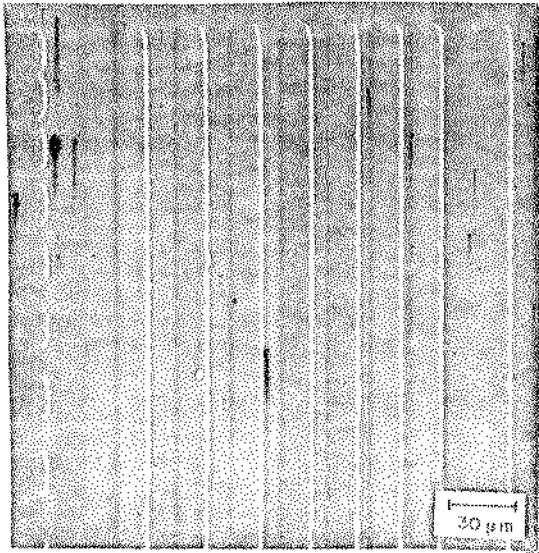


b) Linhas com larguras diferentes.

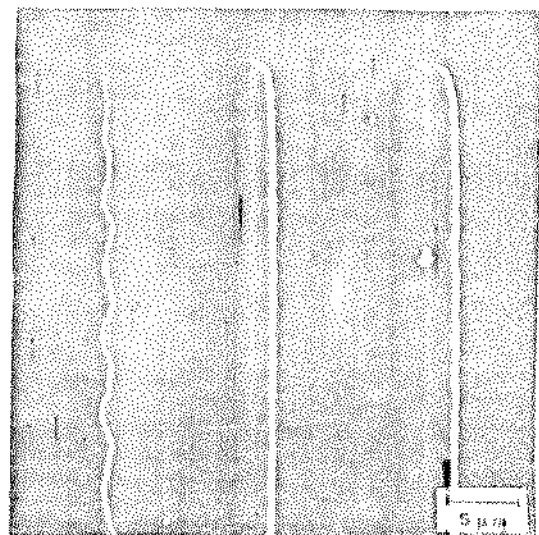
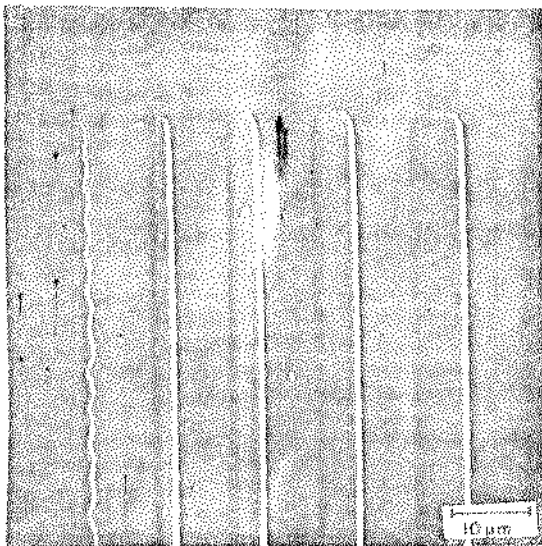
Fig. V.4.6.1 - Resolução do silício policristalino.

a) Espaçamentos b) Larguras

Com o intuito de separar a limitação devido a resolução do fotorresiste, uma lâmina utilizada para teste alinhamento foi também observada. Uma fina camada de alumínio ($\sim 200 \text{ \AA}$) e depositada sobre a lâmina para evitar o carregamento do fotorresiste. As figs. V.4.6.2a e V.4.6.2b mostram as linhas do fotorresiste com larguras e espaçamentos diferentes.



a) Linhas com espaçamentos diferentes.



b) Linhas com larguras diferentes.

Fig. V.4.6.2 - Resolução do fotorresiste a) Espaçamentos
b) Larguras.

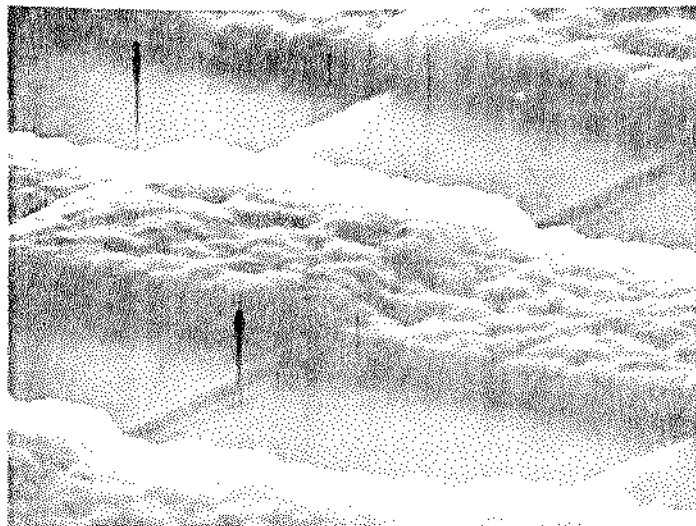
V.4.7 - Qualidade da Cobertura Sobre Degrau de Óxido

A avaliação da qualidade da cobertura sobre degrau de óxido foi feita como descrita na seção IV.4.8.

As medidas IxV das estruturas mostraram que todas as estruturas contidas na pastilha de teste tinham suas linhas contínuas.

Estas estruturas também foram observadas na microsonda eletrônica. As figs. V.4.7a, V.4.7b e V.47c mostram como a linha de silício policristalino cobre um degrau de óxido ($0,8 \mu$).

a)



b)

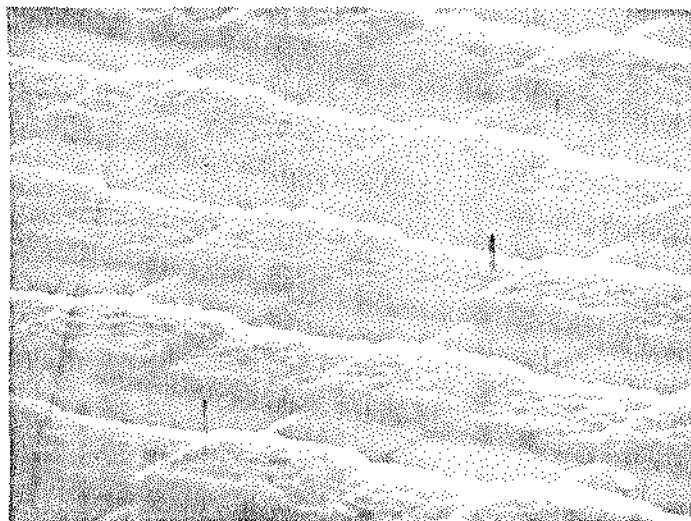


Fig. V.4.7 - Cobertura sobre degrau a) 1600X b) 400X.

V.4.8 - Composição dos Filmes

A análise das manchas marrom que se apresentavam sobre certas condições de deposição dos filmes foi realizada segundo o método descrito na seção IV.4.9

Está mostrado na fig. V.4.8 uma réplica da superfície das manchas marrom, obtida por uma microsonda eletrônica.

Os resultados desta análise obtidos através da investigação do espectro de emissão de raios-X das amostras analisadas, mostraram que na composição das manchas marrom somente o elemento silício está presente. É importante lembrar que este método de análise qualitativa somente detecta elementos com número atômico ≥ 10 , com uma sensibilidade de 1-100 ppm.

A fig. V.4.9 mostra o espectro de emissão de raios-X das amostras sob análise.

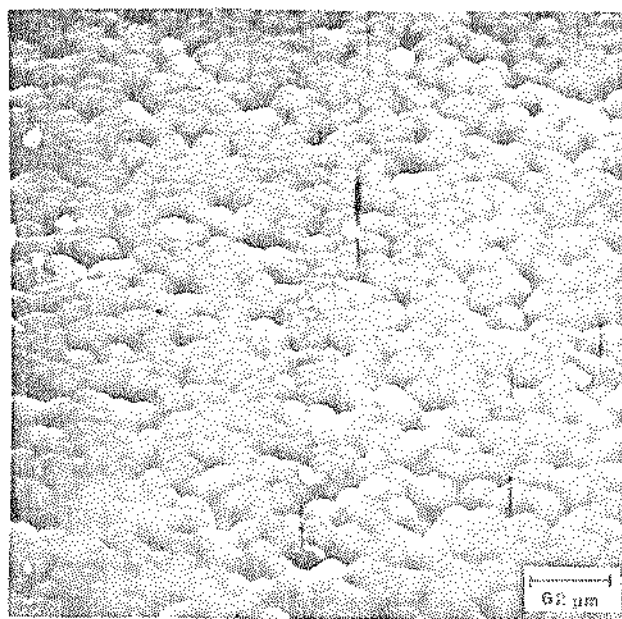


Fig. V.4.8 - Réplica da superfície dos filmes com manchas marrom.

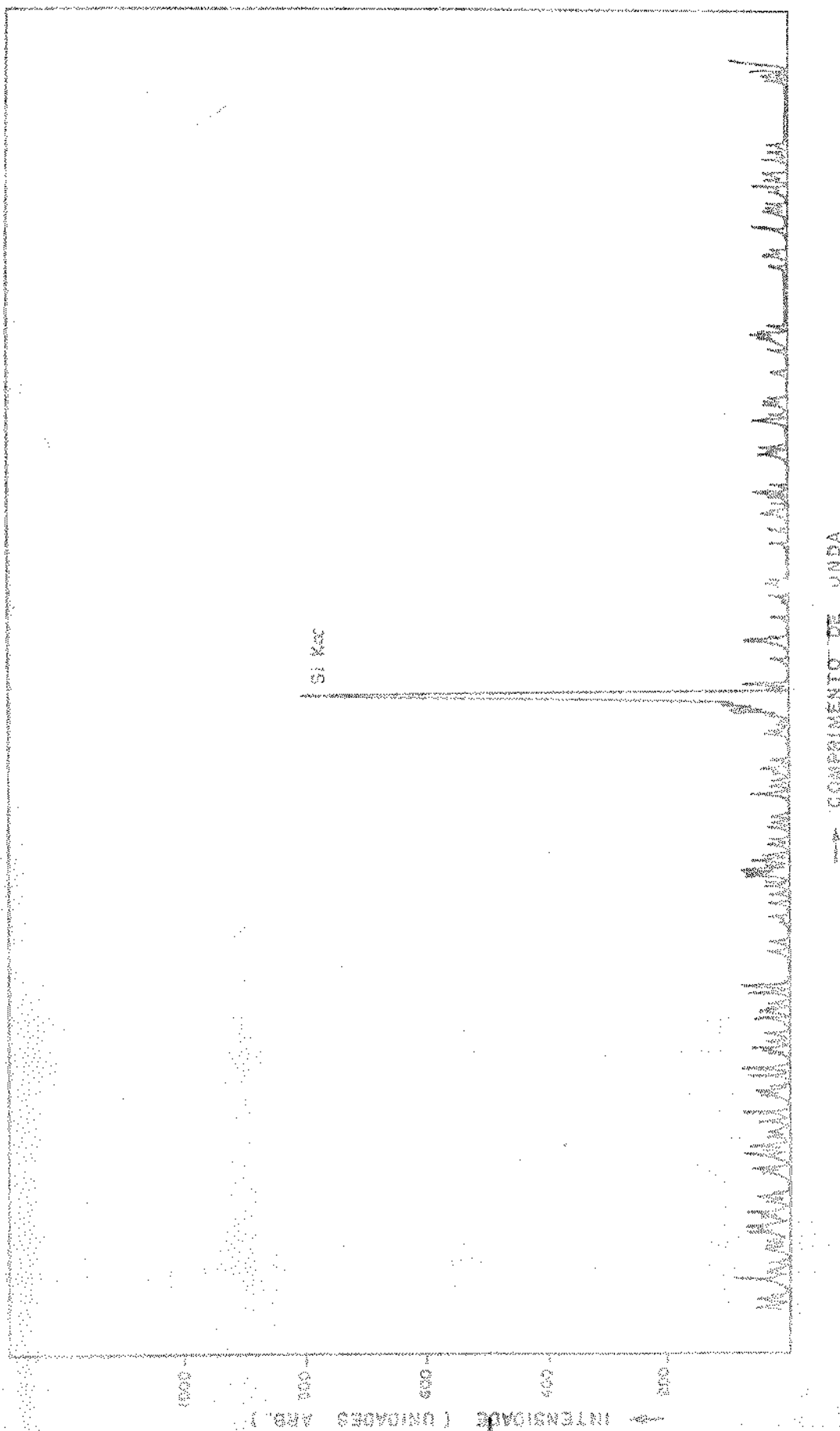


Fig. V.4.9 - Espectro de difração de raios-X de amostra com manchas norton.

V.5. Caracterização do Óxido e da Interface Si/SiO₂.

V.5.1. Densidade de Cargas Fixas no Óxido.

As curvas CxV alta frequência foram traçadas de acordo com o método descrito na seção IV. O procedimento descrito nesta seção para determinação da densidade de cargas fixas no óxido, foi colocado na forma de um algoritmo numa calculadora HP 41C

A área do capacitor com porta de silício policristalino é de aproximadamente $25 \times 10^{-4} \text{ cm}^2$, já que o erro de alinhamento utilizado foi de $2,5 \text{ } \mu\text{m}$ e, a superposição desta porta é sobre um óxido grosso de aproximadamente 8000 \AA (veja fig. IV.5.1.1).

A constante dielétrica do óxido, ϵ_{ox} , usada para os cálculos foi aquela reportada na literatura de 3,9.

A tabela V.5.1.1 reúne os valores da densidade de carga para os chips da pastilha de teste.

A fig. V.5.1.1 mostra uma curva CxV alta frequência para o chip 23 da pastilha de teste.

Tabela V.5.1.1. Densidade de cargas fixas no óxido

CHIP	C_{min} (pF)	C_{ox} (pF)	t_{ox} (Å)	N_A^*	C_{FB} (pF)	V_{PB} (V)	Q_{ox} (C/cm ²)	N_{ox} (cm ⁻²)
C12	45	106	814	$6,0 \times 10^{15}$	89,6	- 3,6	$1,1 \times 10^{-7}$	$7,2 \times 10^{11}$
C23	45	107	807	$7,9 \times 10^{15}$	90,2	- 4,4	$1,5 \times 10^{-7}$	$9,4 \times 10^{11}$
C43	47	103	838	$1,0 \times 10^{16}$	88,8	- 4,6	$1,5 \times 10^{-7}$	$9,5 \times 10^{11}$
C14	45	114	757	$7,2 \times 10^{15}$	94,4	- 3,4	$1,1 \times 10^{-7}$	$7,2 \times 10^{11}$
C24	45	112	771	$7,4 \times 10^{15}$	93,2	- 4,1	$1,4 \times 10^{-7}$	$8,9 \times 10^{11}$
C34	46	112	771	$8,0 \times 10^{15}$	93,8	- 4,0	$1,4 \times 10^{-7}$	$8,7 \times 10^{11}$
C44	45	114	757	$7,2 \times 10^{15}$	94,4	- 3,8	$1,3 \times 10^{-7}$	$8,3 \times 10^{11}$
C54	44	111	778	$7,0 \times 10^{15}$	91,9	- 3,1	$9,8 \times 10^{-8}$	$6,1 \times 10^{11}$
C25	45	110	785	$7,6 \times 10^{15}$	92,0	- 2,9	$8,9 \times 10^{-8}$	$5,5 \times 10^{11}$
C35	46	115	750	$7,7 \times 10^{15}$	95,6	- 3,8	$1,3 \times 10^{-7}$	$8,4 \times 10^{11}$
C45	45	114	757	$7,2 \times 10^{15}$	94,4	- 2,9	$9,2 \times 10^{-9}$	$5,7 \times 10^{11}$
C55	45	114	757	$7,2 \times 10^{15}$	94,4	- 2,7	$8,2 \times 10^{-8}$	$5,2 \times 10^{11}$

$$\epsilon_{SiO_2} = 3,45 \times 10^{-14} \text{ F/cm} \quad A_p = 2,5 \times 10^5 \text{ } \mu\text{m}^2 \quad q = 1,6 \times 10^{-19} \text{ C}$$

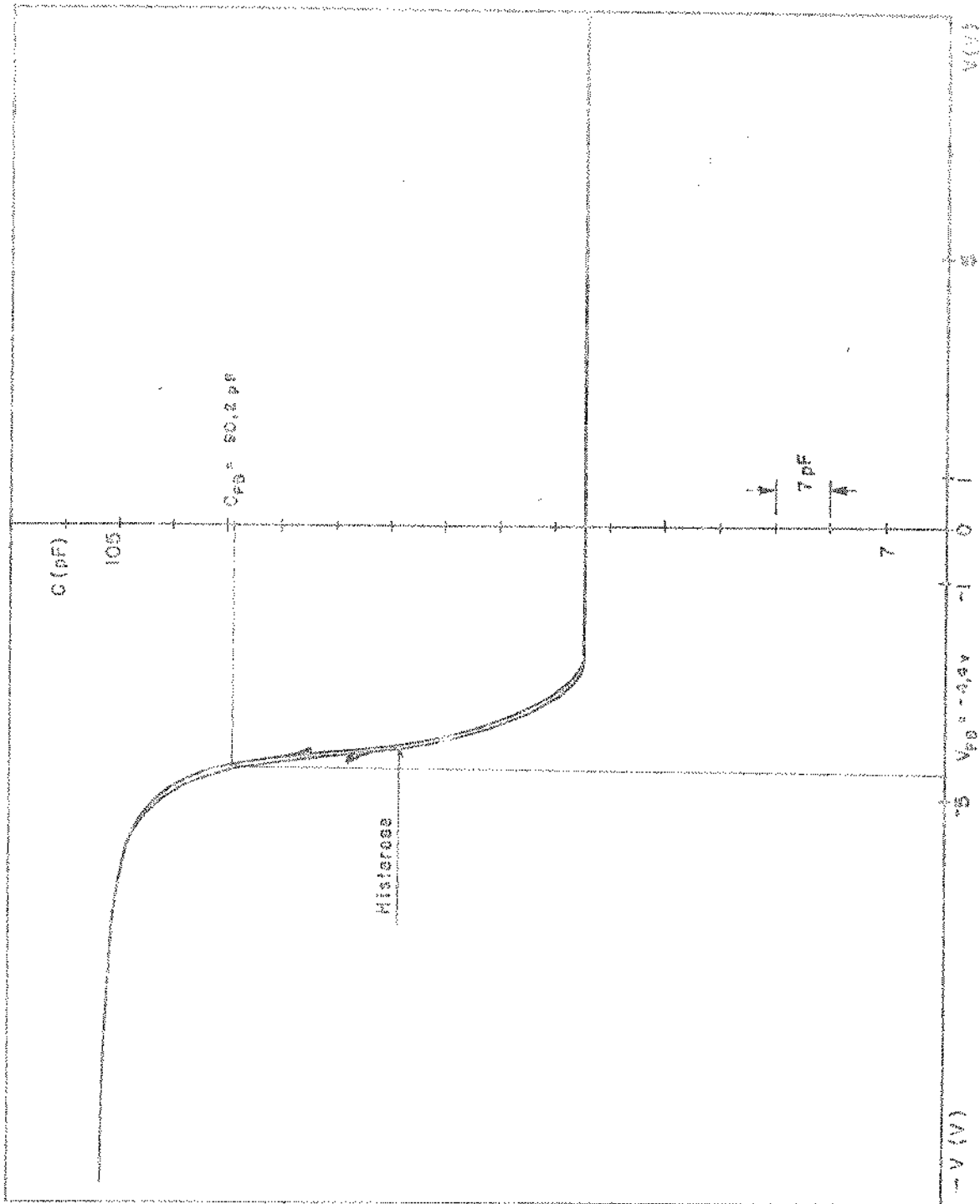


Fig. U.5.1.1 - Curva $C \times V$ alta frequência, obtida pelo capacitor do chip 23.

V.5.2 - Densidade de Cargas M3veis no 3xido

As curvas CxV alta frequ4ncia com esfor4o, foram tra4as de acordo com o m4todo descrito na se4o3o IV.

A tabela V.5.2.1 re3une os valores da densidade de cargas m3veis para alguns chips de pastilha de teste.

A fig. V.5.2.1 mostra a curva CxV alta frequ4ncia quando submetida a um esfor4o B-T. Esta curva foi obtida pelo capacitor do chip 24.

Tabela V.5.2.1 - Densidade de cargas m3veis no 3xido

CHIP	C_o (pF)	C_{FB} (pF)	ΔV_{FB} (V)	Q_m (C)	N_m (cm ⁻³)	Esfor4o
23	107	90	0,78	$3,3 \times 10^{-8}$	$2,1 \times 10^{11}$	Stress +
24	112	93	0,35	$1,5 \times 10^{-8}$	$9,8 \times 10^{10}$	15V - 15 min
25	110	92	0,22	$9,7 \times 10^{-9}$	$6,0 \times 10^{10}$	Stress -
44	114	94	0,25	$1,2 \times 10^{-9}$	$7,4 \times 10^{10}$	-15V - 15 min
45	110	94	0,38	$1,7 \times 10^{-8}$	$1,0 \times 10^{11}$	Temp.
54	111	92	0,25	$1,1 \times 10^{-8}$	$6,9 \times 10^{10}$	180°C
55	114	94	0,15	$6,8 \times 10^{-9}$	$4,3 \times 10^{10}$	(N ₂)

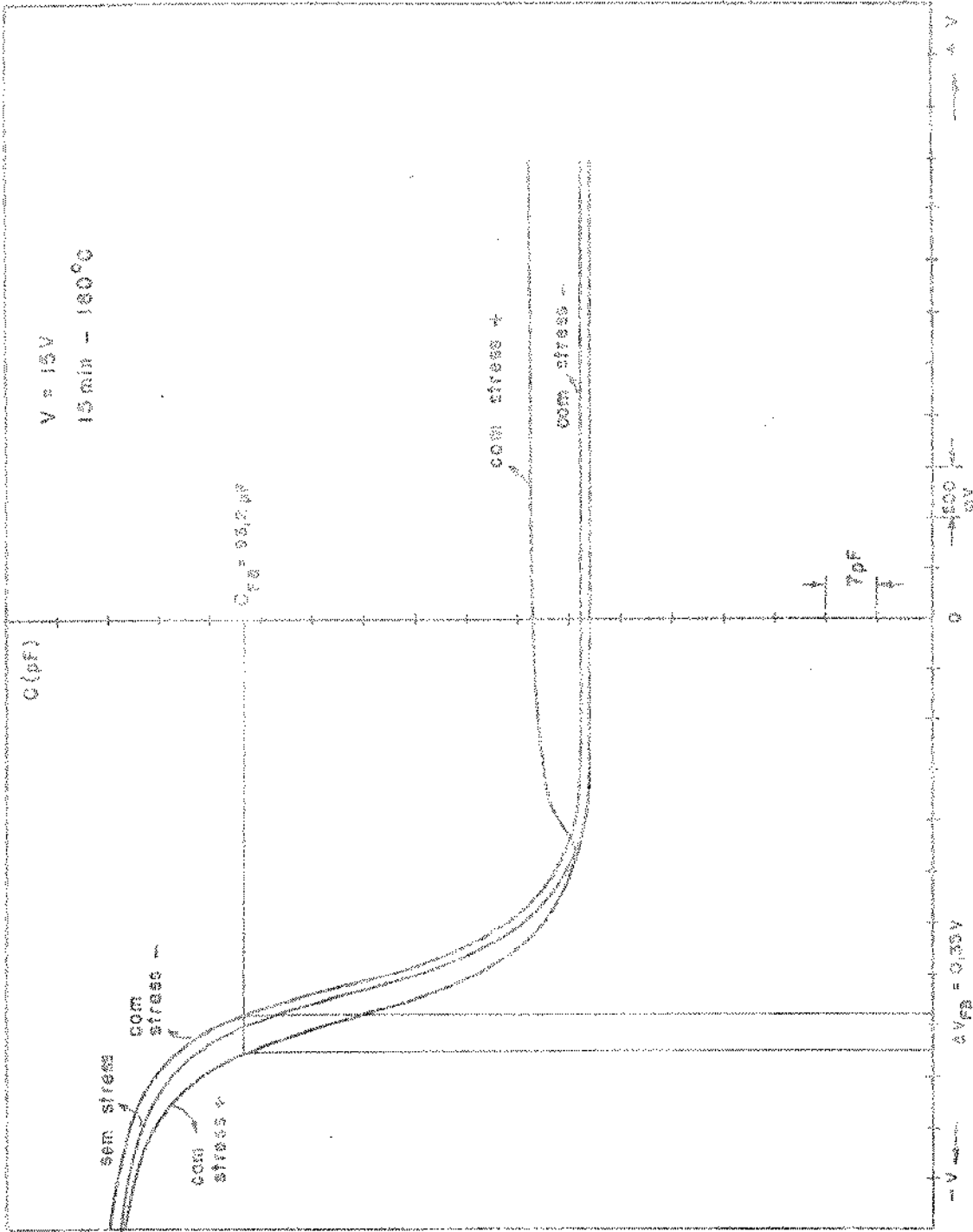


Fig. V.5.1.1.2 - Curvas $C \times V$ alta frequência com aqueço B-T, obtidas pelo capacitor do chip 24.

V.6 - Caracterização dos Transistores com Porta de Silício

Dos 160 transistores disponíveis em nossa pastilha de teste, 113 funcionaram, cerca de ~70% (a pastilha de teste contém 23 chips, sendo que 5 chips foram inutilizados durante o processo, e 2 apresentavam erro de alinhamento $> 2,5 \mu\text{m}$). Nós achamos que este número é bastante elevado apesar das precárias condições operacionais do nosso laboratório no período de realização deste trabalho.

Os transistores contidos em nossa pastilha de teste possuem várias dimensões, como é mostrado na fig. IV.6.1. Uma microfotografia de um transistor de dimensões $W/L = 20\mu\text{m}/5\mu\text{m}$ está mostrado na fig. V.6.1. Este transistor não seria possível ser construído com uma tecnologia com porta de alumínio, se fosse a dotado o mesmo valor para o erro de alinhamento. Isto evidencia a vantagem da característica de auto-alinhamento da tecnologia porta de silício.

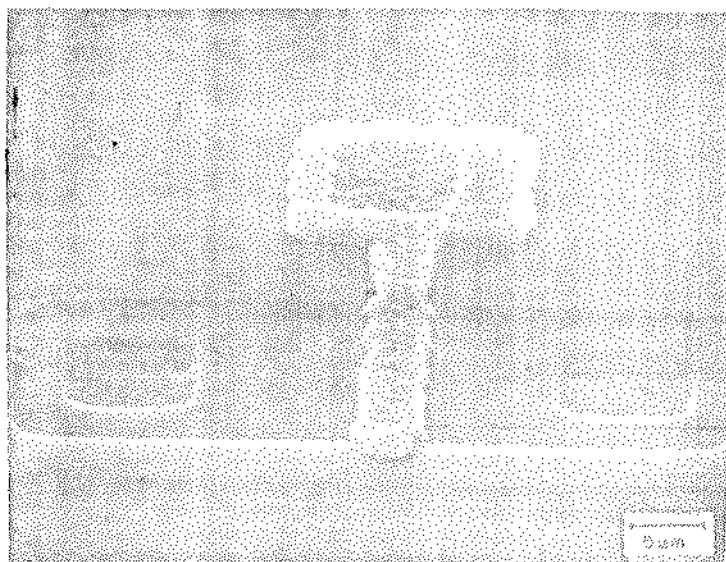
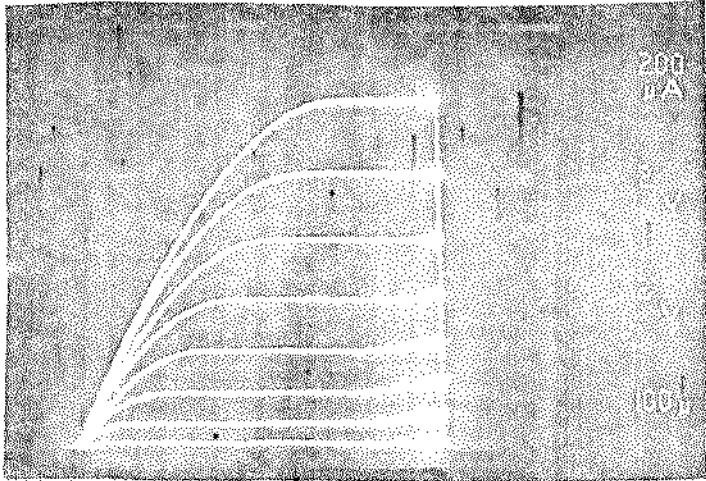


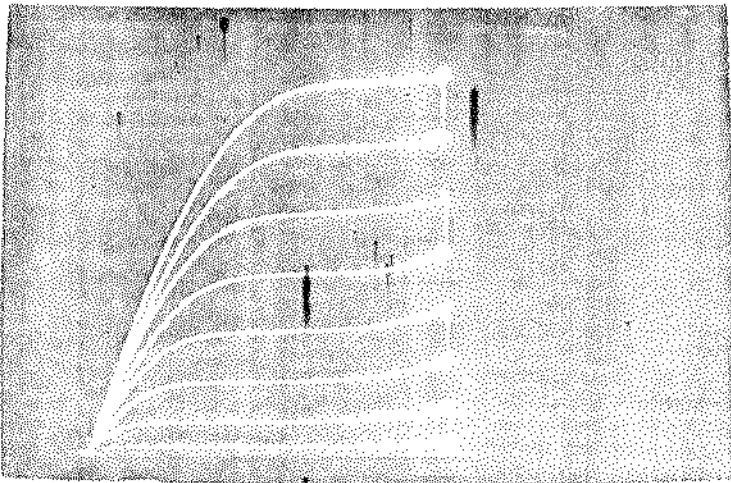
Fig. V.6.1 - Transistor com porta de silício. Dimensões do canal $W/L = 20\mu\text{m}/5\mu\text{m}$.

As características $I_{DS} \times V_{DS}$ dos transistores estão mos-
tradas nas figs. V.6.2 à V.6.6.



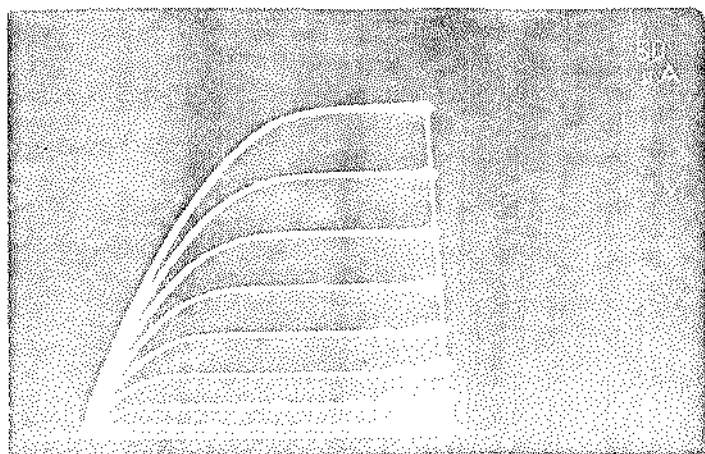
$$\frac{W}{L} = \frac{100\mu\text{m}}{100\mu\text{m}}$$

Fig. V.6.2.- Características $I_{DS} \times V_{DS}$.
 $W/L = 1$.



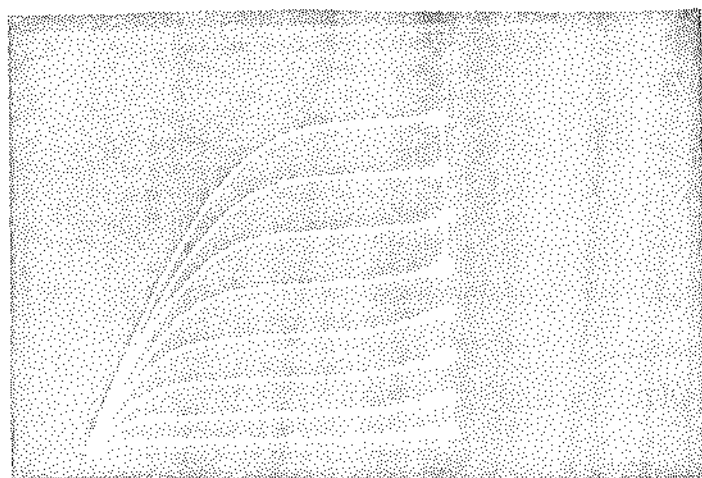
$$\frac{W}{L} = \frac{10\mu\text{m}}{10\mu\text{m}}$$

Fig. V.6.3 - Características $I_{DS} \times V_{DS}$.
 $W/L = 1$.



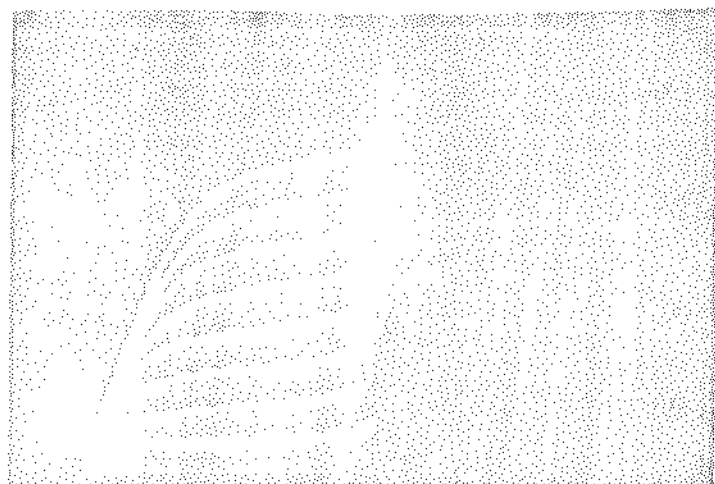
$$\frac{W}{L} = \frac{10\mu\text{m}}{50\mu\text{m}}$$

Fig. V.6.4 - Características $I_{DS} \times V_{DS}$
 $W/L = 1/5$.



$$\frac{W}{L} = \frac{50\mu\text{m}}{10\mu\text{m}}$$

Fig. V.6.3 - Características $I_{DS} \times V_{DS}$
 $W/L = 5$.



$$\frac{W}{L} = \frac{20\mu\text{m}}{5\mu\text{m}}$$

Fig. V.6.6 - Características $I_{DS} \times V_{DS}$
 $W/L = 3$.

As características $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ foram obtidas de acordo com o descrito na seção IV.6. A fig. V.6.7 mostra a característica $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ de um transistor com $W/L = 100\mu\text{m}/100\mu\text{m}$ com polarização de substrato igual à 0V, -4V, e -9V. O valor da tensão de limiar deste transistor é de -2V. Os transistores foram projetados para terem tensões de limiar iguais a 1V. Os valores negativos na tensão de limiar indicam que o óxido de porta possui uma grande quantidade de cargas fixas, como foi verificado na seção V.9.

O oscilador em anel contido em nossa pastilha de teste não funcionou como esperado (veja seção VI.5). Desta forma para avaliarmos o desempenho dinâmico dos inversores utilizamos um par de transistores da porta NOR do O.A. O sinal de saída foi extraído com a ponta de prova colocada diretamente sobre uma linha de alumínio de 30 μm de largura. Um gerador de sinal foi utilizado para aplicar um sinal com forma de onda quadrada de 0 - 5V. O substrato foi polarizado com uma tensão de -4V. As alimentações V_{DD} , V_{GG} e V_{SS} são de 5V, 10V e 0V, respectivamente.

A fig. V.6.8 mostra as formas de onda na entrada e na do inversor.

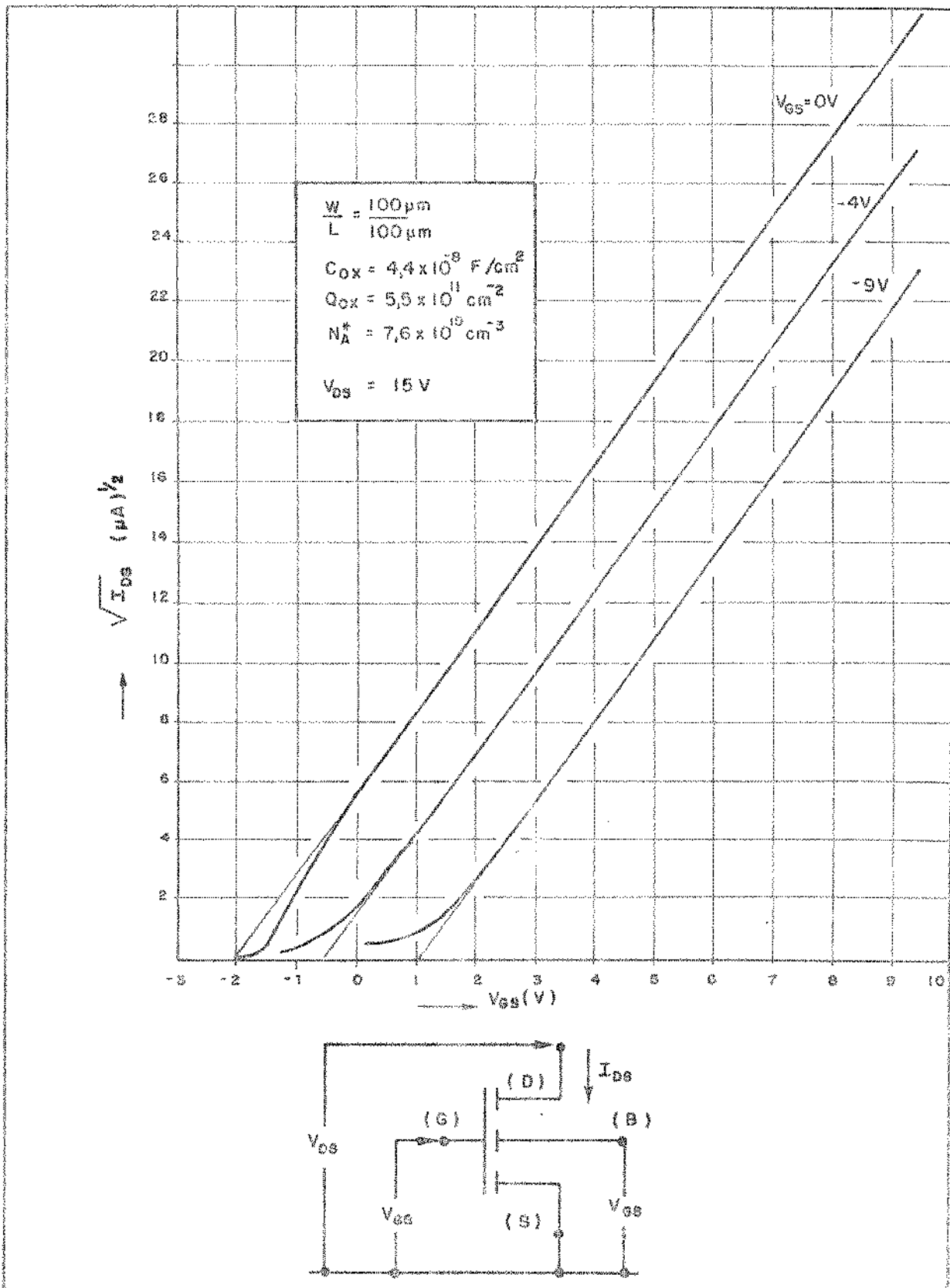
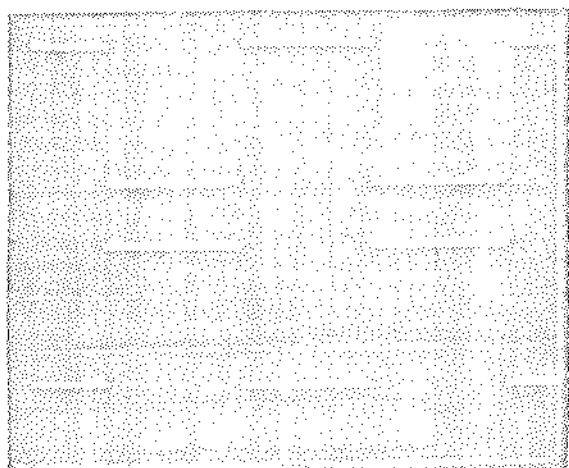


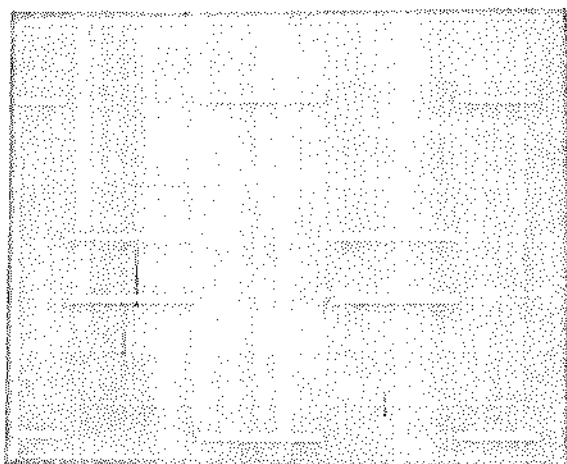
Fig. V.6.7 - Característica $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ de um transistor com $W/L =$ e com polarização de substrato igual a 0V , -4V e -9V .



Horizontal: 200 μ s/Div.

Vertical: 2V/Div.

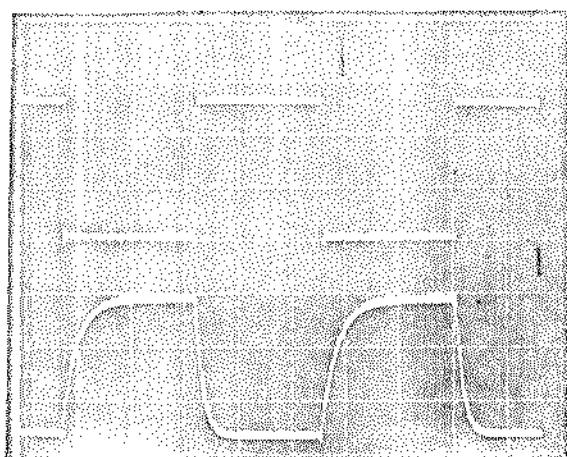
$\beta_r = 25$



Horizontal: 20 μ s/Div.

Vertical: 2V/Div.

$\beta_r = 25$



Horizontal: 2 μ s/Div.

Vertical: 2V/Div.

$\beta_r = 25$

Fig. V.6.8 - Formas de onda na entrada (alto) e saída (baixo) do inversor.

CAPÍTULO VI

ANÁLISE DOS RESULTADOS

VI.1 - INTRODUÇÃO

Neste último capítulo analisaremos os resultados experimentais apresentados no capítulo anterior, procurando interpretá-los no capítulo III e, confrontando-os com os resultados reportados na literatura.

VI.2 - ANÁLISE DOS RESULTADOS DA OBTENÇÃO DOS FILMES

Como foi visto no capítulo V, os filmes foram depositados, inicialmente, ajustando-se os parâmetros geométricos do reator e, observando-se de uma forma semi-quantitativa a influência destes parâmetros sobre a taxa de deposição e a uniformidade de espessura dos filmes. A observação da influência dos parâmetros geométricos sobre o tamanho dos grãos não foi verificada, uma vez que este depende mais fortemente da temperatura de deposição [1].

Da observação dos diagramas mostrados na seção V.2, pode-se concluir que:

- 1) A taxa de deposição e a uniformidade de espessura dos filmes são fortemente dependentes da distância que separa o funil do suceptor de grafite. Isto é esperado, visto que na temperatura de deposição de 1200°C , a deposição é controlada por transporte de massa (ver capítulo II).
- 2) A taxa de deposição não é fortemente dependente do fluxo total de gases, o mesmo não acontece com a uniformidade da depo

sição.

- 3) O rebaixo feito no suceptor de grafite para evitar o deslocamento da lâmina, modifica o perfil da temperatura ao longo deste suceptor, que, por sua vez altera a uniformidade da deposição. Isto pode ser explicado pela presença dos elevados gradientes de temperatura no reator. Estes gradientes produzem forças de ascensão na saída do funil de quartzo que alteram a simetria da saída de gases.
- 4) O papel do espalhador no funil do quartzo, é importante para se conseguir melhores uniformidades. Sem o espalhador, os gases que chegam no funil, com velocidade de 300-800 cm/s, incidem diretamente sobre a lâmina, provocando uma deposição bastante irregular. Com a presença do espalhador os gases não incidem diretamente sobre a lâmina, e ainda, torna o fluxo de gás mais turbulento, proporcionando, desta forma, uma deposição mais regular.
- 5) Quando o funil é posicionado bem próximo ao suceptor de grafite, ($< 2\text{mm}$), há ocorrência de depósitos com tonalidades marrom (manchas marrom). Estas manchas aumentam quando a concentração de SiCl_4 é baixa ($< 0,1\%$). Há, também, a formação de manchas quando a temperatura de deposição é $\leq 1100^\circ\text{C}$.

Através da análise da composição das amostras com presença de manchas marrom (ver seção V.4.8), acreditamos que as últimas são filmes de silício na sua estrutura amorfa. A formação destas manchas pode ser entendida da seguinte forma: Quando o funil é posicionado próximo ao suceptor de grafite, as suas paredes se encontram numa temperatura próxima àquela de deposição, favorecendo, desta forma, a reação na fase gasosa que, por conseguinte, produz a precipitação de silício sobre a lâmina.

- 6) O tamanho do diâmetro do funil com relação a largura do suceptor de grafite, influencia a uniformidade da deposição. Isto é facilmente entendido se pensarmos que, quanto maior o funil menor a simetria da saída dos gases.

Através das observações citadas acima, procuramos minimizar os efeitos "negativos" do sistema de reação (baixa uniformidade, formação de manchas, etc.) e, ajustamos o sistema para operar nas condições desejadas. Para isto, utilizamos um funil com espalhador menor que o original (ver fig. III.2.3a), posicionado a 1,5 mm do suceptor de grafite, e ainda, substituímos o suceptor de grafite original com rebaixo, por outro sem rebaixo com pinos limitantes de grafite (ver fig. III.2.2.2), que praticamente não perturba o perfil de temperatura sobre este suceptor.

Com os parâmetros geométricos ajustados como descrito acima, foram realizadas várias deposições, e verificarmos os efeitos dos parâmetros CVD, sobre a taxa de deposição, a uniformidade, e a morfologia dos filmes.

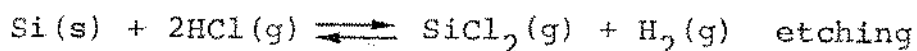
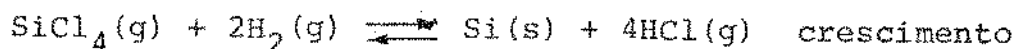
Na fig. V.3.1.1 podemos observar que a taxa de deposição praticamente independe da temperatura de deposição. Isto indica que nas nossas condições de deposição, as reações de superfície não é o passo cinético que controla a deposição. Este resultado já era esperado, uma vez que, nas temperaturas de deposição acima de 1000°C a deposição é controlada por transporte de massa |2|.

A dependência da taxa de deposição com o fluxo total de gases variando no intervalo 4-10 l/min, é fraca, como pode ser observado na fig. V.3.2.1. Quando o fluxo total de gases varia de 4 a 10 l/min a taxa de deposição varia de aproximadamente 30%. O mesmo comportamento foi observado para outras concentrações de SiCl_4 situadas no intervalo 0,1-0,8%. Este resultado indica que o fluxo total de gases não é a variável de transporte de massa que influencia fortemente a deposição, ficando a última mais dependente dos parâmetros geométricos.

A fig. V.3.3.1 mostra a dependência da taxa de deposição com a concentração de SiCl_4 para um fluxo total de gases de 8 l/min, na temperatura de 1200°C .

A observação desta fig. mostra que a taxa de deposição aumenta linearmente com a concentração de SiCl_4 , no intervalo 0,1-0,8%.

Isto pode ser explicado assumindo que existe um equilíbrio termodinâmico entre as reações:



Com o aumento da concentração de SiCl_4 a reação de etching torna-se mais importante, de modo que a taxa de deposição decresce. Para pequenas concentrações de SiCl_4 , a reação de crescimento predomina, e a taxa de deposição aumenta linearmente com esta concentração [3].

Do que foi exposto acima, podemos afirmar que a taxa de deposição é praticamente determinada pela concentração de SiCl_4 .

A uniformidade de espessura dos filmes foi verificada variando-se o fluxo total de gases, e para duas concentrações de SiCl_4 .

Como pode ser observado na tabela V.3.4, a uniformidade de espessura dos filmes melhora quando o fluxo total de gases é mais elevado, e quando a concentração de SiCl_4 é menor.

É bem sabido que a deposição em pressões atmosféricas fornece uma fraca uniformidade comparada com a deposição em pressões reduzidas (veja seção II.6). Os resultados obtidos são comparáveis com aqueles da literatura [4,5] mas é importante lembrar que estes valores foram obtidos com uma deposição feita sobre lâmina de 39 mm de diâmetro.

A orientação e o tamanho dos grãos foram observados para

os filmes depositados à 1100°C, 1150°C e 1200°C. Da análise dos espectro de difração de raios-X mostrados nas figs. V.3.5.1, V.3.5.2 e V.3.5.2, e da observação das réplicas das superfícies dos filmes mostrados na fig. V.3.5.4, podemos verificar que os filmes de silício são policristalinos com tamanhos de grãos compreendidos no intervalo 0,5-1,5 μm . Estes grãos tendem a aumentar com a temperatura de deposição. Os filmes também apresentam-se bastante rugosos, o que pode ser atribuído à grande espessura (-2,0 μm) destes filmes [6]. Também pode ser observado que estes grãos não apresentam nenhuma orientação preferencial. Sendo que as orientações predominantes são $\langle 111 \rangle$ e $\langle 110 \rangle$. E a última, diminui com o aumento da temperatura de deposição.

T.I.Kamins e co-autores [7] relacionaram a difusibilidade de fósforo e boro em silício policristalino, e verificaram que esta aumenta quando o número de grãos com orientação $\langle 110 \rangle$ aumenta. Assim, qualquer condição de deposição que afeta a estrutura do filme, principalmente a textura $\langle 110 \rangle$, afetará a difusibilidade das impurezas no filme depositado.

V I.3 - Análise dos Resultados das Propriedades dos Filmes

Com o intuito de comparar a resistividade dos filmes de silício policristalino com aquela dos filmes monocristalino e relacionar esta resistividade com profundidade de junção em mono silício, inserimos juntamente com as amostras de silício policristalino, lâminas de silício monocristalino.

Como os filmes foram dopados nas mesmas condições, supomos que a incorporação de dopantes para ambos os filmes foi a mesma. Desta forma, analisando as figs. V.4.1.1, V.4.1.2 e V.4.1.3 verificamos que a resistência de folha dos filmes de silício policristalino é sempre bem maior que aquelas dos filmes monocristalinos, principalmente, para baixas concentrações (menor tempo de deposição), e esta diferença diminui quando a concentração de dopantes é maior (maior tempo de deposição). Este enriquecimento da resistividade de silício policristalino tem sido reporta

do por vários pesquisadores [8-15].

Vários modelos foram propostos para explicar a variação da resistividade com a concentração de dopantes em silício polí cristalino [8-16]. Em geral, todos os modelos podem ser considerados como variação de três modelos básicos: modelo de segregação de dopantes, modelo de aprisionamento de portadores, e o modelo que combina os efeitos de segregação de dopantes, aprisionamento e reflexão dos portadores nas fronteiras dos grãos.

O primeiro modelo, (segregação de dopantes [14,15]), sugere que para baixas concentrações a maioria dos dopantes segregam nas fronteiras de grãos, deixando as regiões dentro dos grãos com baixa concentração de dopantes. Os átomos localizados nas fronteiras de grãos são assumidos eletricamente inativos, isto é, não contribuem para condução. Quando o número de dopantes aumenta a segregação continua a aumentar até que um ponto de saturação é alcançado, e os átomos adicionais preenchem posições substitucionais dentro dos grãos. Neste ponto, existe um queda abrupta da resistividade como função da concentração de dopantes. A partir deste ponto o número de átomos localizados nas fronteiras de grãos representa uma pequena fração do nível total dos átomos dopantes, e conseqüentemente, a diferença da resistividade entre os filmes monocristalino e policristalino diminui.

O segundo modelo [8-13] (aprisionamento de portadores), não assume nenhuma segregação de dopantes, mas leva em conta a presença de estados de interface localizados nas fronteiras de grãos, os portadores de carga aprisionados nestes estados produzem barreiras de potencial que impedem o transporte de cargas entre os grãos. A alta resistividade observada em baixas concentrações de dopantes é explicada pelo aprisionamento da maioria dos portadores nas fronteiras de grãos, deixando poucos portadores em condições para contribuir para a condução. Quando a concentração de dopantes aumenta, o número de portadores aprisionados aumenta, e eventualmente, alcança a saturação. Para altas concentrações de dopantes, o número de portadores aprisionados

não aumenta consideravelmente; conseqüentemente, as barreiras de potencial decrescem, resultando numa redução abrupta na resistividade.

Embora ambos os modelos expliquem a variação da resistividade com a concentração de dopantes, o modelo de aprisionamento de cargas tem sido mais aceito porque explica a dependência da resistividade com a temperatura, e um mínimo observado na mobilidade em concentrações de dopantes intermediárias (10^{18} cm^{-3}). Entretanto, nenhum dos modelos prediz qualquer dependência das propriedades elétricas sobre tratamento, em altas temperaturas ou com as espécies de dopantes.

O terceiro modelo, proposto por Mohammad M. Mandurah e co-autores [16] explica os comportamentos acima citados. Este modelo postula a existência dos mecanismos de segregação, aprisionamento e reflexão dos portadores nas fronteiras dos grãos. As fronteiras dos grãos são assumidas com um comportamento de um semicondutor intrínseco de alto "band-gap", formando uma heterojunção com os grãos. O mecanismo de condução é atribuído à emissão termoiônica e tunelamento através das fronteiras dos grãos.

O comportamento da resistência de folha dos filmes de silício policristalino com tempo de penetração e para pequenos tempos de deposição (9 e 15 minutos), pode ser explicado pelo consumo de silício dopado, e a mecanismos de segregação quando da etapa de penetração. O que também explica o comportamento da resistência de folha dos filmes de silício monocristalino com o tempo de penetração e baixos tempos de deposição (fig. V.4.1.3).

Para avaliar o perfil de dopantes ao longo da espessura do filme, fizemos medida de resistividade dos filmes quando submetidos a sucessivos ataques químicos. Da fig. V.4.1.4 pode-se concluir que o perfil de dopantes não varia significativamente quando o tempo de penetração varia de 25 a 144 min, e ainda, no tempo de deposição de 60 min, a condutividade aumenta por um fator de 1,5 com relação aos outros tempos de deposição. O perfil

Resistividade

de concentração pode ser explicado considerando que a espessura dos filmes de $2 \mu\text{m}$ faz com que o comprimento de difusão seja menos dependente do tempo de penetração [7]. A maior condutividade dos filmes para o tempo de deposição igual à 60 min, é justificada pela consideração feita anteriormente: Consumo de silício durante a etapa de penetração (ambiente oxidante) [17], mecanismos de segregação [18,19], e reativação das impurezas não ativas [18,19].

Quanto à resistividade dos filmes na pastilha de teste, podemos concluir pelas observações da tabela V.4.1.3 e da fig. V.4.1.3 que: 1) os valores das resistências de folhas possuem grande espalhamento na pastilha de teste; 2) estes valores são relativamente altos e aumentam com a resistência de folha das regiões difundidas; 3) os valores do fator de off-set, F_o , e do fator de linearidade, F_L , são baixos, enquanto o fator de assimetria, F_A é bastante alto. Os dois primeiros itens indicam que a difusão não é uniforme. Os altos valores de resistividade nos associamos ao passo de penetração + oxidação na fabricação de pastilha de teste (v. seção IV.3). Valores menores podem ser obtidos se substituirmos este passo por uma deposição de óxido (óxido CVD) (v. seção I.3). Os baixos valores de F_o e F_A indicam que o sistema de medida é adequado, e que o mecanismo de condução é ôhmico (v. seção IV.4.1). O valor alto de F_A indica que a estrutura é assimétrica. Isto pode ser atribuído à deformação no "coração" da cruz da estrutura de teste (v. fig. IV.4.1.2), causada pelo grande tamanho de grão do filme. Apesar do alto valor de F_A , o fator de correção, f_c , pode ainda ser feito igual à 1 [20].

Os valores das resistências de contato da interface Al/poly mostrados na tabela V.4.2.1 são bastante altos comparados com os da literatura [20]. Também pode ser observado que as estruturas que possuem maiores resistências de folha são aquelas que apresentam maiores resistências de contato, a exceção da estrutura do chip 44. E ainda, mesmo para os valores de resistências de folha pequenos ($< 100 \Omega/\square$) os valores das resistências de contato são elevados ($> 20 \Omega/\square$) comparados com os da literatura

($< 5 \Omega/\square$) para contato de $10 \times 20 \mu\text{m}$). Ainda observando as figs. V.4.3.1 à V.4.3.5, podemos concluir que: primeiro, a resistência de contato da interface Al/poly aumenta com a resistividade dos filmes e torna-se não ôhmica para valores de resistência de folha maiores que $100 \Omega/\square$. Isto pode ser entendido facilmente observando-se que a resistência de folha aumenta quando a concentração de dopantes diminui, e a última é responsável pela resistência da interface poly/Al [21]; segundo, os altos valores da resistência de contato da interface Al/poly não são atribuídos à formação de óxido antes da deposição de alumínio, mas durante esta deposição (temperatura do substrato igual 350°C) e durante o passo de sinterização [21,23]. Quando o alumínio é depositado sobre um filme de silício policristalino tipo N pode haver a formação do chamado diodo quasi-Schottky [21] aumentando a resistência de contato. Este efeito é mais pronunciado para temperatura de sinterização $> 450^\circ\text{C}$ e para camadas de alumínio mais espessas. H.M. Naguib e co-autores no seu trabalho [20], estudou o efeito da temperatura de sinterização sobre a resistência de contato Al/poly, e verificou que para poly N, esta alcança um mínimo na temperatura de sinterização de $350\text{-}400^\circ\text{C}$ para um tempo de sinterização de 5 min em ambiente de nitrogênio. Nós acreditamos que os altos valores das resistências de contato da interface Al/poly encontrados neste trabalho são atribuídos, principalmente, à espessura do alumínio ($\sim 1 \mu\text{m}$), à temperatura (450°C) e ao tempo de sinterização (30 min).

A largura efetiva de linha dos filmes de silício policristalinos, foi determinada de acordo com o descrito na seção IV.4.2. Os valores da largura efetiva de linha estão mostrados na tabela V.4.4.1. Os resultados obtidos indicam que a largura efetiva é bem maior que o valor de máscara das linhas ($30 \mu\text{m}$). Observa-se, ainda, que a largura efetiva aumenta com a resistência de folha dos filmes. Esta aparente discrepância não pode ser justificada pela deformação da máscara fotolitográfica, já que, a largura das linhas de silício policristalino medida opticamente, não indica nenhuma deformação e, também, não pode ser atribuída a correntes de fuga, pois as medidas foram realizadas

com uma corrente de 1 mA.

As taxas de ataque químico em silício policristalino, e em óxido de silício, estão mostradas na tabela V.4.5.1, e na fig. V.4.5.1. Como pode ser observado, a taxa de ataque químico aumenta com a concentração de fluoreto de amônia (NH_4F). Para razão de $\text{NH}_4\text{F}/\text{HNO}_2$ maiores que 1/10, esta taxa tende a saturar. O mesmo comportamento é observado para a taxa de ataque dos filmes com óxido de silício. Também foi verificado que o ataque químico para ambos os filmes tinha um comportamento linear com o tempo de ataque, e que a solução não saturava durante o ataque dos filmes para os volumes e as quantidades de filme consumidos. Esta solução apresenta uma boa seletividade no ataque poly/óxido e pode ser usada com sucesso na etapa de definição das regiões de porta, dreno e fonte, usando-se o óxido de silício e como máscara (ver seção IV.3). Para consumir uma espessura de 1 μm de silício policristalino, nós recomendamos que o ataque seja feito numa solução de $\text{NH}_4\text{F}/\text{HNO}_3$ na proporção de 1/40 tendo como máscara um óxido crescido sobre este filme de 1500-2000 \AA de espessura. O crescimento de óxido de silício a partir de silício policristalino tem o mesmo comportamento que aqueles crescidos sobre filme de silício monocristalino, sendo que em altas temperaturas, a oxidação é enriquecida nas fronteiras dos grãos [24,25], que por sua vez diminui a rugosidade do filme [26].

A resolução do ataque químico de silício policristalino mostrou-se bastante alta, se levarmos em conta que os filmes depositados nas condições descritas na seção III.4, apresentavam tamanho de grãos de ~ 1 μm . As fotografias mostradas nas figs. V.4.6.1 e V.4.6.2 revelam que linhas de silício policristalino de até 4 μm de larguras e espaçadas de 6 μm , podem ser definidas. Ainda observando a fig. V.4.6.2 e verifica-se que as linhas do fotorresiste utilizado (kodak 747) com larguras de 2 μm e aquelas espaçadas de 2 μm não são bem definidas. Isto impõe um limite na resolução dos filmes de silício policristalino, ou seja, se os filmes de silício policristalino tivessem tamanho de grãos que não limitasse a resolução do ataque químico,

não seria possível definir linhas com larguras $\leq 2\mu$ e o espaçamento entre estas linhas seria limitado em 2μ . É claro que, no caso acima, as linhas teriam suas bordas mais bem definidas.

A estrutura de teste utilizada para verificar a qualidade da cobertura sobre um degrau de óxido dos filmes de silício policristalino, depositados por CVD, mostra que estes filmes apresentam uma excelente cobertura sobre degraus de óxido de $\sim 0,8\mu$. Foi verificado que todas as estruturas de teste de cobertura de degrau não apresentavam nenhuma linha de silício policristalino rompida. E pela análise microscópica destas estruturas (veja fig. V.4.7) pode-se verificar que as linhas de silício policristalino não possuem falha quando passam sobre um degrau de óxido de $\sim 0,8\mu$.

Para verificarmos a composição das manchas marron que se apresentavam sobre certas condições de deposição, uma análise qualitativa foi realizada, segundo o método de emissão de raio-X, descrito na seção IV.4.9. Da análise do espectro de emissão de raio-X mostrado na fig. V.4.9, podemos concluir que estas manchas podem ser atribuídas à formação de partículas de silício na fase gasosa que precipitam na superfície da lâmina. Estes depósitos apresentavam fraca aderência (riscam facilmente com uma pinça, por exemplo), e sua estrutura (mostrada na fig. V.4.8), é um aglomerado de grãos que não parecem estar fortemente ligados entre si. Isto parece confirmar a nossa hipótese que estas manchas são depósitos de silício amorfo gerados a partir da fase gasosa.

V.1.4 - Análise dos Resultados das Cargas Presentes no Óxido de Porta

As densidades de cargas fixas e móveis no óxido de porta foram determinadas de acordo com o procedimento descrito na seção IV.5. Os valores da densidade de cargas capturadas na interface SiO_2/Si , não foram determinados devido a um grande desvio

nos valores da capacitância máxima (C_0) na temperatura ambiente, e na temperatura de nitrogênio líquido (77 K). Até o presente momento, não encontramos uma explicação para este efeito.

A tabela V.5.1 mostra que os valores das densidades de cargas fixas no óxido são bastante elevados, quando comparados com aqueles encontrados na literatura.

A carga fixa no óxido é inerente ao processo de oxidação térmica, e é um resultado de uma relação silício-oxigênio não estequiométrica (Si não saturado ou Si parcialmente oxidado).

Nós associamos aos altos valores de carga obtidos, principalmente ao passo de limpeza antes da oxidação (água deionizada com resistividade $< 15 \text{ M}\Omega$), e a etapa de oxidação (os fornos se encontravam sujos durante a realização das oxidações). A contaminação da superfície da lâmina com impureza, aumenta o número de ligações incompletas Si-O, as quais são responsáveis pela geração das cargas fixas no óxido [27].

Estes resultados não permitem separar os efeitos da oxidação, propriamente dita, e da deposição de silício policristalino sobre a densidade de cargas fixas no óxido.

A observação da fig. V.5.11 mostra uma histerese ($\sim 0,08\text{V}$) na curva CxV alta frequência. Esta instabilidade não pode ser atribuída ao deslocamento de íons móveis do óxido de silício, por dois motivos: os campos elétricos são fracos; e a mobilidade dos íons (principalmente N_A^*) na temperatura ambiente não é elevada [28]. B.H.Yun e co-autores [29] verificaram em suas medidas CxV, que capacitores com porta de silício (N^+ ou P^+) apresentam uma histerese nas curvas CxV alta frequência, e associaram à esta instabilidade, uma injeção de carga na interface Si^D/SiO_2 .

Os valores da densidade de cargas móveis no óxido de porta são relativamente baixos, apesar das condições de oxidação da lâmina, citadas no 4º parágrafo.

O efeito de histerese, causado pela injeção de cargas na interface $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2$, não introduz erro no valor calculado da densidade de cargas móveis, uma vez que a determinação de ΔV_{FB} é diferencial.

As cargas móveis no óxido de porta, são devidas à presença de íons alcalinos, principalmente sódio, já que este é mais abundante. Estas cargas são geradas, geralmente, durante a etapa de limpeza, de oxidação, e também, durante a metalização de alumínio, ou a deposição de silício policristalino.

Nós atribuímos aos valores relativamente baixos das densidades de cargas móveis, a formação de uma camada de fosforossilicato (PSG) na interface $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2$ durante a dopagem do silício policristalino [30]. Esta camada devido ao efeito de segregação e de apresentar em sua composição estrutural um leve desbalanceamento elétrico [31], permite a captura e imobilização dos íons já existentes no SiO_2 , ou gerados durante a deposição do silício policristalino.

Analizando-se a fig. V.5.1.2, verificamos (também foi verificado nos outros chips) que existe uma leve tendência dos íons móveis se localizarem mais perto da interface $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2$. Isto pode ser justificado pelo grande número de estados permitidos na interface $\text{Si}^{\text{P}}/\text{SiO}_2$ que permitem a captura dos íons.

A fig. V.5.1.2 também mostra um aumento no valor da capacitância na região de inversão, quando o capacitor está sujeito a um stress +. Este efeito é devido ao deslocamento dos íons positivos para a interface SiO_2/Si . Estes íons provocam uma forte inversão na superfície do silício, aumentando a capacitância na região de inversão. Este efeito não se verifica, quando as medidas são realizadas com capacitor com anéis de guarda [27].

VI.5 - CARACTERÍSTICAS DOS TRANSISTORES COM PORTA DE SILÍCIO

Os transistores com porta de silício apresentaram tensões de limiar negativas. Isto deve-se a grande quantidade de cargas no óxido de porta. O cálculo teórico de V_T , a partir da expressão 1.2.15 utilizando os valores experimentais obtidos pelas medidas CxV do chip 25, e, levando em conta, somente os valores das cargas fixas no óxido, fornece um valor de $-1,4V$. O valor experimental obtido através da característica $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ mostrada na fig. V.6.7 de um transistor com $W/L = 100\mu m/100\mu m$ do chip 25, é de $-2,0 V$. Esta diferença pode ser atribuída às cargas móveis no óxido de porta, ao perfil de concentração de dopantes no silício, e a erros experimentais na observação dos parâmetros que determinam a tensão de limiar.

A característica $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$, mostrada na fig. V.6.7, também fornece o valor da mobilidade dos elétrons, μ_n , no canal de inversão. A corrente I_{DS} , como função de V_{GS} , é dada por (desprezando-se o efeito de modulação de canal, $L = 100 \mu m$).

$$I_{DS} = \frac{\beta}{2} (V_{GS} - V_T)^2$$

onde:

$$\beta = \mu_n C_{ox} \frac{W}{L}$$

A inclinação da curva $\sqrt{I_{DS}} \times V_{GS}$ dá diretamente o valor de $\sqrt{\beta/2}$.

Da fig. V.6.7 temos:

$$\sqrt{\beta/2} = 2,733$$

E assim, admitindo, $\Delta W = \Delta L$, tem-se:

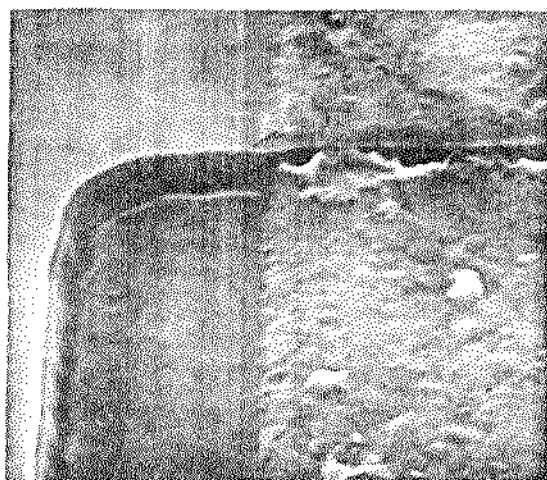
$$\beta = \mu_n C_{ox} \approx 14,94 \mu A/V^2 \quad e$$

$$\mu_N = \frac{\beta}{C_{ox}} = \frac{14,94 \times 10^{-6}}{4,4 \times 10^{-8}} \approx 340 \text{ cm}^2/\text{V.s}$$

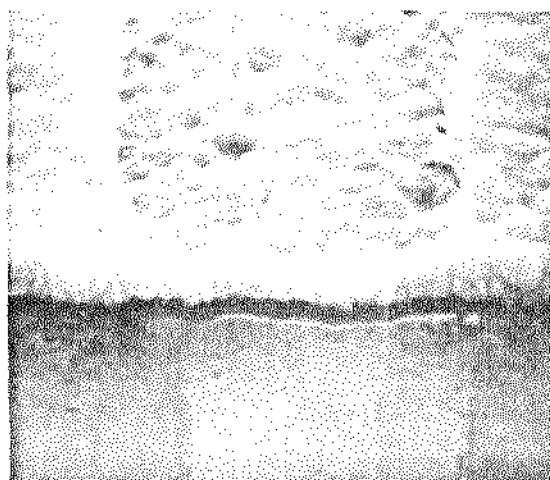
A fig. V.6. mostra as características $I_{DS} \times V_{GS}$ de um transistor com 5 μm de comprimento de canal ($\sim 4 \mu\text{m}$ efetivo). Observa-se nesta curva um grande efeito de modulação de canal. A ruptura de dreno-fonte, deste transistor, devido ao efeito de "punch-through", é de $\sim 12 \text{ V}$.

A avaliação do tempo de atraso do inversor com porta de silício não foi verificada pelos seguintes problemas no processo: a cobertura de alumínio sobre degrau de óxido e de silício policristalino, apresentava linhas com ruptura, quando o alumínio é depositado com a temperatura do substrato igual a 40°C . As figs. VI.1a e VI.1b mostram, respectivamente, as linhas de alumínio rompido ao curzar um degrau de óxido, e de silício policristalino; quando a deposição é realizada com a temperatura do substrato igual a 350°C , uma melhora sensível é verificada na cobertura de alumínio sobre óxido de silício. Entretanto, o mesmo não acontece para as linhas de alumínio que cruzam uma linha de silício policristalino (ver fig. VI.2). Nós atribuímos a isto, a rugosidade das linhas de silício policristalino, juntamente com o erro de alinhamento utilizado ($2,5 \mu\text{m}$) (a aderência do fotorresiste nas linhas rugosas e estreita ($2,5 \mu\text{m}$) mostrou-se bastante fraca).

O inversor utilizado para avaliar o desempenho dinâmico dos transistores com porta de silício foi o do próprio oscilador em anel. As formas de onda do inversor, mostradas na fig. V.6.8, indicam que o inversor chaveia com um tempo de subida de $\sim 0,4 \mu\text{s}$.



a)



b)

Fig. VI.1 - Cobertura de alumínio sobre óxido a), e silício poli-
cristalino b). Deposição de alumínio a 40°C .

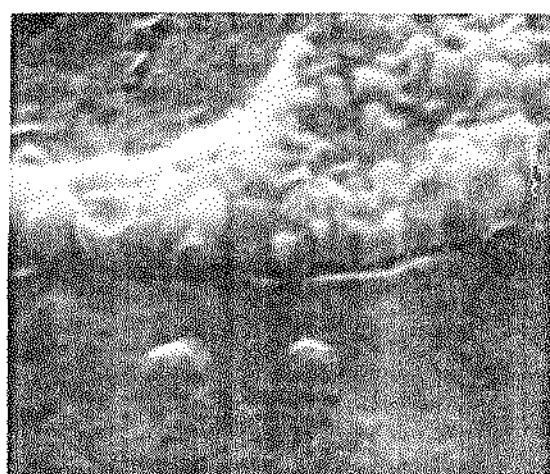


Fig. V.1.2 - Cobertura de alumínio sobre silício policristalino.
Deposição de alumínio a 350°C .

VI.6 - CONCLUSÕES

Confrontando-se o trabalho realizado com os objetivos inicialmente propostos, podemos afirmar que as principais metas foram alcançadas, isto é:

Um procedimento para obtenção de filmes de silício policristalino a partir da redução de SiCl_4 , foi estabelecido em nosso laboratório. Sendo que as características da deposição podem servir de ferramentas básicas para otimização do sistema de deposição, e desta forma, se obter deposição destes filmes com melhores uniformidades, controle e, repetibilidade.

Uma característica física e elétrica dos filmes de silício policristalino foi realizada. E um roteiro básico da fabricação de um transistor MOS com porta de silício foi desenvolvido, fornecendo informações importantes para se desenvolver uma tecnologia complexa num trabalho futuro, como por exemplo: desenvolvimento e implantação de uma tecnologia CMOS porta de silício.

VI.7 - SUGESTÕES PARA O PROSSEGUIMENTO DESTES TRABALHOS

Para o prosseguimento deste trabalho, nós sugerimos duas linhas de ação: uma na obtenção dos filmes, e a outra na caracterização destes. A primeira deveria visar a otimização do sistema de deposição, como, por exemplo:

- Otimizar o sistema de reação utilizando suceptor rotativo com aquecimento por rádio-frequência (RF). Desta forma, uma melhoria significativa na uniformidade seria conseguida, além de aumentar a capacidade de processamento do sistema.
- Utilizar, como reagente, o silano (SiH_4), que se decompõe em temperaturas mais reduzidas. Isto possibilitaria um melhor controle na taxa de deposição, e os filmes com menores tamanhos de grãos seriam obtidos.

A outra linha de ação seria a investigação de algumas características elétricas dos filmes de silício policristalino, como por exemplo: resistividades dos filmes dopados "in situ", resistência de contato enterrado (poly/N⁺), resistividades dos filmes dopados por implantação iônica, e oxidação de silício policristalino.

REFERÊNCIAS

- [1] A. Emmanuel and H.M. Pollock, "Growth of Polycrystalline Silicon Films: Grain Size", J. Electrochemical Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 120 nº 11, Nov. (1973).
- [2] J. Bloew e W.A.P. Claassen, "Nucleation and Growth of Silicon Films by Chemical Vapour Deposition", Philips Tech. Rev. Vol. 41, nº 2, p. 60-69 (1983).
- [3] H.C. Theurer, J. Electrochemical Soc. Vol. 108, nº 649 (1961).
- [4] Richar S. Rosler, "Low Pressure Chemical Vapour Deposition for Very Large Scale Integration Processing - A Review, IEEE Trans. Electron Devices, Vol. ED-26, nº 4, abril (1979).
- [5] K.K. Schuegraf, "Chemical Vapour Deposition Technology for Integrated Circuit Manufacturing", Microelectronic Manufacturing and Testing, p. 35-37, Junho (1981).
- [6] K.L. Chiang, C.J. Dell'Oca, and F.N. Schwettmann, "Optical Evaluation of Poly-Crystalline Silicon Surface Roughness", Technical Notes, J. Electroche. Society-Solid State and Technology, p. 2268, Dezembro (1979).
- [7] T.I. Kamins, J. Manoliu, and R.N. Tucker, "Diffusion of Impurities in Polycrystalline Silicon", J. Appl. Phys. Vol. 43, nº 01, Janeiro (1972).
- [8] T.I. Kamins, "Hall Mobility in Chemically Deposited Polycrystalline Silicon", J. Appl. Phys. Vol. 42, 4357 (1971).
- [9] T.I. Kamins, IEEE Trans. Parts Hybrids Packag. 10, 221 (1974).
- [10] J.Y. W. Seto, "The Electrical Properties of Polycrystalline Silicon Films", J. Appl. Phys. Vol. 46, nº 12 (1975).

- |11| P.Rai - Choudhury and P.L. Hower, J. Electrochem. Soc.120, 1761 (1973).
- |12| C.H.Seager and T.G. Castner, J. Appl. Phys. 49, 3879 (1978).
- |13| G.Baccarani, B. Ricco, and G.Spadini, "Transport properties of Polycrystalline Silicon Films", J. Appl. Phys. Vol. 49, nº 11 (1978).
- |14| A.L.Fripp and L.H. Slack, " Resistivity of Doped Polycrystalline Silicon Films", J. Electrochemical Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 120, nº 01 (1973).
- |15| M.E. Cowher and T.O. Sedgwick, "Chemical Vapor Deposited Polycrystalline Silicon", Vol. 119, nº 11 (1972).
- |16| Mohammad M. Mandurah, Krisma C. Saraswat, "A Model for Conduction in Polycrystalline Silicon - Part I: Theory", IEEE Trans. Electron Devices, Vol. ED-28, nº 10, Outubro (1981).
- |17| A.S.Grove, "Physics and Technology of Semiconductor Devices", John Wiley and Sons, New York (1967).
- |18| Len Mei, Michel Rivier, Young Kwark, and Robert W. Dutton, "Grain-Growth Mechanisms in Polycrystalline", J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol. 129, nº 8, Agosto (1982).
- |19| T.Makino and H. Nakamura, "Resistivity Changes of Heavy - Boron - Doped CBD - Prepared Polycrystalline Silicon Caused by Thermal Annealing", Solid State Electronics, Vol. 24, nº 1-D, (1981).
- |20| L.C.Kretly, "Medidas Elétricas em Dispositivos Semicondutores", Dissertação de Tese de Mestrado, FEC-UNICAMP (1978).
- |21| H.N. Naguib and L.H. Hobbs, "Al/Si and Al/Poly-Si Contact Resistance in Integrated Circuits", J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, Vol.124, nº 04, Abril (1977).

- |22| S.I.Raider, R.Fitsch, and M. J. Palmer, J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Tecnology, Vol. 122, nº 413 (1975).
- |23| Vance Hoffman, "Pratical Troubleshooting of Vacuum Deposition Processes and Equipment for Aluminum Metalization", Solid State Technology, Dezembro (1978).
- |24| E.A.Irene, E. Tierney, and D.W.Dong, "Silicon Oxidation Studies: Morphological Aspects of the Oxidation of Polycrystalline Silicon", J. Electrochem. Soc.: Solid State Science and Technology, Vol. 127, nº 3, Março (1980).
- |25| L.L. Kazmerski, O. Janjoun, D.J. Ireland, and R.L. Whitney, "A Study of the Inicial Oxidation of Polycrystalline Si Using Surface Analysis Techniques", J. Vac. Sci., Technol. Vol. 18 nº 3, Abril (1981).
- |26| R.M. Anderson and D.R. Kerr, J. Appl. Phys. 48, 4834 (1977).