

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
**FACULDADE DE ENGENHARIA ELÉTRICA E DE COMPUTAÇÃO**  
**DEPARTAMENTO DE MÁQUINAS, COMPONENTES E SISTEMAS INTELIGENTES**

**DESENVOLVIMENTO DE FILMES DE SILÍCIO-GERMÂNIO PARA  
APLICAÇÕES EM DISPOSITIVOS MOS**

Ricardo Cotrin Teixeira  
Orientador: Prof. Dr. Ioshiaki Doi

Tese de Doutorado

Campinas – SP Brasil  
2006

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
**FACULDADE DE ENGENHARIA ELÉTRICA E DE COMPUTAÇÃO**  
**DEPARTAMENTO DE MÁQUINAS, COMPONENTES E SISTEMAS INTELIGENTES**

**DESENVOLVIMENTO DE FILMES DE SILÍCIO-GERMÂNIO**  
**PARA APLICAÇÕES EM DISPOSITIVOS MOS**

Ricardo Cotrin Teixeira  
Orientador: Prof. Dr. Ioshiaki Doi

Tese de Doutorado apresentada à Faculdade de Engenharia Elétrica e Computação como parte dos requisitos exigidos para a obtenção do título de Doutor em Engenharia Elétrica.

**Área de Concentração:** Eletrônica,  
Microeletrônica e Optoeletrônica

Campinas – SP Brasil  
2006

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA  
BIBLIOTECA DA ÁREA DE ENGENHARIA E ARQUITETURA - BAE -  
UNICAMP

T235d	<p style="text-align: center;">Teixeira, Ricardo Cotrin</p> <p style="text-align: center;">Desenvolvimento de filmes de silício-germânico para aplicações em dispositivos MOS / Ricardo Cotrin Teixeira. --Campinas, SP: [s.n.], 2006.</p> <p style="text-align: center;">Orientador: Ioshiaki Doi</p> <p style="text-align: center;">Tese (doutorado) - Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Elétrica e de Computação.</p> <p style="text-align: center;">1. Silício. 2. Deposição química de vapor. 3. Filmes finos. I. Dói, Ioshiaki. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Elétrica e de Computação. III. Título.</p>
-------	--

Título em Inglês: Development of Silicon-Germanium films for MOS devices applications

Palavras-chave em Inglês: Siliium, Chemical vapor deposition, Thin films

Área de concentração: Eletrônica, Microeletrônica e Optoeletrônica

Titulação: Doutor em Engenharia Elétrica

*Banca examinadora: Fabiano Fruett, José Alexandre Diniz, Luis da Silva Zambom, Maria Beny Pinto Zakia e Peter Jürgen Tatsch*

Data da defesa: 26/04/2006

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**  
**FACULDADE DE ENGENHARIA ELÉTRICA E DE COMPUTAÇÃO**  
**DEPARTAMENTO DE MÁQUINAS, COMPONENTES E SISTEMAS INTELIGENTES**

**DESENVOLVIMENTO DE FILMES DE SILÍCIO-GERMÂNIO**  
**PARA APLICAÇÕES EM DISPOSITIVOS MOS**

Ricardo Cotrin Teixeira

Tese de Doutorado defendida e aprovada em 26 de abril de 2006 pela banca examinadora constituída pelos professores:

Prof. Dr. Fabiano Fruett  
Faculdade de Engenharia Elétrica e Computação - UNICAMP

Prof. Dr. Ioshiaki Doi  
Faculdade de Engenharia Elétrica e Computação - UNICAMP

Prof. Dr. José Alexandre Diniz  
Faculdade de Engenharia Elétrica e Computação - UNICAMP

Prof. Dr. Luis da Silva Zambom  
Faculdade de Tecnologia de São Paulo - CEETEPS

Dra. Maria Beny Pinto Zakia  
Centro de Componentes Semicondutores – UNICAMP

Prof. Dr. Peter Jürgen Tatsch  
Faculdade de Engenharia Elétrica e Computação – UNICAMP

**Dedicatória:**

Aos meus familiares.

## **Agradecimentos:**

Registro um agradecimento especial ao meu orientador, Prof. Dr. Ioshiaki Doi, e aos funcionários e amigos Eduardo A. Zambotti e Regina M. A. G. Floriano, pelo apoio e dedicação além do que lhes eram exigidos.

Este trabalho não teria terminado sem a ajuda de diversas pessoas e instituições às quais presto minha homenagem:

- Ao Prof. Dr. Jacobus W. Swart (FEEC – UNICAMP), pela oportunidade oferecida;
- À Dr.<sup>a</sup> Maria B. P. Zakia e ao Prof. Dr. José A. Diniz, (CCS – UNICAMP) pelo apoio e proveitosas discussões acerca do trabalho sendo desenvolvido;
- Ao CCS – UNICAMP e todo o seu corpo de funcionários pela infra-estrutura, sem o qual este trabalho não seria possível.
- A Prof. Dr. Fernando Iikawa (IFGW – UNICAMP), pelas medidas de Espectroscopia Micro-Raman;
- Ao Prof. Dr. Lisandro P. Cardoso (IFGW – UNICAMP), pelas medidas de Difração de Raios-X;
- Ao Dr. Gilberto Medeiros-Ribeiro e todo o grupo do MTA (LNLS – Campinas), pelas medidas de Microscopia de Força Atômica;
- Ao Prof. Dr. Daniel Mário Ugarte e todo o grupo do LME (LNLS – Campinas), pelas imagens de Microscopia Eletrônica;
- Ao Dr. Stanislav Moshkalyov (CCS – UNICAMP), M. Sc Alcinei Moura e Eng<sup>o</sup> Valter Martarello, pelo processo de corrosão das amostras;
- Ao Prof. Dr. Sebastião Gomes Santos Filho (LSI/USP) e aos amigos Ronaldo William Reis (LSI/USP) e Rogério Valentim Gelamo (IFGW/UNICAMP) pelas medidas e auxílio na análise de RBS;
- Aos amigos M.Sc. Leandro Tiago Manera, M.Sc. Fábio Aparecido Cavarsan, Maximiliano Conde A. Rocha e Anderson Tsuguio Toma pelo auxílio na extração e análise das curvas CV;
- Às agências FAPESP, CAPES, PNM/CNPq e FAEPEX/UNICAMP pelo apoio financeiro cedido ao projeto.

*As mentes são como pára-quedas, só funcionam quando totalmente abertas.*

James Dewar

## ÍNDICE

<i>LISTA DE FIGURAS</i>	<i>v</i>
<i>LISTA DE TABELAS</i>	<i>vii</i>
<i>LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS</i>	<i>ix</i>
<i>RESUMO</i>	<i>xvii</i>
<i>ABSTRACT</i>	<i>ixx</i>
<b><i>I. INTRODUÇÃO</i></b>	<b><i>1</i></b>
<b><i>I.1. JUSTIFICATIVA DO TRABALHO</i></b>	<b><i>6</i></b>
<b><i>I.2. OBJETIVO DO TRABALHO</i></b>	<b><i>7</i></b>
<b><i>I.3. APRESENTAÇÃO DO TRABALHO</i></b>	<b><i>7</i></b>
<b><i>CAP. 1 - SILÍCIO POLICRISTALINO Características e Aplicações</i></b>	<b><i>9</i></b>
<b><i>1.1 – PORTAS MOS DE SiGe-POLICRISTALINO</i></b>	<b><i>11</i></b>
<b><i>1.2 – OUTRAS APLICAÇÕES DA LIGA SiGe</i></b>	<b><i>14</i></b>
1.2.1. SiGe POLICRISTALINO	<i>14</i>
1.2.2. SiGe MONOCRISTALINO	<i>15</i>
1.2.3. NANOESTRUTURAS DE SiGe	<i>18</i>
<b><i>CAP. 2 – A TÉCNICA LPCVD E A DEPOSIÇÃO DE SiGe-POLI</i></b>	<b><i>19</i></b>
<b><i>2.1 - TIPOS DE REATORES</i></b>	<b><i>20</i></b>
<b><i>2.2 - TEORIA DA CAMADA LIMITE</i></b>	<b><i>23</i></b>
2.2.1 – LIMITE POR DIFUSÃO E TAXA DE REAÇÃO	<i>25</i>
<b><i>2.3 - PROCESSO DE NUCLEAÇÃO</i></b>	<b><i>27</i></b>
<b><i>2.4 - INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS SOBRE O PROCESSO CVD</i></b>	<b><i>28</i></b>
2.4.1 - SUPERFÍCIE DE DEPOSIÇÃO	<i>29</i>
2.4.2 - GÁS DE ARRASTE	<i>30</i>

2.4.3 – TEMPERATURA _____	31
2.4.4 - PRESSÃO TOTAL _____	32
2.4.5 - PRESSÃO PARCIAL _____	33
<b>2.5 - DEPOSIÇÃO DE FILMES FINOS DE SIGE POLICRISTALINOS POR LPCVD _____</b>	<b>33</b>
<b><i>CAP. 3 - COMPOSIÇÃO DO SISTEMA DE DEPOSIÇÃO VERTICAL _____</i></b>	<b>37</b>
<b>3.1 - CÂMARA DE REAÇÃO _____</b>	<b>38</b>
<b>3.2 - CONJUNTO MOTOR GERADOR _____</b>	<b>40</b>
<b>3.3 - SISTEMAS DE CONTROLE _____</b>	<b>41</b>
<b>3.4 - LINHAS DE GÁS _____</b>	<b>44</b>
<b>3.5 - LAVADOR DE GASES _____</b>	<b>47</b>
<b><i>CAP. 4 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO _____</i></b>	<b>49</b>
<b>4.1 – ANÁLISE DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO _____</b>	<b>49</b>
4.1.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL _____	49
4.1.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS _____	51
<b>4.2 – ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS FÍSICAS/MORFOLÓGICAS _____</b>	<b>55</b>
4.2.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL _____	55
4.2.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS _____	56
<b>4.3 – ANÁLISE DA RESISTIVIDADE DO FILME _____</b>	<b>66</b>
4.3.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL _____	66
4.3.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS Definição de melhor condição de deposição _____	67
4.3.3 – ANÁLISE DOS RESULTADOS Definição de condições de implantação/recozimento _____	69
<b>4.4 – ANÁLISE DE DISPOSITIVOS _____</b>	<b>72</b>

4.4.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL _____	72
4.4.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS _____	72
<b><i>CAP. 5 – CONCLUSÕES</i></b> _____	<b>77</b>
<b><i>BIBLIOGRAFIA</i></b> _____	<b>79</b>
<b><i>TRABALHOS PUBLICADOS</i></b> _____	<b>85</b>
<b>RELACIONADOS AO TEMA DA TESE</b> _____	<b>85</b>
<b>OUTROS TRABALHOS</b> _____	<b>87</b>

## LISTA DE FIGURAS

- Figura 1: Aibo, o cão-robô da Sony, em sua versão mais recente (esq) que pega o osso e o traz de volta ao dono, possui uma série de sensores, além de reconhecer mais de 100 palavras e comandos vocais. À direita, robô Wakamaru, da Mitsubishi, com poder de reconhecer 4 pessoas distintas pela face, se localizar dentro da casa, distinguir mais de 10.000 palavras e conversar com seus proprietários. O desenvolvimento da eletrônica/microeletrônica e computação estão trazendo a ficção à realidade. .... 1
- Figura 2: Telas (screenshots) dos jogos de boxe do Atari dos anos 80 (esq) e do atual Xbox (dir). A evolução da microeletrônica permitiu imagens cada vez mais realistas para a indústria de entretenimento. .... 2
- Figura 3: Tabela Periódica destacando os elementos utilizados em microeletrônica na década de 1970 (acima) e os novos materiais utilizados e/ou em estudo para próximas etapas da nanoeletrônica (abaixo). .... 5
- Figura 4: Os níveis de energia da liga SiGe apresentam valores intermediários entre os elementos individuais, conforme a porcentagem dos constituintes [13]. .... 10
- Figura 5: Formas de heteroepitaxia de SiGe sobre substrato de Si. (A) relaxada, com defeitos na interface Si-SiGe e (B) pseudomórfica com stress distribuído na camada de SiGe. .... 16
- Figura 6: Seção transversal de um dispositivo MOSFET com Si estressado na região do canal [27]. .... 18
- Figura 7: Formação de um filme fino por CVD. .... 20
- Figura 8: Representação esquemática do contorno da camada limite, de altura  $\delta(x)$  em um reator vertical (a) e em um reator horizontal (b). .... 24
- Figura 9: Taxa de Deposição (R) em função do inverso da Temperatura. Na região limitada por taxa de reação o valor de R varia rapidamente e a inclinação da curva fornece o valor de  $E_a$ . Na região onde o processo CVD é limitado por transporte de massa a variação de R é mais lenta. .... 26
- Figura 10: Diagrama esquemático da montagem experimental do Reator Vertical PMC 200. .... 37
- Figura 11: Câmara de Reação do Reator Vertical. (a) equipamento em funcionamento (b) esquemático. .... 39
- Figura 12: Diagrama esquemático da malha hidráulica de refrigeração da Câmara de Reação. .... 39
- Figura 13: Detalhe mostrando a alteração efetuada na forma de sustentação do suscepter de grafite devido às constantes quebras no ponto de solda de quartzo. .... 40
- Figura 14: Ligação do Motor-Gerador ao Reator Vertical para aquecimento do suscepter. .... 41
- Figura 15: Exemplo de programa utilizado para processo CVD no Reator Vertical. .... 42
- Figura 16: Circuito de controle de temperatura do Reator Vertical. .... 43
- Figura 17: Linhas de gás do console. .... 46
- Figura 18: Lavador de gases do Reator Vertical. (a) lavador em funcionamento. (b) esquemático. .... 48
- Figura 19: Pontos de medida de elipsometria. Uma faixa de 5 mm ao redor da lâmina foi descartada a fim de evitar a variação de temperatura sobre a amostra devido ao efeito de borda. A origem das medidas foi tomada próximo ao ângulo reto resultante da clivagem e valores de  $\Delta$  e  $\Psi$  foram retirados a cada 0,2 polegadas nos eixos x (comprimento - horizontal) e y (largura - vertical), cobrindo uma área total de 1 polegada quadrada. .... 51
- Figura 20: Taxa de deposição em função da (inverso da) temperatura, para as amostras de SiGe-poli obtidas a 5 e 10 Torr. A deposição a 10 Torr apresenta saturação entre 700 e 750 °C. .... 51

- Figura 21: Curvas de nível dos filmes de SiGe-poli conforme resultados obtidos por elipsometria. Abaixo, os valores de espessura média ( $\langle t \rangle$ ) e desvio padrão ( $\sigma$ ) para cada amostra, que apresentou valores abaixo de 1%. Todos os valores apresentados são em Å.....53-54
- Figura 22: Espectro Raman das amostras de SiGe-poli como-depositadas. A variação nas intensidades relativas ocorre devido à variação na concentração de Ge presente nos filmes..... 57
- Figura 23: Porcentagem de Ge nos filmes finos obtidos por LPCVD, extraídos a partir de análise do espectro Raman [56-57]. Observa-se o máximo de 32% de Ge nas amostras depositadas a 600 °C ..... 58
- Figura 24: Espectros RBS das amostras de SiGe-poli com a curva de ajuste obtida pelo programa de simulação RUMP. .... 61
- Figura 25: Comparação entre os resultados obtidos por RBS e espectroscopia micro-Raman para a fração de Ge – x – nas amostras obtidas. Apesar da pequena diferença nos valores absolutos, o comportamento é o mesmo tanto para análise RBS como Raman ..... 62
- Figure 26: Imagem AFM – modo intermitente – de filme de SiGe-poli depositado a 5 Torr, 600 °C. (A) imagem de topografia (B) imagem de fase. Em destaque (setas) contornos que podem representar twinnings (grãos vizinhos de mesma orientação cristalina, mas rotacionados entre si). ..... 63
- Figure 27: (A) tamanho de grão e (B) rugosidade de superfície das amostras de SiGe em função da temperatura de deposição. .... 64
- Figura 28: Orientação preferencial dos grãos cristalinos no filme de SiGe-poli, conforme obtido através da análise da intensidade dos picos de ressonância XRD..... 65
- Figura 29: Resistividade dos filmes de SiGe-poli dopados com P em função da temperatura de deposição. As amostras depositadas a 500 °C apresentaram o menor valor de resistividade, independente da pressão utilizada ..... 68
- Figura 30: Resistividade dos filmes de SiGe-poli em função de x (A) e da concentração de P (B)..... 68
- Figura 31: Resistividade das amostras dopadas com P em função da (A) temperatura de recozimento e (B) dose de implantação. Os filmes de SiGe-poli apresentaram valores de  $\rho$  menores que o Si-poli em todas as condições analisadas ..... 70
- Figura 32: Resistividade das amostras dopadas com B em função da (A) temperatura de recozimento e (B) dose de implantação. As amostras de SiGe-poli apresentaram resultados similares ou melhores que as contrapartes de Si-poli independente das condições de dopagem empregadas ..... 71
- Figura 33: Comparação da espessura do óxido ( $T_{OX}$ ) calculado a partir da curva CV em função da temperatura de recozimento (acima) e dose de implantação (abaixo) para amostras dopadas com B e P. O SiGe-poli apresentou menores valores de  $T_{OX}$  para todas as condições de dopagem, o que equivale a uma redução no efeito de depleção de porta (PDE). As curvas apresentadas são apenas para facilitar a visualização e não têm significação física..... 73
- Figura 34: Comparação entre curvas CV normalizadas de capacitores MOS fabricados com SiGe-poli e Si-poli. (A) Comparação de  $V_{FB}$ . (B) Efeito das cargas de interface ..... 74
- Figura 35: Curvas CV para capacitores MOS fabricados com SiGe-poli. O aumento da temperatura do RTA diminui o valor de  $Q_{SS}$  (A), mas aumenta  $N_{IT}$  (B) ..... 74
- Figure 36: Medidas CV (A) e IV (B) de capacitores MOS com eletrodo de SiGe-poli e SiON como dielétrico de porta. Um tratamento térmico após a fabricação dos dispositivos melhora as características do capacitor MOS. .... 75

## LISTA DE TABELAS

<i>Tabela 1 : Parâmetros de processo para deposição de SiGe-poli .....</i>	<i>50</i>
<i>Tabela 2: Variação de espessura das amostras de SiGe-poli calculadas como % sobre a espessura média (<math>u = 100 \times \sigma / \langle t \rangle</math>).....</i>	<i>55</i>
<i>Tabela 3: Composição e espessura das amostras de SiGe-poli conforme resultados da análise RBS ....</i>	<i>60</i>
<i>Tabela 4: Comparação dos resultados entre Raman/RBS (x) e elipsômetro/RBS (t) .....</i>	<i>63</i>
<i>Tabela 5: Condições de processo empregadas para caracterização de <math>R_s</math>. (apenas para P).....</i>	<i>66</i>

## LISTA DE SIGLAS E SÍMBOLOS

A lista a seguir refere-se às siglas, abreviações e símbolos utilizados no texto. As letras em maiúsculas referem-se às utilizadas para a formação da sigla/abreviação e a tradução para o português é apresentada, quando aplicável.

$\Leftrightarrow$	: Transforma em
$\propto$	: Proporcional
$\theta$	: Ângulo de incidência
$\lambda$ (1)	: Livre caminho médio de difusão sobre a superfície
$\lambda$ (2)	: Comprimento de onda
$\Phi$ (1)	: Fase (elétrica)
$\Phi$ (2)	: Função trabalho
$\delta$ (x)	: Espessura da camada limite na posição x
$\mu\text{m}$	: Micrômetro
$\sim$	: Aproximadamente
$<$	: Menor
$< \# \# \# >$	: Índice de Muller para orientação cristalina (# representa um número inteiro)
$< A >$	: Valor médio da grandeza A
$=$	: Igual
$>$	: Maior
$^{\circ}$	: Grau
$^{\circ}\text{C}$	: Grau Celcius ou Grau Centígrado
$^{\circ}\text{C}/\text{seg}$	: Grau Celcius por segundo
$\mu\text{F}$	: Micro-Faraday
$^{11}\text{B}^{+}$	: Íon do isótopo 11 do boro
$^{31}\text{P}^{+}$	: Íon do isótopo 31 do fósforo
A	: Ampere
Å	: Angstrom
$A_{(s)}$	: Átomo de Si ou Ge (sólido – já depositado sobre o substrato)
Å/min	: Angstrom por minuto
AFM	: <i>Atomic Force Microscopy</i> Microscopia de força atômica
$\text{AH}_n$	: Precursor de deposição; A representa um átomo de Si ou Ge
$\text{AH}_n^*$	: Espécie precursora adsorvida; A representa um átomo de Si ou Ge

AMD	: <i>Advanced Micro Devices</i>
APCVD	: <i>Atmospheric Pressure Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor à pressão atmosférica
Ar	: Argônio, átomo de
at / cm <sup>2</sup>	: Átomos por centímetro quadrado
at/cm <sup>3</sup>	: Átomos por centímetro cúbico
B	: Boro, átomo de
B <sub>2</sub> H <sub>6</sub>	: Di-borano, molécula de
BiCMOS	: <i>Bipolar Complementary Metal-Oxide-Semiconductor</i> Metal-óxido-semicondutor complementar e bipolar
BOC	: <i>British Oxygen Company Limited</i>
CD	: <i>Critical Dimension</i> Dimensão crítica
CF <sub>4</sub>	: Tetra-fluor-metano (halocarbono 14), molécula de
CHF <sub>3</sub>	: Tri-fluor-metano (halocarbono 23) , molécula de
CI	: Circuito Integrado
CL	: <i>Boundary Layer</i> Camada limite ou Camada estagnante
cm	: Centímetro
cm <sup>(-2)</sup>	: (por) centímetro quadrado
cm <sup>-1</sup>	: Unidade de deslocamento raman (vetor de onda)
C <sub>max</sub>	: Capacitância máxima
CMOS	: <i>Complementary Metal-Oxide-Semiconductor</i> Metal-óxido-semicondutor complementar
Comm	: <i>Common</i> Comum
C <sub>ox</sub>	: Capacitância por unidade de área
C <sub>s</sub>	: Concentração de átomos na superfície
CV, curva	: Curva capacitância vs tensão
CVD	: <i>Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor
DC	: <i>Direct Current</i> Corrente contínua
DCS	: Di-cloro-silana, molécula de
E <sub>a</sub>	: Energia de ativação
ECR	: <i>Electron Cyclotron Resonance</i> Ressonância ciclotrônica de elétrons
E <sub>g</sub>	: Espessura da banda proibida (em unidades de energia)
EOT	: <i>Equivalent Oxide Thickness</i> Espessura equivalente de óxido

Epi-Si	: Silício epitaxial
eV	: Eletron-Volt
Exp	: Exponencial ( $e^x$ )
Fe	: Ferro, átomo de
FET	: <i>Field Effect Transistor</i> Transistor de efeito de campo
FiSPQ	: Ficha de Segurança de Produto Químico
FWHM	: <i>Full Width at Half Maximum</i> Largura a meia altura
GaAs	: Arseneto de Gálio, molécula de
Ge	: Germânio, átomo de
GeH <sub>4</sub>	: Germana, molécula de
GeH <sub>m</sub> Cl <sub>n</sub>	: n-cloro-germana ( $n+m = 4$ ), molécula de
GHz	: Gigahertz
H	: Hidrogênio, átomo de
H* <sub>(A)</sub>	: Representa hidrogênio adsorvido (ligado a um átomo A).
H <sub>2</sub>	: Hidrogênio, molécula de
H <sub>2</sub> O	: Água, molécula de
H <sub>2</sub> O <sub>2</sub>	: Água oxigenada (peróxido de hidrogênio), molécula de
HBr	: Ácido bromídrico; hidreto de bromo, molécula de
HBT	: <i>Heterojunction Bipolar Transistor</i> Transistor bipolar de heterojunção
HCl	: Ácido Clorídrico; hidreto de cloro, molécula de
He <sup>2+</sup>	: Átomo de hélio duplamente ionizado
He-Ne	: Hélio – Neônio
HP	: <i>Horse Power</i> Cavalo vapor
Hz	: Hertz
i.e.	: Isto é
IBM	: <i>International Business Machines</i>
I <sub>DS</sub>	: Corrente elétrica entre dreno ( <i>drain</i> ) e fonte ( <i>source</i> )
IEEE	: <i>Institute of Electrical and Electronics Engineers, Inc</i>
II	: Implantação Iônica
I <sub>off</sub>	: Corrente sublimar do transistor entre dreno ( <i>drain</i> ) e fonte ( <i>source</i> )
I <sub>on</sub>	: Corrente de <i>drive</i> do transistor entre dreno ( <i>drain</i> ) e fonte ( <i>source</i> )
ITRS	: <i>International Technology Roadmap for Semiconductors</i> Mapa internacional de tecnologia para semicondutores
IV, curva	: Curva corrente vs tensão

J	: Joule
k	: Constante de Boltzmann ( $=1,380\ 6503 \times 10^{-23} \text{ J K}^{-1}$ ou $8.617 \times 10^{-5} \text{ eV K}^{-1}$ )
K (1)	: Grau Kelvin
K (2)	: Coeficiente de extinção
Kcal	: Kilo-caloria
keV	: Kilo-eletronvolt
KHz	: Kilohertz
KVA	: Kilovolt-ampere
KW	: Kilowatt
KW/cm <sup>2</sup>	: Kilowatt por centímetro quadrado
LPCVD	: <i>Low Pressure Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor à baixa pressão
lpm	: Litro por minuto
LTO	: <i>Low Thermal Oxidation</i> Oxidação a baixa temperatura
m <sup>3</sup>	: Metro cúbico
m <sup>3</sup> /h	: Metro cúbico por hora
mA/cm <sup>2</sup>	: mili-ampère por centímetro quadrado
MBE	: <i>Molecular Beam Epitaxy</i> Epitaxia por feixe molecular
MEMS	: <i>Micro Electro Mechanical Systems</i> Sistemas micro-eleto-mecânicos
MeV	: Mega-eletronvolt
MFM	: <i>Mass Flow Meter</i> Medidor de fluxo de massa
min	: Minuto
mm	: Milímetro
Mol	: Mole ( $6,022\ 141\ 5 \times 10^{23}$ partículas)
MOS	: <i>Metal-Oxide-Semiconductor</i> Metal-óxido-semicondutor
MOSFET	: <i>Metal-Oxide-Semiconductor Field Effect Transistor</i> Transistor metal-óxido-semicondutor de efeito de campo
MSDS	: <i>Material Safety Data Sheet</i> Ficha de dados de segurança do produto
mTorr	: Mili torr
mV	: Mili Volt
mW	: Mili-watt
mΩ.cm	: Miliohm centímetro
N	: Nitrogênio, átomo de

n	: Índice de refração
N <sub>2</sub>	: Nitrogênio, molécula de
NaOH	: Hidróxido de sódio; soda cáustica, molécula de
NC	: <i>Normally Closed</i> Normalmente fechada
Ni	: Níquel, átomo de
N <sub>IT</sub>	: Densidade de estados de Interface
nm	: Nanômetro
n-MOS	: <i>n-type Metal-Oxide-Semiconductor</i> Metal-óxido-semicondutor tipo n
NO	: <i>Normally Opened</i> Normalmente aberta
O	: Oxigênio, átomo de
O <sub>2</sub>	: Oxigênio, molécula de
P	: Fósforo, átomo de
PDE	: <i>Poly Depletion Effect</i> Efeito de depleção do poli (Si-poli)
PECVD	: <i>Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor assistida por plasma
PF	: <i>Power Factor</i> Fator de potência
pF	: Pico-Faraday
PH <sub>3</sub>	: Fosfina, molécula de
PMC	: <i>Phoenix Materials Corporation</i>
p-MOS	: <i>p-type Metal-Oxide-Semiconductor</i> Metal-óxido-semicondutor tipo p
pol	: Polegada
ppm	: <i>Parte por milhão</i>
QC	: <i>Quantum Cascades</i> Cascatas quânticas
Q <sub>SS</sub>	: Densidade efetiva de cargas no óxido
R	: Taxa de deposição
RBS	: <i>Rutherford Back Scattering</i> Retro-espalhamento de Rutherford
RCA	: <i>Radio Corporation of America</i>
RF	: Rádio Frequência
RIE	: <i>Reactive Ion Etch</i> Corrosão por íon reativo
RLC, circuito	: Resistor-indutor-capacitor, circuito

rms	: <i>Root Mean Square</i> Média quadrática
RPCVD (1)	: <i>Reduced Pressure Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor à pressão reduzida
RPCVD (2)	: <i>Remote Plasma Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor através de plasma remoto
R <sub>S</sub>	: Resistividade de folha
RTA	: <i>Rapid Thermal Annealing</i> Recozimento térmico rápido
RTP	: <i>Rapid Thermal Processing</i> Processamento térmico rápido
RTPCVD	: <i>Rapid Thermal Processing Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor em processamento térmico rápido
sccm	: <i>Standard cubic centimeter per minute</i> Centímetro cúbico padrão por minuto
SCE	: <i>Short Channel Effect</i> Efeito de Canal curto
seg	: <i>Segundos</i>
SEMATEC	: <i>SEmiconductor MAnufacturing TEChnology</i>
SEMI	: <i>Semiconductor Equipments and Materials Institute</i>
SF <sub>6</sub>	: Hexafluoreto de enxofre, molécula de
Si	: Silício, átomo de
Si <sub>2</sub> H <sub>6</sub>	: Di-silana, molécula de
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	: Nitreto de silício, molécula de
SiGe	: Silício-germânio
SiGe-poli	: Silício-germânio policristalino
SiH <sub>2</sub>	: Silileno, molécula de
SiH <sub>2</sub> Cl <sub>2</sub>	: Di-cloro-silana, molécula de
SiH <sub>4</sub>	: Silana, molécula de
SiH <sub>m</sub> Cl <sub>n</sub>	: n-cloro-silana (n+m = 4) , molécula de
SiO <sub>2</sub>	: Óxido de silício; dióxido de silício, molécula de
SiON	: Oxinitreto de silício
Si-poli	: Silício policristalino
SMD	: <i>Surface Mounting Device</i> Dispositivo de montagem em superfície
SMT	: <i>Surface Mounting Techniques</i> Técnica de montagem em superfície
SPC	: <i>Solid Phase Crystalization</i> Cristalização em fase sólida
SSR	: <i>Super Step Retrograde</i>

T	: Temperatura
t	: Espessura
TFT	: <i>Thin Film Transistors</i> Transistores de filmes finos
TLV	: <i>Threshold Limit Value</i> Valor limite de exposição
Torr	: Unidade de pressão equivalente a 1 mm de Hg (0,001 315 789 atmosferas)
T <sub>OX</sub>	: Espessura de óxido
u	: Variação de espessura (em %)
UHVCVD	: <i>Ultra High Vacuum Chemical Vapor Deposition</i> Deposição química por vapor em ultra-alto vácuo
V	: Volt
V <sub>a</sub>	: Tensão de Early
V <sub>DS</sub>	: Tensão entre dreno ( <i>drain</i> ) e fonte ( <i>source</i> )
V <sub>FB</sub>	: <i>Flat Band Voltage</i> Tensão de banda plana
V <sub>gs</sub>	: Tensão porta ( <i>gate</i> ) – fonte ( <i>source</i> )
VLSI	: <i>Very Large Scale Integration</i> Integração em escala muito ampla
V <sub>t</sub>	: Tensão de limiar
W	: Watt
WSC	: <i>World Semiconductor Council</i>
x	: Concentração de germânio na liga SiGe
XRD	: <i>X-Ray Diffraction</i> Difração de raios X
Y-Δ, chave	: Estrela-triângulo, chave
Δ	: Ângulo medido por elipsometria para cálculo de espessura e índice de refração de um filme fino
Ω.cm	: Ohm-centímetro
Ω/qd	: Ohm por quadrado
Ψ	: Ângulo medido por elipsometria para cálculo de espessura e índice de refração de um filme fino
ρ	: Resistividade
σ (1)	: Desvio padrão
σ (2)	: <i>Stress</i>
ω	: Vetor de onda central da ressonância raman
★ <sub>(A)</sub>	: Representa um sítio livre de adsorção (ligado a um átomo A)

## RESUMO

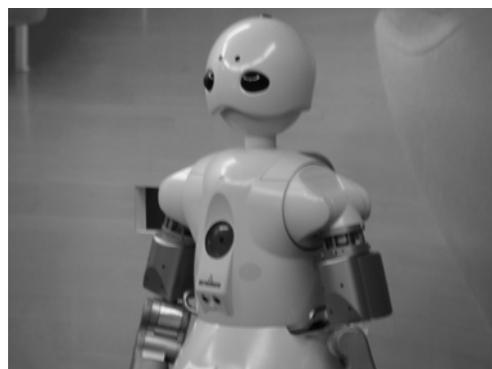
Conforme os dispositivos eletrônicos atingem dimensões nanométricas, surgem limitações que não podem ser solucionadas com os materiais empregados atualmente, como efeito de canal curto, depleção de porta, corrente de fuga e variação do  $V_t$  devido à variação estatística da dopagem. Dessa forma, novos materiais devem ser introduzidos no processo de fabricação para solucionar estes problemas. Um dos materiais cotados é a liga de silício germânio policristalino (SiGe-poli) em substituição ao Silício policristalino (Si-poli), utilizado atualmente como material de porta em MOSFET's. Nesta tese, estudamos a deposição de filmes de SiGe-poli utilizando um reator LPCVD vertical visando a fabricação de dispositivos MOS. Tanto o processo de deposição como características morfológicas e físicas dos filmes obtidos foram analisadas. Também foram realizadas medidas elétricas nas amostras e em dispositivos. Verificamos que os filmes obtidos apresentam uma excelente uniformidade e suas características elétricas permitem o seu uso em eletrodos de porta de dispositivos MOS.

## ABSTRACT

As electron devices shrink to nanometric scale, new concerns emerge that cannot be solved using the materials employed nowadays such as short channel effect, gate depletion, high leakage current and  $V_t$  spreading due to statistical variation of the doping process. Thus, new materials must be included in the manufacturing process in order to solve these problems. One of these materials is the polycrystalline silicon germanium alloy (poly-SiGe) as substitution for the polycrystalline silicon (poly-Si) in MOSFET gate applications. In this thesis, we study the deposition of poly-SiGe thin films using a vertical LPCVD reactor aiming for MOS devices fabrication. Both the deposition process and morphological and physical characteristics of the deposited samples were evaluated. Electrical measurements were also performed on the samples and on devices. We found that the obtained samples have an excellent uniformity and that the electrical characteristics allow its usage as gate electrodes in MOS devices.

## I - INTRODUÇÃO

É consenso geral que vivemos hoje a era da informação. O conhecimento se tornou um dos fatores-chaves para qualquer país, seja ele desenvolvido ou em desenvolvimento. Esta necessidade provocou uma série de avanços tão grandes e freqüentes que fica difícil acompanhar os lançamentos quase diários das novidades, principalmente na área da eletrônica. No ano de 2005 vimos o lançamento de celulares com televisão embutida, enquanto que uma das empresas telefônicas da Finlândia planeja acabar com os telefones públicos por causa da baixa demanda, de acordo com o jornal "Folha de São Paulo" (16/set/2005, seção dinheiro). Robôs com capacidade de identificar seus donos pela face foram anunciados recentemente no Japão, deixando para trás o pequeno Aibo, o cão-robô da Sony, lançado há 6 anos (Figura 1).



*Figura 1: Aibo, o cão-robô da Sony, em sua versão mais recente (esq) que pega o osso e o traz de volta ao dono, possui uma série de sensores, além de reconhecer mais de 100 palavras e comandos vocais. À direita, robô Wakamaru, da Mitsubishi, com poder de reconhecer 4 pessoas distintas pela face, se localizar dentro da casa, distinguir mais de 10.000 palavras e conversar com seus proprietários. O desenvolvimento da eletrônica/microeletrônica e computação estão trazendo a ficção à realidade.*

Todo essa evolução, gerada em grande parte pelas descobertas e invenções realizadas durante as corridas nuclear e espacial na segunda metade do século XX [1], tornou os últimos 30 anos os mais produtivos para a ciência e tecnologia com uma diferença que salta aos olhos. Como comparar o CP500 e TK-85 (computadores da década de 1980) com os atuais Xeon (Intel) e Opteron (AMD)? Ou então os vídeo-

games Atari e Odissey com os atuais Xbox e PlayStation (Figura 2)? Isso sem contar o surpreendente avanço do telefone celular que, 20 anos após o seu lançamento, se tornou a grande mania mundial, com mais de 80 milhões de usuários apenas no Brasil.



Figura 2: Telas (*screenshots*) dos jogos de boxe do Atari dos anos 80 (esq) e do atual Xbox (dir). A evolução da microeletrônica permitiu imagens cada vez mais realistas para a indústria de entretenimento.

Todo esse desenvolvimento tem uma origem e um fator comuns, sem os quais nada disso seria possível: a invenção do transistor (ou a descoberta do efeito transistor, como preferem alguns) e as técnicas de miniaturização. Inventado no Bell Labs em 1947 [2], o transistor (então bipolar) veio para suprir necessidades da telefonia de longa distância, substituindo os relês e repetidores mecânicos que inviabilizariam a construção do sistema. Em 1961, a *Texas Instruments* lançou comercialmente o primeiro Circuito Integrado (CI) [1] fabricado utilizando a tecnologia planar e, desde então, transistores bipolares e de efeito de campo (FET –*Field Effect Transistor*), além de outras geometrias e dispositivos, são fabricados em dimensões cada vez menores em circuitos cada vez mais complexos. Seja através de SMD/SMT (*Surface Mounting Devices / Techniques*) ou através da tecnologia CMOS/VLSI (*Complementary Metal-Oxide-Semiconductor / Very Large Scale Integration*), a miniaturização de dispositivos eletrônicos e, mais recentemente, mecânicos, tem permitido que computadores e sistemas cada vez mais potentes e com mais capacidade de memória sejam construídos, o que, por sua vez, permite que circuitos cada vez mais complexos sejam projetados e executados a um custo (financeiro e de tempo) menor. Alguns exemplos práticos podem ser utilizados para ilustrar como estas técnicas auxiliaram na obtenção do atual grau de complexidade de dispositivos eletrônicos: a) a Intel anunciou recentemente a produção do Montecito Itanium 2, processador *dual core* com mais de

um bilhão de transistores de dimensões de 90 nm em uma área menor que uma polegada quadrada, e b) todos os 380.000 testes para as sondas Spirit e Opportunity, que chegaram a Marte em 2004, foram realizados em simulações de computador, levando em conta milhares de perturbações atmosféricas e resultando em duas aterrissagens perfeitas, exatamente como simuladas, sem que nenhum teste físico precisasse ser realizado.

Estes avanços e redução de dimensões são, na verdade, uma constante desde a invenção do primeiro transistor de estado sólido. O dispositivo tipo MOSFET (*Metal-Oxide-Semiconductor Field Effect Transistor*), principal componente da indústria eletrônica atualmente, tem reduzido as suas dimensões de maneira sistemática desde a década de 70 com o que passou a se chamar Lei de Moore [3], de forma que saímos da escala milimétrica para a escala nanométrica em um intervalo de tempo de aproximadamente 30 anos. Se levarmos em conta as dimensões verticais, a microeletrônica já alcançou a escala nanométrica há vários anos, coisa que faz agora nas dimensões horizontais também, com a tecnologia de 90 nm disponível comercialmente. Transistores com esta dimensão de porta utilizam uma camada de óxido de silício, o principal dielétrico da tecnologia CMOS, com apenas 3 nm de espessura, o que equivale a distância ocupada por cerca de 6 moléculas de SiO<sub>2</sub>. Na verdade, a nanoeletrônica já não é uma novidade nos laboratórios de pesquisa. Transistores com comprimento de canal de 70 nm foram demonstrados em laboratório operando a temperatura de nitrogênio líquido em 1987 e em temperatura ambiente em 1992 [4]. O atual estado-da-arte de dispositivos MOS (*Metal Oxide Semiconductor*) mostra transistores com comprimento de canal de 4 nm [5] e óxido de porta de 0,8 nm de espessura [6]

Todo este desenvolvimento, porém, não vem sem custo. O gasto em pesquisa para garantir a chamada Lei de Moore cresceu na mesma proporção que a dimensão de dispositivos diminuiu, de forma que diversas associações foram criadas para garantir a continuidade desse desenvolvimento. Organizações como a SEMATEC (*SEmiconductor MAnufacturing TEChnology*), WSC (*World Semiconductor Council*) e SEMI (*Semiconductor Equipments and Materials Institute*) uniram empresas concorrentes como Intel e AMD; Philips e Texas Instruments para dividir recursos e

riscos do desenvolvimento nos chamados setores pré-competitivos de pesquisa, como novos materiais e novas geometrias/topologias de dispositivos. Isto se torna particularmente necessário em nosso atual estágio de desenvolvimento, em que a velocidade e a quantidade dos dispositivos em um único chip estão tornando o consumo de potência um item preocupante e o aquecimento, um problema tão grande que os novos processadores não são resultados de novas reduções nas dimensões dos transistores individuais, mas da tecnologia *dual-core*, i.e., dois processadores são colocados em paralelo em um único chip de maior área para aumentar a capacidade de processamento do dispositivo.

Contudo, o principal problema para as próximas gerações de transistores não é o superaquecimento dos chips ou o consumo de potência em si, mas sim quanto dessa potência é gasto em correntes de fuga. As regras de escalamento usadas atualmente levaram a uma espessura de óxido de porta que já está no limite da corrente de fuga desde 1995 [3]. Além disso, os próximos nós tecnológicos de 65 e 45 nm precisarão de um óxido de porta tão fino que praticamente não isolaria o eletrodo de porta do transistor MOSFET, tornando a corrente de fuga por tunelamento tão grande ou maior que a corrente de *drive* do transistor. Além disso, os dopantes utilizados no silício policristalino (Si-poli – material do eletrodo de porta dos atuais transistores), principalmente o boro, praticamente não têm em dielétricos desta espessura uma barreira para difusão e migram para a região de canal no substrato, causando uma maior deterioração no desempenho do transistor. Para corrigir este problema, menores doses e temperaturas de ativação são usadas para dopagem do Si-poli o que causa o fenômeno de depleção no eletrodo de porta (*PDE – Poly Depletion Effect*) e diminui a capacitância do dispositivo, também causando uma deterioração no seu desempenho. Outro problema emerge da dimensão dos grãos cristalinos do Si-poli, que já é da ordem ou até maior que a dimensão dos dispositivos, o que causa problemas de reprodutibilidade de dispositivos sub-100 nm.

Estas limitações levam à necessidade de introduzir novos materiais (Figura 3) que possam substituir os atuais dielétricos e eletrodo de porta, bem como interconexões, para que possamos alcançar as próximas etapas previstas no ITRS (*International Technology Roadmap for Semiconductors [7]*). Óxidos de terras raras

como Háfnio e Zircônio, além dos mais conhecidos nitreto de silício e oxinitreto de silício ou alumínio têm se mostrado como boas alternativas para materiais de alta constante dielétrica para substituição do óxido de silício, enquanto que silicetos metálicos e metais e a liga de SiGe são propostas para substituição do Si-poli.

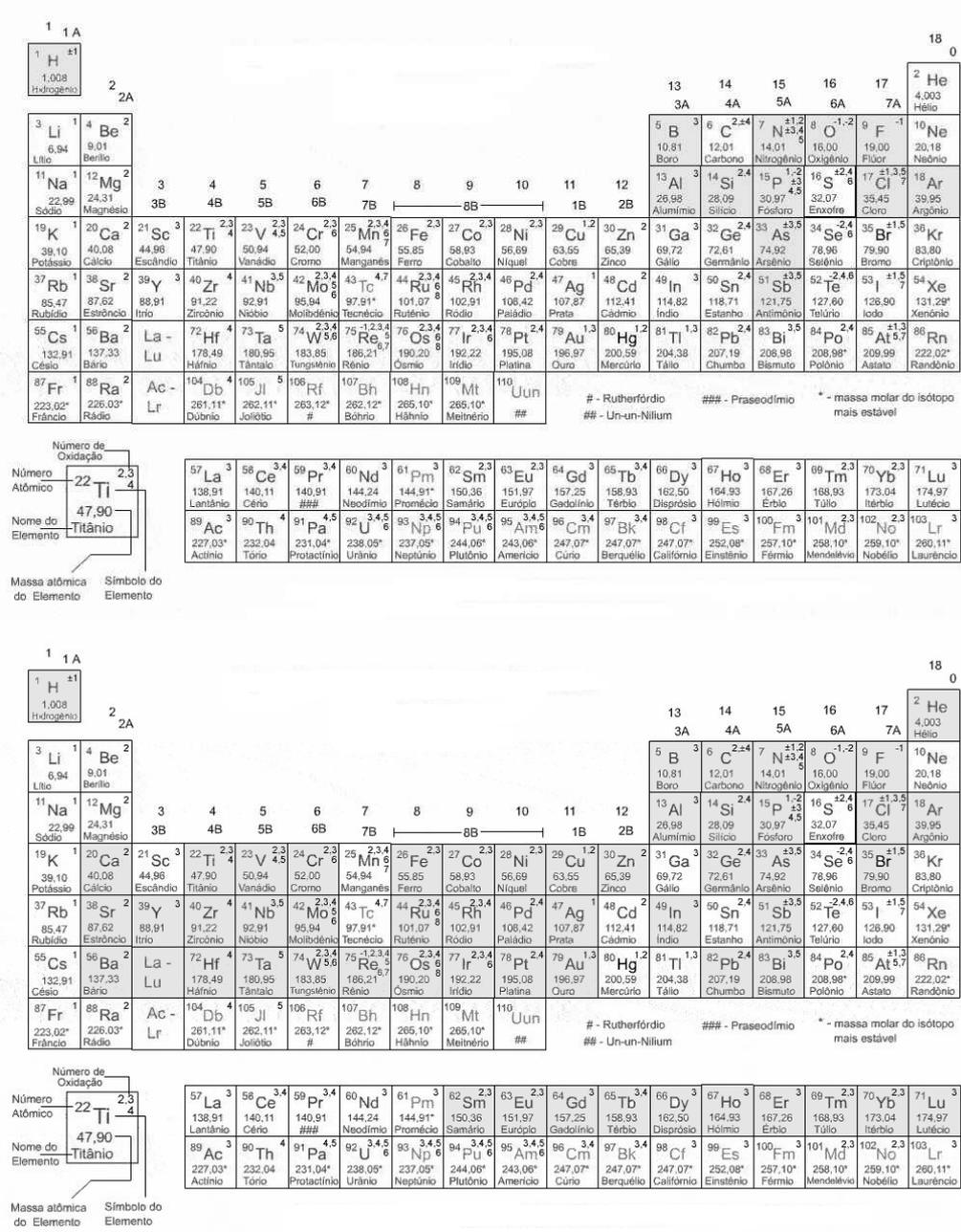


Figura 3: Tabela Periódica destacando os elementos utilizados em microeletrônica na década de 1970 (acima) e os novos elementos químicos utilizados ou em estudo para próximas etapas da nanoeletrônica (abaixo).

## 1.1 - JUSTIFICATIVA DO TRABALHO

O Si-poli foi, durante décadas, o principal material para eletrodo de porta de transistores MOS. Porém, o escalamento de dispositivos a dimensões sub-micrométricas e nanométricas, fez com que efeitos antes desprezíveis, como por exemplo, a geometria e a espessura do canal se tornassem importantes. O efeito de depleção de porta (PDE) tem se tornado um problema cada vez maior, conforme a espessura do dielétrico de porta atinge dimensões de apenas alguns nanômetros e tende a se agravar para as gerações de dispositivos sub-50 nm. O PDE causa um aumento na espessura efetiva do dielétrico de porta (EOT – *Equivalent Oxide Thickness*), o que, por sua vez, altera todas as características elétricas do dispositivo fabricado, desde a tensão de limiar ( $V_t$ ) até a velocidade de operação. A fim de minimizar ou eliminar este problema, sugeriu-se o retorno ao uso de metais, puros ou na forma de silicetos, como material para o eletrodo de porta dos transistores MOS. Porém, as incompatibilidades de processo, a dificuldade de se obter um material que sirva tanto para porta n-MOS e p-MOS e, no caso dos silicetos, a baixa estabilidade térmica, limitam e/ou impedem o uso destes materiais como eletrodo de porta MOS.

A liga de Silício Germânio policristalina ( $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ -poli ou simplesmente SiGe-poli), contudo, não enfrenta nenhum problema de compatibilidade de processo, oferecendo uma fácil integração com a atual tecnologia de produção de transistores tipo MOS. O SiGe-poli reúne a estabilidade térmica do Si com a baixa resistividade do Ge a fim de oferecer um material com grandes vantagens ao Si-poli e de mais fácil integração ao processo de produção que os metais.

É visando este objetivo que o atual trabalho foi desenvolvido. Apesar da fácil migração da atual tecnologia de Si-poli para o SiGe-poli, alguns aspectos da deposição da liga ainda precisam ser resolvidos, como por exemplo a qualidade da interface com o óxido, a uniformidade da deposição e repetibilidade do processo.

## 1.2 - OBJETIVO DO TRABALHO

O principal objetivo deste trabalho é a obtenção e caracterização de filmes finos de SiGe-poli, visando sua aplicação como eletrodo de porta de transistores tipo MOSFET. Os filmes serão depositados utilizando a técnica RPCVD (*Reduced Pressure Chemical Vapor Deposition*) em um reator vertical tipo *pancake* empregando como precursores os gases silana ( $\text{SiH}_4$ ) e germana ( $\text{GeH}_4$ ).

## 1.3 - APRESENTAÇÃO DO TRABALHO

Este trabalho está organizado em 6 capítulos, sendo este capítulo identificado por I, de introdução, onde apresentamos as justificativas e os objetivos deste trabalho.

No capítulo 1 fazemos uma revisão sobre o filme de SiGe-poli, descrevendo as suas vantagens, comportamento elétrico e suas principais aplicações.

No capítulo 2 descrevemos o processo CVD (*Chemical Vapor Deposition*) de uma maneira geral, discutindo as influências dos diversos parâmetros sobre o filme obtido.

No capítulo 3 apresentamos as principais características do nosso sistema CVD e no capítulo 4, os resultados, dados de análises das caracterizações efetuadas e as discussões a respeito das propriedades observadas nos filmes obtidos neste reator.

No capítulo 5, apresentamos as conclusões deste trabalho e sugestões sobre trabalhos futuros que podem ser feitos a respeito da deposição de SiGe-poli.

## Capítulo 1 – SILÍCIO GERMÂNIO POLICRISTALINO:

### Características e Aplicações

A liga de SiGe vem sendo estudada como uma possível aplicação em dispositivos de estado sólido desde que foi obtida, em forma homogênea, no final da década de 1930, devido às suas características elétricas e ópticas [8]. A maior parte dos estudos relacionados a este, assim como outros materiais semicondutores, veio do interesse em materiais de estado sólido criado pelas necessidades da II Grande Guerra e nos anos que se seguiram de pós-guerra/guerra fria [1]. É desta época que se define grande parte das propriedades e um dos principais limites para a aplicação da liga de SiGe: a necessidade de 8% do material minoritário. De acordo com H. Brooks (*apud* Levitas [8]) a inserção de átomos de Ge em um cristal de Si (ou de Si em um cristal de Ge) gera uma não-periodicidade na rede cristalina, distribuída randomicamente, que se manifestará na forma de deformações na estrutura de banda do cristal. O espalhamento gerado por esta não-periodicidade é similar ao efeito do espalhamento térmico, porém, em menor intensidade. Assim, Brooks calculou que se o cristal de Si (Ge) contiver menos de 8% de Ge (Si), o espalhamento gerado pela liga a 300 K (temperatura ambiente) se torna desprezível se comparado aos efeitos do espalhamento térmico e nenhuma alteração nas propriedades do material será observada.

Em obedecendo este limite, i.e. fração de Ge (Si) de 8%, a liga de SiGe reúne as principais vantagens de ambos os materiais para a fabricação de dispositivos. Do silício, a liga herda a compatibilidade do processo de deposição com o processo de fabricação, ou seja, não há necessidade de grandes alterações na cadeia produtiva para inserir este novo material [9-10]. Os mesmos equipamentos empregados atualmente para a deposição de Si/Si-poli podem ser utilizados, bastando incluir um gás portador de Ge (normalmente a germana –  $\text{GeH}_4$ ) e uma redução na temperatura de processo para obter a liga com diferentes concentrações de Ge. Outras características físicas também são aproveitadas do Si como, por exemplo, suporte a altas temperaturas e alta resistência mecânica.

Do Ge, a liga recebe a vantagem do menor ponto de fusão, o que permite a deposição em temperaturas mais baixas [11] (o SiGe-poli pode ser depositado em torno de 400 a 500 °C em fornos horizontais de baixa pressão) e também uma menor taxa térmica para ativação de dopantes, que, junto com uma maior porcentagem de ativação e menor resistividade intrínseca do Ge, permite que uma menor dose de dopantes e temperatura de processo sejam utilizados para se obter um filme de resistividade igual ou inferior à sua contraparte de Si/Si-poli [9, 12].

Outra característica da liga de SiGe é a sua estrutura eletrônica, intermediária a de seus componentes (figura 4). Por possuírem afinidades eletrônicas (distância entre o nível de vácuo e a banda de condução) muito similares, mas faixas proibidas (*bandgap*) bem diversas (o *bandgap* do Ge é metade do *bandgap* do Si) a liga tem posições relativas da banda de condução e, principalmente, de valência que podem ser ajustadas entre estes extremos (puro Si e puro Ge). Desta forma, pode-se fazer uso da Engenharia de Função Trabalho<sup>1</sup> ( $\Phi$ ), ou seja, pode-se variar o nível da banda de valência em até 400 mV, apenas controlando a quantidade de Ge na liga [13], o que pode beneficiar, particularmente, dispositivos tipo p-MOS.

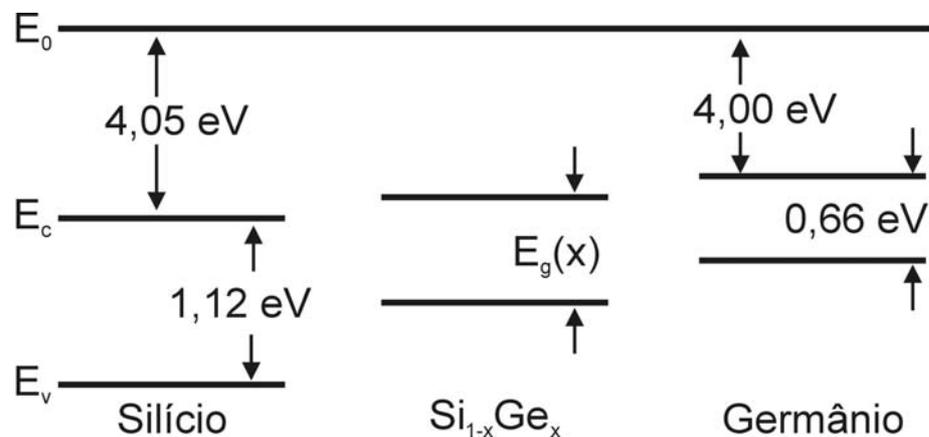


Figura 4: Os níveis de energia da liga SiGe apresentam valores intermediários entre os elementos individuais, conforme a porcentagem dos constituintes [13].

<sup>1</sup> Na verdade, o estudo da diferença de função trabalho entre o substrato e o eletrodo de porta é considerado um dos valores fundamentais para a tensão de limiar de transistores MOS desde o início das portas de Si-poli, quando se percebeu que a dopagem pode alterar o valor de  $\Phi$  pelo estreitamento do *bandgap* no eletrodo de porta. Ver por exemplo N. Lifshitz; *IEEE Transactions on Electron Devices*, vol 32, nr 3, pp 617 (1985). Esta característica também é importante para estruturas de super-redes e dispositivos ópticos.

## 1.1 – PORTAS MOS DE SiGe-POLICRISTALINO

As características engenharia de função trabalho, baixa resistividade, etc..., presentes em ambas as fases mono e policristalina, podem ser grandemente aproveitadas conforme a dimensão dos dispositivos MOS atingem dimensões sub-micrométrica profunda ( $<0,25 \mu\text{m}$ ) e nanométrica ( $<100 \text{ nm}$ ). Nesta dimensão de comprimento de canal, diversos problemas emergem e o atual eletrodo de porta fabricado com Si-poli dopado já não supre mais todas as necessidades para a fabricação de transistores. Os principais problemas para dispositivos nanométricos são os que surgem a partir do Efeito de Canal Curto (SCE – *Short Channel Effect*) e Depleção do Eletrodo de Porta de Si-poli (PDE – *Poly Depletion Effect*).

O SCE ocorre quando as regiões de depleção em torno das junções de fonte e dreno criam uma região de carga de valor não desprezível e reduzem o comprimento efetivo do canal, induzindo cargas nesta região. O resultado disso é uma redução no valor de  $V_t$  e da Tensão de Early ( $V_a$ ) – a região de saturação da curva  $I_{DS} \times V_{DS}$  tem uma maior inclinação – e já podem ser verificados em transistores de comprimento de canal relativamente longo, em torno de  $10 \mu\text{m}$  [14]. Uma das formas de se eliminar este problema, seria utilizar um substrato mais dopado, a fim de reduzir a região de depleção em torno das junções. Ao fazer isso, porém, verificamos um aumento na corrente de sublimiar do transistor ( $I_{off}$ ) e diminuição da corrente de *drive* ( $I_{on}$ ), o que acaba afetando outras figuras de mérito do dispositivo como ganho e transcondutância [15]. Outras formas de distribuição de dopagem na região do canal já foram propostas, como o *Super Step Retrograde* – SSR – [16], porém, a remoção de dopantes da região de interface causa um aumento na  $I_{off}$  por causa da baixa  $V_t$  empregada nestes casos [15].

Enquanto o SCE é um problema intrínseco às dimensões do dispositivo, o PDE surge como um efeito colateral à necessidade de junções ultra-rasas para a escala nanométrica [4,7]. Como a maioria dos transistores MOS é construídos de forma auto-alinhada (dopagem simultânea de porta e junções de fonte/dreno), a dose de dopantes necessária para a formação das junções se torna diluída em um eletrodo de porta muito

mais espesso<sup>2</sup>. Some-se a isso a baixa taxa térmica para a formação de tais junções (pelo uso de *spike RTP – Rapid Thermal Processing – ou flash RTP*), o que acarreta uma ativação reduzida no eletrodo de Si-poli, e a difusão de dopantes para o substrato através do dielétrico de porta ultrafino, principalmente B, e temos uma área próxima à interface do Si-poli/SiO<sub>2</sub> que fica depletada de portadores quando o transistor é ativado pela  $V_t$  [17]. Como consequência, observamos um aumento da espessura efetiva do dielétrico de porta (EOT – *Equivalent Oxide Thickness*) da ordem de 7 Å para uma espessura física de 10-15 Å de óxido, ou seja, um aumento de cerca de 50% na EOT [7], que vai refletir em uma redução considerável da capacitância e da corrente fonte-dreno ( $I_{on}$ ) e, portanto, do desempenho do transistor.

Além destes problemas, a regra de escalamento utilizada atualmente, que reduz a espessura do óxido e aumenta a concentração do substrato conforme se reduz o comprimento da porta do transistor, não pode mais ser seguida, pois as correntes de fuga por tunelamento e na junção p-n já atingiram valores muito elevados e estes níveis de dopagem precisam ser revistos [3-4].

A fim de corrigir estes problemas, precisamos então de um material para eletrodo de porta que (a) permita um ajuste na tensão  $V_t$  dos transistores, sem aumentar a dopagem do substrato; (b) possua uma menor resistividade que o Si-poli usado atualmente e/ou exija uma taxa térmica para ativação de dopantes similar à necessária para formação das junções de fonte e dreno e (c) evite a difusão de dopantes através do óxido para a região do canal.

O SiGe-poli, além de suprir todas estas necessidades, pode ser empregado como eletrodo de porta tanto para transistores n-MOS como p-MOS, utilizando a mesma técnica de auto-alinhamento da porta com as junções de fonte e dreno que o Si-poli. Fazendo uso da Engenharia de Função Trabalho, podemos ajustar o valor de  $\Phi$  e, portanto, ajustar o valor de  $V_t$  em até 400 mV para os transistores p-MOS sem que seja necessário implantação iônica na área de canal para controle de  $V_t$  e SCE. Isso torna o processo de fabricação mais simples e elimina os problemas causados pela implantação iônica no canal (redução da mobilidade de portadores, aumento do campo elétrico transversal e oscilação da dose de implantação), permitindo que dispositivos

---

<sup>2</sup> Pelas regras de escalamento, a espessura do eletrodo de porta equivale ao dobro do comprimento do canal.

mais rápidos sejam construídos [18]. Além disso, o SiGe apresenta menor difusibilidade para os átomos de boro (principal dopante tipo p), o que diminui a sua migração para a região de canal através do óxido de porta ultra fino, e menor resistividade de folha e maior ativação para dopantes tipo p e tipo n, ou seja, os efeitos do PDE e SCE são diminuídos [9, 17]. Dispositivos n-MOS também são beneficiados pela menor taxa térmica e depleção de porta, porém o ajuste de  $V_t$  pela Engenharia de Função Trabalho não se aplica neste dispositivo. De qualquer forma, as melhorias introduzidas pela porta de SiGe-poli em um dispositivo tipo CMOS (*Complementary Metal-Oxide-Semiconductor* – dispositivo que utiliza p-MOS e n-MOS simultaneamente), combinada com técnicas de distribuição vertical de dopantes, como a SSR, pode resultar em um aumento de 15% na transcondutância e de até 45% no ganho de tensão para dispositivos com comprimento de canal na região de sub-mícron profundo [19].

Apesar de alguns resultados mostrarem que a aplicação de SiGe como eletrodo de porta não conseguiria corrigir os efeitos de SCE para dispositivos nanométricos [15], o uso de super-halos nas junções de fonte e dreno [20] (dopagem não uniforme, tanto vertical quanto lateral) permitiu tratar separadamente os problemas causados por SCE e PDE, estendendo o uso do SiGe-poli para dispositivos com tais dimensões [19].

Todas estas vantagens, porém, ainda não são suficientes para o uso comercial do SiGe-poli em portas MOS. Problemas com a transferência de padrões (aderência e remoção do fotorresiste), uniformidade e repetibilidade do processo de deposição, qualidade da interface com o óxido de porta, limpeza, oxidação e corrosão seca (por plasma) geram sérias complicações para a formação de portas MOS como um processo controlado e reprodutivo [9].

O SiGe possui menor reatividade química, pois o Ge é mais reativo que o Si. Esta característica o torna mais susceptível à corrosão por plasma, de forma que é muito complicado controlar a dimensão da porta utilizando os gases normalmente utilizados para Si-poli, como o  $SF_6$  e halocarbonos, devido ao *under cut* – corrosão lateral do filme de SiGe-poli – seja durante o processo de corrosão seca ou durante as etapas subseqüentes de limpeza (o SiGe é solúvel em água oxigenada, um composto presente em quase todas as etapas da limpeza RCA estendida, atualmente utilizada em diversos laboratórios). Recentemente, Lin [9] desenvolveu um processo que usa

camadas de Si-poli e LTO (*Low Thermal Oxidation*) sobre o SiGe-poli como forma de proteção, e um plasma baseado em HBr para a formação de portas de SiGe-poli com paredes verticais e dimensões bem controladas.

Uma outra forma de corrigir os problemas de SCE e, principalmente, PDE, seria o uso de metais como eletrodo de porta, porém a dificuldade de se obter metais com função trabalho compatíveis com os dispositivos n-MOS e p-MOS e a incompatibilidade destes materiais com o atual processo de fabricação de transistores, torna esta alternativa pouco viável atualmente. Um estudo de portas metálicas para transistores MOS nanométricos pode ser vista em [21]. Os silicetos, como o de Ni [22], também são alternativas a serem consideradas, caso tenham sua estabilidade térmica melhorada.

## 1.2 – Outras Aplicações da Liga SiGe

A liga SiGe não se aplica somente a eletrodos de porta para transistores MOS, nem esta é a sua maior área de aplicação. Como estes tópicos estão fora do escopo deste trabalho, apresento a seguir um breve resumo de outras aplicações da liga SiGe, tanto poli quanto monocristalino. Recomendo aos interessados nestas outras aplicações que recorram aos artigos citados aqui e às referências neles contidas para maiores detalhes.

### 1.2.1. – SiGe POLICRISTALINO

Além de portas MOS, a fase policristalina da liga já é estudada há mais de uma década para aplicações em TFT [23] (*Thin Film Transistors* – transistores de filmes finos), empregados em tecnologias como *displays*, que necessitam de grandes áreas e substratos vítreos. Nestes casos, as baixas temperaturas necessárias para deposição e recozimento do SiGe-poli é um fator determinante, uma vez que estes substratos não suportam as altas temperaturas utilizadas na tecnologia de Si-poli. Além disso, os

dispositivos TFT têm muito a ganhar com as melhores características elétricas (resistividade e mobilidade de portadores) da liga. Dispositivos MEMS (*Micro Electro Mechanical Systems* – sistemas micro-eleto-mecânicos) também podem se valer da menor taxa térmica de deposição/recozimento de duas formas, além das características elétricas e físicas. Primeiro, porque o nível de stress intrínseco e do gradiente de stress do filme fino de SiGe-poli tende a ser menor, uma vez que o substrato está sujeito a menores dilatações durante o processamento e segundo, porque a menor temperatura permite a construção do dispositivo MEMS depois da fabricação do sistema de controle, facilitando a confecção de sistemas monolíticos [24]. Mesmo quando não é completamente cristalizado, o SiGe-poli (neste caso chamado de microcristalino) encontra aplicação como célula solar [25].

### 1.2.2. – SiGe MONOCRISTALINO

Apesar de exigir um processamento mais refinado e condições mais críticas para deposição, a maioria das aplicações do SiGe são feitas utilizando a sua fase monocristalina. Por causa da pequena diferença no parâmetro de rede<sup>3</sup> do Ge em relação ao Si – principal material da indústria eletro-eletrônica – da possibilidade de engenharia de função trabalho e das melhores características elétricas, principalmente mobilidade de portadores e resistividade, o SiGe encontrou várias formas de uso na fabricação de dispositivos micro/nano-eletrônicos e opto-eletrônicos através da heteroepitaxia em substratos de Si.

A epitaxia de SiGe sobre um substrato de Si (heteroepitaxia) pode gerar camadas definidas como relaxada (deslocada) ou pseudomórfica (estressada). No primeiro caso, a interface Si-SiGe apresenta defeitos para acomodar a diferença no parâmetro de rede entre os dois materiais (figura 5a). Esta quantidade de defeitos se torna tanto maior quanto maior for o descasamento das redes cristalinas entre os materiais, ou seja, está relacionada com a quantidade de Ge na liga. A presença de defeitos na interface não é uma característica desejada para a fabricação de

dispositivos eletrônicos, principalmente quando se trata de transistores bipolares, pois os defeitos atuam como armadilhas e/ou centros de espalhamento reduzindo a mobilidade de portadores e introduzindo efeitos elétricos indesejados. Desta forma, o crescimento de camadas pseudomórficas (figura 5b) é o mais desejado para a fabricação de heteroestruturas. Além da ausência de defeitos, o stress presente na camada epitaxial de SiGe pode reduzir ainda mais o *bandgap* da liga e aumentar a mobilidade dos portadores [26].

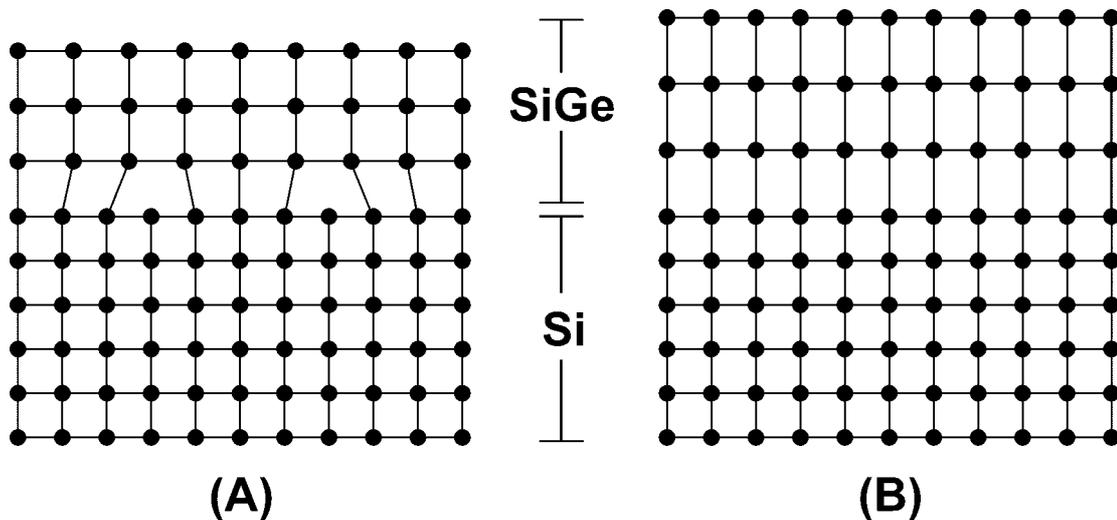


Figura 5: Formas de heteroepitaxia de SiGe sobre substrato de Si. (A) relaxada, com defeitos na interface Si-SiGe e (B) pseudomórfica com stress distribuído na camada de SiGe.

As primeiras tentativas de se obter camadas heteroepitaxiais de SiGe foram realizadas por MBE (*Molecular Beam Epitaxy* – epitaxia por feixe molecular) durante a década de 1980, porém esta técnica se mostrou muito complexa para aproveitamento comercial. Por outro lado, a técnica de CVD, empregada já há muito tempo para outros materiais, apresentou resultados tão bons quanto o MBE e, por isso, se tornou a técnica mais comumente utilizada [27-28]. Em 1986, a IBM desenvolveu um processo de produção em massa para dispositivos bipolares baseados em camadas heteroepitaxiais de SiGe [28] e o interesse sobre tais estruturas se difundiu muito rápido. Um exemplo disto pode ser visto no número de publicações sobre o assunto, que cresceu vertiginosamente, atingindo a marca de centenas de artigos publicados por ano durante as décadas de 1980 e 1990 [29].

<sup>3</sup> 4,17% a temperatura ambiente

Usado principalmente como material da base em transistores bipolares/HBT (*Heterojunction Bipolar Transistor* – transistor bipolar de heterojunção) e BiCMOS (*Bipolar Complementary Metal-Oxide-Semiconductor*), a camada epitaxial de SiGe é utilizada comercialmente desde a introdução da tecnologia 0.18  $\mu\text{m}$ , no final da década de 1990. Desde então, diversos dispositivos como amplificadores de baixo ruído, osciladores controlados por voltagem e transmissores e receptores de fibra óptica fazem uso deste material [28] e até mesmo sistemas completos e altamente integrados, como um sistema de comunicação sem fio construído em um único chip, já está disponível comercialmente [27].

Além de melhorar o desempenho de dispositivos, antes construídos unicamente em Si, o SiGe tem se mostrado um forte candidato a substituto do GaAs em dispositivos voltados para telecomunicações, uma área que a tecnologia de Si não alcança aplicações devido às altas velocidades de chaveamento necessárias [27-28]. Fabricando camadas com concentração gradual de Ge, é possível aumentar o ganho de corrente e  $V_a$  e diminuir o tempo de trânsito na base do transistor bipolar. Com isso, dispositivos com frequências de corte da ordem de 350 GHz – da ordem ou melhor que alguns dispositivos de GaAs – já foram obtidos [27].

Camadas heteroepitaxiais de SiGe também foram sugeridas para o uso em canais para transistores de efeito de campo (FET), porém a baixa qualidade do óxido de SiGe inviabilizaria a construção do dispositivo. Neste tipo de aplicação, uma camada de SiGe relaxado (sem stress) é depositado sobre o substrato de Si e, sobre esta, uma nova camada de Si, de poucos nanômetros de espessura, é depositada (Figura 6). Esta nova camada de Si é pseudomórfica e a diferença do parâmetro de rede com a camada de SiGe gera um stress tênsil na direção de comprimento do canal do transistor MOS. O stress induzido na camada superior de Si causa um aumento de até 70% na mobilidade de portadores (dependendo da quantidade de Ge na camada inferior), que vai se refletir em outras figuras de mérito do transistor. Um aumento de 15% em  $I_{on}$  foi observado em dispositivos MOSFET construídos sobre esta estrutura, utilizando 15% de Ge na liga [27].

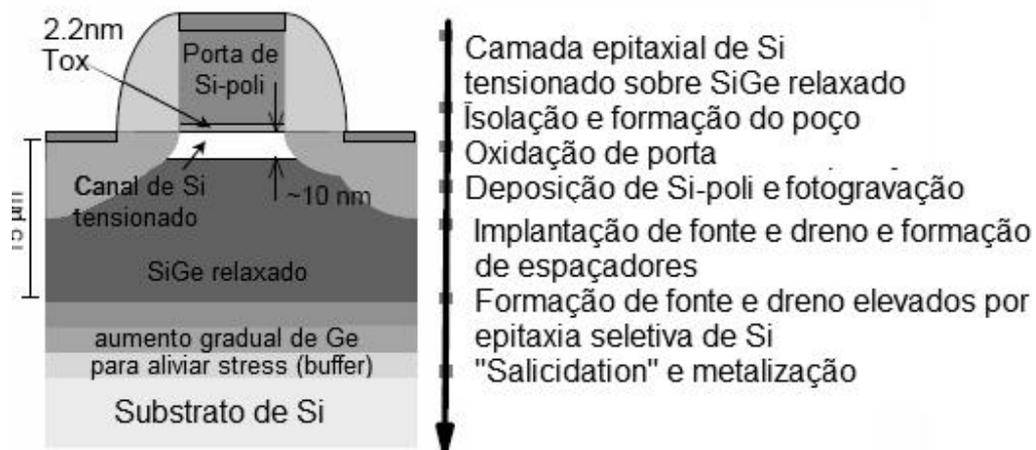


Figura 6: Seção transversal de um dispositivo MOSFET com Si estressado na região do canal [27]

### 1.2.3. – NANOESTRUTURAS DE SiGe

As camadas heteroepitaxiais de SiGe também podem ser obtidas com espessuras de alguns angstrom a alguns nanômetros para formar estruturas de super-redes, poços quânticos e até mesmo *quantum cascades* (QC). Tais estruturas são importantes construções para detectores para a região do infravermelho [30] e raios-X [31] e, principalmente, para a região de comprimento de onda entre 1,3 e 1,5  $\mu\text{m}$ , de grande importância para comunicações ópticas. A formação de QC de SiGe/Si é cotada até mesmo como emissor laser, apesar do transição indireta do Si [30,31]. Com a compatibilidade do SiGe ao processo de fabricação de dispositivos eletrônicos, uma nova geração de dispositivos/circuitos opto-eletrônicos deve surgir nos próximos anos em forma monolítica e possibilitando um grau de integração entre a eletrônica e lasers de uma forma revolucionária.

## CAP. 2 – A TÉCNICA LPCVD E A DEPOSIÇÃO DE SiGe-POLI

O processo CVD (*Chemical Vapor Deposition*) é conhecido há mais de 50 anos sendo utilizado para obtenção de filmes de diversos materiais metálicos, semicondutores e dielétricos. Para o silício, foi utilizado inicialmente na deposição de filmes epitaxiais monocristalinos e adaptado durante a década de 70 para o Si-poli, primeiro à pressão atmosférica (APCVD) e depois para baixas pressões (LPCVD) [32-33]. A liga de silício-germânio faz uso desta tecnologia desde meados da década de 1980 [28]. A alta produtividade deste reator (um reator LPCVD horizontal pode processar até 200 lâminas de uma única vez), a boa cobertura de degrau e a uniformidade de espessura do filme que podem ser obtidos neste reator tornaram a deposição de filmes por LPCVD um dos processos mais difundidos e importantes na indústria da microeletrônica [32].

Resumidamente, o processo CVD pode ser descrito como a formação de um filme sólido sobre um substrato pelas reações químicas dos gases reagentes na superfície do substrato. Tal processo envolve as seguintes etapas (figura 7) [32]:

- i) Introdução no reator dos gases reagentes e diluentes a dada composição e fluxo;
- ii) Transporte/movimento das espécies reativas até o substrato;
- iii) Adsorção das espécies reativas na superfície do substrato;
- iv) Migração das espécies na superfície e reações químicas de formação do filme;
- v) Dessorção dos subprodutos da reação;
- vi) Transporte dos subprodutos da reação para a região de fluxo principal;
- vii) Remoção dos subprodutos gasosos e gases não consumidos da câmara de reação.

Neste capítulo, serão apresentadas descrições gerais do processo CVD, a começar pelos tipos de reatores e detalhando aspectos importantes como fatores limitantes e a influência dos parâmetros de deposição sobre características finais do filme fino obtido. Uma visão mais detalhada do processo de deposição de SiGe-poli, especificamente, é apresentada ao final do capítulo.

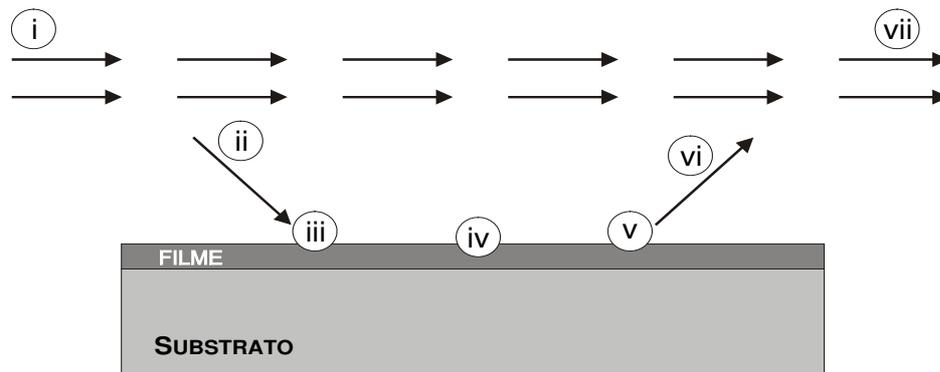


Figura 7: Formação de um filme fino por CVD.

## 2.1 - TIPOS DE REATORES

Dada a versatilidade do processo CVD, ele é utilizado em diversas áreas da tecnologia. Isto gerou uma série de reatores que empregam diferentes fontes de aquecimento, geometrias e outras características, formando uma série bastante grande de equipamentos utilizados para a mesma finalidade: a decomposição dos reagentes (normalmente por alta temperatura – pirólise) e a deposição sobre o substrato de um filme fino na fase desejada (policristalino, microcristalino, monocristalino ou amorfo).

Um reator CVD pode ser classificado de 4 formas, de acordo com características específicas do processo e/ou equipamento [32]. São elas:

Quanto à Pressão: maneira mais comum de se caracterizar um reator devido à grande diferença que exerce sobre a estrutura final do filme. Permite dois tipos de classificação: LPCVD (*Low Pressure Chemical Vapor Deposition*) e APCVD (*Atmospheric Pressure Chemical Vapor Deposition*). Conforme mencionado no início deste capítulo, um sistema de LPCVD permite a formação de filmes de melhor qualidade, aderência ao substrato e cobertura de degraus. O LPCVD possui algumas subdivisões: quando operado a pressões de algumas dezenas de Torr, também é chamado de RPCVD (*Reduced Pressure CVD*) e quando operado abaixo da escala de mTorr, é denominado

UHVCVD (*Ultra High Vacuum CVD*). Este último é utilizado principalmente para a obtenção de filmes monocristalinos por epitaxia ou heteroepitaxia. O sistema de APCVD tem por principal vantagem atingir maiores taxas de deposição.

Quanto a Geometria do Reator: Outra forma de classificação é pela geometria do reator, que pode ser vertical ou horizontal. A geometria é definida pela maneira em que a área de reação se apresenta em corte longitudinal. Assim, se o reator é formado por um tubo “deitado”, é classificado como horizontal. Se este tubo for colocado “de pé”, então teremos um sistema vertical. Um sistema composto de uma redoma (*bell jar*), dentro da qual ocorre o processo CVD também é considerado um sistema vertical;

Quanto ao Método de Aquecimento: Entre as diversas maneira de se aquecer o substrato e a mistura gasosa, o sistema de aquecimento resistivo é o mais comum. Normalmente, este tipo de aquecimento é utilizado em reatores horizontais e é composto de 3 regiões de resistências; uma central que define a temperatura de operação e duas externas que servem para aplainar o perfil da temperatura em uma grande extensão do reator. Com esse tipo de aquecimento é possível a formação de regiões com dezenas de centímetros de comprimento e pequenas variações de temperatura (menos de 1 °C). Este reator possui a mesma configuração dos fornos normalmente utilizados para oxidação e difusão.

Nos sistemas verticais o método de aquecimento mais comum é o indutivo, que consiste em um susceptor de grafite colocado sobre uma bobina por onde passa uma corrente de alta frequência (RF, de alguns KHz). Esse RF induz a formação de correntes internas no susceptor (correntes de Foucault), responsáveis pelo aquecimento

da grafite. Como o substrato é colocado sobre o susceptor, ele é aquecido por condução térmica.

Mescla entre estes dois modelos mais comuns são facilmente encontradas, formando um sistema horizontal de aquecimento indutivo, bastante utilizado em APCVD de camadas epitaxiais de silício monocristalino, e sistemas verticais de aquecimento resistivo, que vêm sendo utilizado recentemente a fim de reduzir os problemas envolvidos com a depleção dos gases reagentes, principalmente para a deposição de Si-poli.

Também é comum em sistemas verticais o uso de PECVD (*Plasma Enhanced CVD*). Este tipo de reator apresenta a grande vantagem de poder trabalhar com baixas pressões mantendo o substrato em baixas temperaturas (da ordem de 300 °C ou menos), uma vez que o plasma, e não a temperatura, é o agente responsável pela decomposição dos reagentes. Contudo, filmes baseados em Si depositados a partir desta técnica costumam apresentar uma alta concentração de H (os precursores de Si são normalmente gases de hidretos), o que os torna úteis para aplicações em células solares, mas não indicados para dispositivo microeletrônicos. Uma variação para contornar este problema é o RPCVD (*Remote Plasma CVD* – sigla igual ao *Reduced Pressure*) onde o plasma é gerado em uma câmara e a deposição ocorre em outra.

Outro sistema menos comum é o RTPCVD (*Rapid Thermal Processing CVD*) com aquecimento através de lâmpadas halógenas. Normalmente utilizado em sistemas verticais que processam uma lâmina de cada vez (*single-wafer*), este tipo de reator tem ganhado força recentemente, conforme o diâmetro das lâminas de silício vem aumentando (atualmente está em 300 mm), por ser um processo muito rápido e, em caso de problemas, apenas uma lâmina se perde e não o lote inteiro. Também é possível realizar o RTPCVD utilizando

um aquecedor de grafite e um obturador (*shutter*), que controla o aquecimento, mas este sistema é pouco comum.

Quanto às Paredes do Reator: Os reatores podem ser classificados ainda como de “paredes quentes” ou de “paredes frias” e esta característica do reator pode limitar a faixa de operação do equipamento. Em reatores com paredes quentes, caso da maioria dos reatores comerciais (horizontais e de aquecimento resistivo), ocorre deposição de material também sobre as paredes do reator. Esta deposição gera a formação de particulados que podem se liberar e depositar sobre o substrato, levando à obtenção de filmes de baixa qualidade. Estes reatores exigem uma manutenção e limpeza constante, mais do que os de paredes frias, a fim de que todos esses problemas sejam evitados.

## 2.2 - TEORIA DA CAMADA LIMITE

Um dos pontos mais importantes para o entendimento do processo de deposição pela técnica CVD são as etapas ii e vi apresentadas na figura 7 (transporte/movimento das espécies reativas até o substrato e dos subprodutos da reação para a região de fluxo principal, respectivamente), devido à variação de velocidade ao longo da seção transversal de escoamento dos gases. São nestas etapas que ocorrem a chegada e retirada dos compostos químicos responsáveis pela deposição do filme fino.

É bem conhecido da fluidodinâmica que quando há um escoamento, a velocidade do fluido diminui nas proximidades da borda do duto dentro do qual ele escoar. No caso do CVD, uma das bordas se encontra sobre a superfície do substrato e/ou susceptor. Teoricamente, a velocidade do fluido em regiões muito próximas à borda cai a zero, de modo que os reagentes têm de difundir através desta região para, só então, serem adsorvidos na superfície do substrato. Da mesma forma, após a deposição os

subprodutos da reação também devem difundir através desta região para serem removidos da câmara de processo. A esta região denominamos “Camada Estagnante” ou “Camada Limite” (CL – *boundary layer*). Em LPCVD, verificou-se experimentalmente que esta camada pode ter alguns milímetros de altura e tende a diminuir com aumento da velocidade do gás sobre o substrato até um valor mínimo, que depende das outras condições de deposição e geometria do reator [34], e que não inicia sua formação no ponto onde o substrato começa, mas sim onde o fluxo de gás encontra a borda do reator. O degrau que se forma quando a lâmina de Si é colocada deitada sobre um suscepter, situação comum em reatores epitaxiais verticais, não tem grande influência sobre a espessura  $\delta(x)$  da CL (figura 8).

O modelo da camada limite assume as seguintes condições [32, 34]:

- Os reagentes difundem através da espessura  $\delta(x)$  para reagir na superfície do silício e os produtos da reação difundem de volta até emergirem da CL e serem arrastados pelo fluxo principal do gás;
- O fluxo de gás em seu limite superior é suficiente para manter a concentração dos produtos da deposição em zero;
- Acima da CL as condições do gás (velocidade, temperatura e concentração) são constantes;

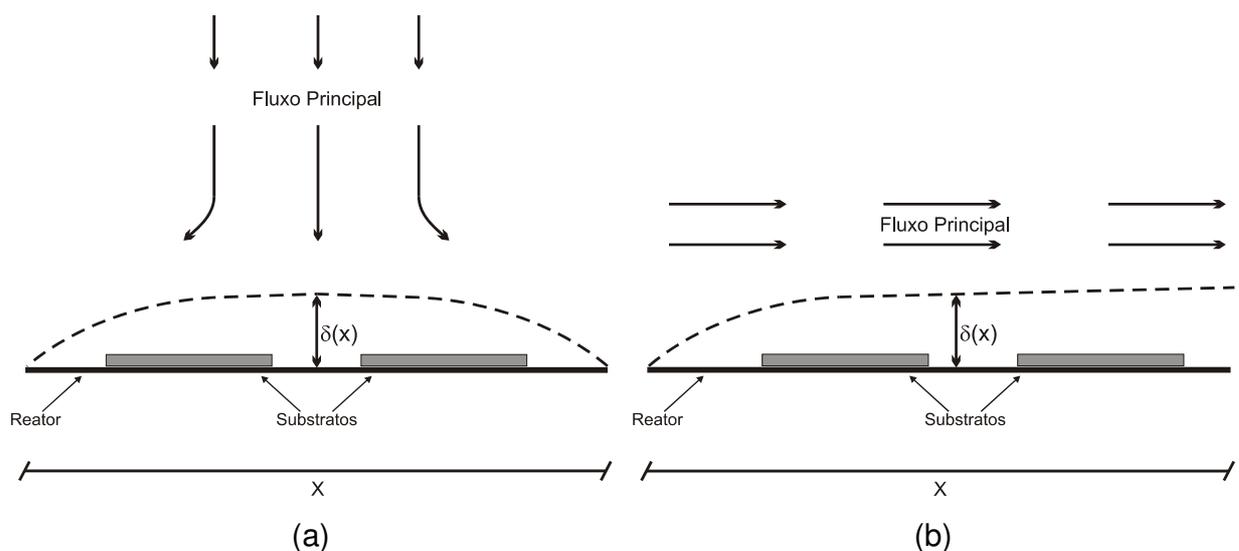


Figura 8: Representação esquemática do contorno da camada limite, de altura  $\delta(x)$  em um reator vertical (a) e em um reator horizontal (b).

Dentre as condições anteriormente expostas, a difusão das espécies reagentes através da camada limite (item a) é um dos itens de maior interesse para o processo CVD, pois, para que ocorra a difusão, há necessidade de um gradiente de concentração dos reagentes entre a borda superior da CL e a superfície de reação. No substrato, a concentração de reagentes depende diretamente da temperatura (T) e muitas vezes é tomado como zero, devido às altas temperaturas utilizadas [32]. Assim, quanto maior for o valor de T no substrato (admitindo a temperatura da fase gasosa e outros parâmetros constantes), maior será o gradiente de concentração e a difusão através da CL e, conseqüentemente, a taxa de deposição do filme.

### 2.2.1 – LIMITE POR DIFUSÃO E TAXA DE REAÇÃO

Posto que a difusão é um processo lento, a sua ocorrência através da CL é um dos fatores limitantes do processo CVD. Este tipo de limitação ocorre em temperaturas mais elevadas, quando a taxa de reação é grande o bastante para garantir que todos os reagentes que chegam à superfície sejam prontamente adsorvidos e depositados (Concentração na Superfície,  $C_s = 0$ ) e leva ao efeito de depleção [32, 35], gerando problemas de uniformidade de uma lâmina para outra, principalmente em reatores horizontais. A concentração de Ge é particularmente sensível a este problema. Devido ao alto consumo dos reagentes, os substratos colocados mais próximos do ponto de entrada dos gases de processo têm uma taxa de crescimento maior que os colocados ao final do fluxo de gás e uma compensação, normalmente em temperatura, deve ser feita. Também é comum a injeção de gases em diferentes pontos do reator para compensar a perda dos reagentes e corrigir o problema de depleção.

Quando a difusão pela CL não é o fator limitante (T reduzidas), há material abundante para a reação de deposição, que só não procede de forma mais rápida devido à velocidade da taxa de reação na superfície. Nestas condições o processo é dito como limitado por taxa de reação, e o problema da depleção é minimizado [32]. O processo limitado por taxa de reação pode ser descrito por uma equação de Arrhenius

( $\propto \exp(E_a/kT)$ ) [36] onde  $E_a$  é a energia de ativação e  $k$ , a constante de Boltzmann ( $1,380\ 6503 \times 10^{-23} \text{ J K}^{-1}$  ou  $8.617 \times 10^{-5} \text{ eV K}^{-1}$ ).

Quando falamos de CVD para filmes de silício (ou à base de Si, como SiGe e SiC), a transição entre o limite por taxa de reação e por transporte de massa depende basicamente de um fator: a quantidade de H adsorvido na superfície do substrato [37]. Como para este tipo de processo costuma-se usar hidretos como gases reagentes [38] (por exemplo,  $\text{SiH}_4$ ,  $\text{Si}_2\text{H}_6$ ,  $\text{SiH}_2\text{Cl}_2$ ,  $\text{GeH}_4$ ,  $\text{PH}_3$ ,  $\text{B}_2\text{H}_6$ ) que, ao serem adsorvidos, se decompõem em Si (ou outro metal/semicondutor) e H. A superfície do substrato fica saturada de átomos para a deposição do filme propriamente dito, e, em maior proporção, de átomos de H. Estes átomos de H ocupam posições (sítios, do inglês *sites*) livres que impedem que novas espécies reagentes sejam adsorvidas, dificultando a continuidade do processo de deposição.

A transição entre um e outro tipo de limite (figura 9) corresponde a uma larga faixa de temperatura (aproximadamente  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ ) e pode variar de um reator para outro conforme a geometria, uso ou não de gás de arraste, natureza dos gases empregados (tanto de arraste como de processo), pressão total e outros fatores decorrentes destes, como a CL. Normalmente define-se uma região de trabalho em um ou outro tipo de processo, conforme a necessidade; grãos menores e maiores taxas de crescimento são obtidas em regime limitado por transporte de massa e o oposto em regimes limitados por taxa de reação.

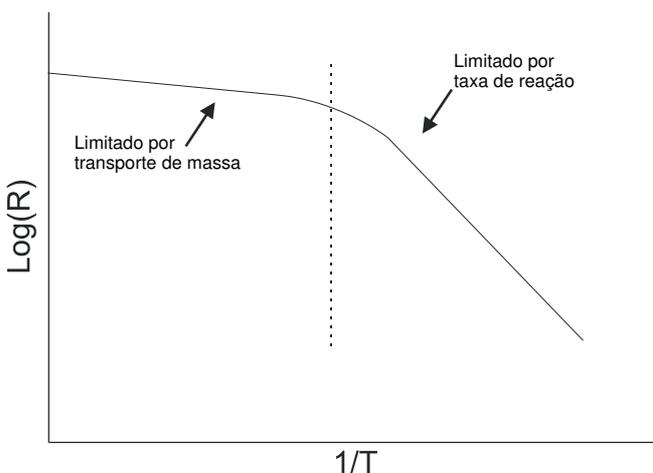


Figura 9: Taxa de Deposição (R) em função do inverso da Temperatura. Na região limitada por taxa de reação o valor de R varia rapidamente e a inclinação da curva fornece o valor de  $E_a$ . Na região onde o processo CVD é limitado por transporte de massa a variação de R é mais lenta.

### 2.3 - PROCESSO DE NUCLEAÇÃO

Após a difusão das espécies pela CL, a deposição do filme tem início. Ao ser adsorvido, o átomo (ou molécula) pode difundir sobre a superfície até encontrar um outro átomo e se ligar a ele, ou desorver para a fase gasosa, onde o mesmo processo pode ocorrer. Este par passa pelo mesmo processo de difusão e ligação até atingir um tamanho crítico para formar um núcleo estável. A quantidade de átomos necessários para atingir o tamanho crítico é muito variável, podendo ser até mesmo de apenas um ou dois átomos [39]. Este processo de nucleação é o passo mais importante para a definição de algumas características morfológicas finais do filme, como por exemplo, a fase em que será depositado ou o tamanho dos grãos, no caso de filmes policristalinos.

O processo inicial de fixação, chamado de período de incubação, pode durar de 1 segundo até alguns minutos, ocorre por toda a superfície de deposição e depende tanto do tipo de material a ser depositado como do material onde se quer depositar [40]. Para o caso de interesse neste estudo, i.e. a nucleação de Si<sup>4</sup>, observa-se nesta fase que o tamanho dos núcleos tem uma faixa de distribuição muito estreita [41], mostrando uma dependência bem definida dos parâmetros de processo, notadamente a temperatura. Após este intervalo, o número de núcleos aumenta exponencialmente e atinge valores da ordem de  $10^{12} \text{ cm}^{-2}$  [39], após o que permanece constante por mais um curto intervalo de tempo, algo entre poucos segundos ou minutos e então se inicia a coalescência entre os núcleos. É nesta última fase que ocorre o crescimento do filme propriamente dito.

Esta fase intermediária, entre nucleação e crescimento, está relacionada com o livre caminho médio ( $\lambda$ ) de difusão sobre a superfície das espécies adsorvidas. Se a distância entre os núcleos for muito maior do que  $\lambda$ , haverá uma maior probabilidade de um átomo adsorvido se fixar na superfície (em um sítio livre que permita sua incorporação à superfície) do que este se unir a um núcleo já formado. Conforme mais átomos são fixados, a distância entre os núcleos se reduz a uma fração de microns,

---

<sup>4</sup> O filme de SiGe-poli sobre SiO<sub>2</sub> começa com uma camada de Si para nucleação. Mais detalhes no item 2.5

distância comparável ao valor de  $\lambda$ , tornando a incorporação do átomo adsorvido em um núcleo já existente mais provável do que a criação de um novo núcleo. A partir disto, têm início o período de crescimento dos núcleos até cobrir toda a superfície do substrato. Este crescimento é preferencialmente lateral e começa a verticalizar após a cobertura (quase) total da superfície de deposição.

A importância desta fase no processo de deposição está relacionada com o tamanho final do grão formado, que tem influência direta sobre características elétricas de filmes semicondutores. Quanto maior for a densidade de núcleos, maior será a quantidade de grãos, que terão menor tamanho, e o filme formado será mais resistivo. A orientação cristalina destes núcleos também influenciará a orientação preferencial dos grãos que constituirão o filme depositado.

#### *2.4 - INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS SOBRE O PROCESSO CVD*

Um processo de CVD, qualquer que seja, tem uma grande quantidade de parâmetros a serem controlados, tais como: pressão, temperatura, gás de arraste e pressão parcial (ou fluxo) de reagentes. Estes parâmetros alteram algumas das características específicas do processo, principalmente a fase de nucleação, a velocidade da reação e o tamanho do grão ao final do processo. A superfície do substrato e a introdução de impurezas no processo também alteram a deposição do filme, embora estes efeitos não tenham sido levados em conta neste estudo. As informações são direcionadas para a deposição de filmes finos policristalinos baseados em Si por LPCVD, uma vez que este é o objetivo deste estudo, mas também podem ser generalizados para outros materiais e tipos de CVD.

É importante ressaltar que todos os itens descritos a seguir apresentam seus efeitos combinados apesar de abordados separadamente. Assim, quando mencionamos, por exemplo, que um aumento na pressão parcial dos reagentes aumenta a taxa de deposição do filme, pode também estar associado a isto limitações

devido às outras variáveis para que este filme continue policristalino ou se torne amorfo, por exemplo. O propósito desta seção é, portanto, apresentar como cada parâmetro individualmente pode influenciar o processo de deposição do filme.

#### 2.4.1 - SUPERFÍCIE DE DEPOSIÇÃO

A superfície do substrato pode influenciar a deposição do material de maneiras diferentes, dependendo tanto do tipo de material a ser depositado quanto do tipo de material aonde se quer depositar [40]. Abordamos neste item as influências quanto à natureza do substrato e sua limpeza.

Quando depositamos Si sobre os principais materiais dielétricos da tecnologia MOS ( $\text{SiO}_2$  e  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), pode-se perceber uma sensível diferença. A superfície amorfa destes materiais não fornece nenhuma orientação ou posição preferencial para o início da deposição, que pode iniciar em qualquer ponto e a qualquer instante, levando ao processo de nucleação. Este processo é influenciado pela energia de ligação entre os núcleos e o material do substrato [32]. Uma outra diferença que se verifica com relação à formação de núcleos nestas superfícies é quanto ao seu comportamento devido à variação de temperatura em atmosfera de hidrogênio [32, 42]. Enquanto que o aumento de temperatura leva a uma redução contínua da densidade de núcleos sobre o nitreto, verifica-se o contrário sobre  $\text{SiO}_2$ . Este comportamento é devido à diferença de energia das ligações de Si e H com o substrato (N ou O). A ligação Si-O é cerca de 5% mais forte que H-O, enquanto que o caso do nitrogênio é de 10%. Ou seja, é mais difícil para o silício remover um átomo de hidrogênio adsorvido no óxido do que no nitreto, evento este necessário para a nucleação. Segundo Claassen e Bloem [41, 43] as deposições feitas sobre  $\text{Si}_3\text{N}_4$  levam à formação de uma densidade de núcleos até três ordens de grandeza maiores do que sobre o  $\text{SiO}_2$ , o que implica na formação de filmes constituídos por grãos de tamanho menor que os filmes depositados sobre o óxido.

A deposição de filmes policristalinos sobre uma superfície monocristalina também é possível, mas as condições de processo para isso são mais restritas [32], principalmente a temperatura, que não pode ser tão elevada a fim de evitar o

alinhamento com o substrato (crescimento epitaxial). Os átomos de silício que alcançam o substrato tendem a se fixar em camadas incompletas (*kink sites*) e uma temperatura adequada, não muito alta, deve ser utilizada a fim de que não tenham energia suficiente para difundirem até estes sítios e formem núcleos isolados sobre a superfície cristalina.

Outro aspecto da superfície que afeta a deposição é a limpeza da amostra, influenciando, por exemplo, o tamanho dos grãos nos filmes depositados [44]. A limpeza da amostra tem efeitos significativos na deposição de filmes; mesmo em substratos considerados limpos há uma pequena camada de óxido nativo formado sobre ele de 20 – 50 Å que impede a nucleação e pode gerar defeitos no filme depositado. A realização de tratamentos de superfície anterior à deposição pode gerar grãos com a metade do tamanho da amostra sem nenhum tipo de tratamento [44]. O que se observa é que os átomos adsorvidos deixados pelos tratamentos químicos (limpeza RCA e/ou outras soluções) atuam como centros de nucleação e levam a formação de uma maior densidade de núcleos.

#### 2.4.2 - GÁS DE ARRASTE

O gás de arraste exerce sua influência sobre a velocidade de fluxo e pressão total do sistema, o que afeta a camada limite e altera toda a cinética do processo CVD [34]. Este gás em si causa alterações apenas quando ele faz parte da reação, como no caso do hidrogênio ( $H_2$ ), que é um dos produtos da reação de pirólise da silana, germana e outros precursores. Além de causar uma redução na velocidade da reação de pirólise, o que já acarreta uma menor taxa de deposição, o  $H_2$  compete com o Si no processo de adsorção e ocupação de sítios de superfície e pode dificultar a deposição do filme (como citado no item 2.2.1). O uso de nitrogênio, Argônio e Hélio limita-se, geralmente, apenas ao controle de pressão do sistema e exercem influência alterando a pressão parcial da silana [36].

### 2.4.3 – TEMPERATURA

A temperatura é o principal fator de todo o processo de deposição e a sua dependência está relacionada com o tipo de reator e a pressão utilizada para deposição. Há um comportamento típico, independente de outras variáveis: temperaturas menores levam à formação de filmes amorfos enquanto que valores mais elevados de temperatura formam o filme policristalino. A temperatura de transição amorfo-poli é menor para o sistema de LPCVD do que para o APCVD, assim como tende a ser menor para reatores horizontais do que para verticais [32].

A temperatura influencia desde a decomposição de gases até a adsorção na superfície do substrato. Quanto maior a temperatura, maior será o consumo do silício adsorvido na superfície e o gradiente de concentração entre a borda externa da CL e a superfície de deposição. Isso altera o regime limitado por taxa de reação na superfície para processo limitado por transporte de massa (item 2.2.1). Este maior consumo coincide com um aumento no livre caminho médio de difusão de superfície e uma menor densidade de núcleos, porém de maior tamanho individual, durante o período de nucleação [32, 41]. Estes fatores combinados tendem a reduzir a duração deste período inicial de incubação. Além disso, uma combinação das taxas de nucleação e de crescimento pode afetar a rugosidade do filme de uma maneira bem sensível [44].

A taxa de crescimento também é bastante afetada pela variação da temperatura. Na faixa de temperatura onde a deposição é limitada por taxa de reação de superfície, a taxa de crescimento apresenta uma dependência exponencial com a temperatura. Na região limitada por transporte de massa essa dependência é reduzida [32].

A combinação de todos estes fatores decorrentes da temperatura acarreta em mudanças nas características macroscópicas do filme como resistividade e índice de refração. Estas mudanças são devido às alterações no tamanho e orientação cristalina dos grãos formados e qualidade cristalina (quantidade de defeitos) do filme obtido.

#### 2.4.4 - PRESSÃO TOTAL

A pressão total do sistema é outro parâmetro que afeta o filme depositado, principalmente a sua estrutura, pela alteração da quantidade do gás adsorvido pela superfície da camada em crescimento. Este efeito está associado ao livre caminho médio devido à pressão exercer influência de forma inversa a da temperatura [45]. O gás adsorvido acima citado pode ser o gás de arraste, reagente, subproduto da reação e/ou impurezas que bloqueiam a difusão das espécies e retardam o desenvolvimento da estrutura cristalina.

Uma redução na pressão causa um aumento no tamanho final do grão em até duas ordens de grandeza [45]. A razão disso é que em deposições a baixa pressão há uma menor quantidade de material que chega à superfície de deposição. Conseqüentemente, o átomo adsorvido tem menor probabilidade de encontrar um outro para se iniciar a formação de um núcleo estável, acarretando no aumento da duração do período de nucleação e do tamanho dos grãos.

A redução da pressão pode também alterar a orientação preferencial da estrutura cristalina do filme depositado, que pode variar de  $\langle 110 \rangle$  para  $\langle 100 \rangle$  e depois para a estrutura completamente randômica abaixo de  $10^{-3}$  Torr para filmes de Si-poli [46]. Estas variações na orientação preferencial também afetam a rugosidade da superfície da amostra. Além disso, quando a deposição é feita abaixo de uma temperatura crítica para se obter um filme amorfo [32, 44] (600 °C para o caso do Si, por exemplo), podemos obter filmes cristalinos se a taxa de deposição for baixa e a pressão reduzida o suficiente [44].

A taxa de deposição depende também da pressão utilizada no processo, mas a sua influência é mais sensível quanto maior for a temperatura [46]. Em deposições feitas à mesma temperatura, a taxa de deposição aumenta com o aumento da pressão. A menor quantidade de reagentes presentes em condições de pressão reduzida diminui a taxa de reação na superfície do substrato e, conseqüentemente a taxa de deposição.

A estrutura do filme também sofre alterações com a variação de pressão [46]. Grãos inicialmente laminares, perpendiculares à superfície, com grande quantidade de defeitos, se alteram para uma estrutura colunar com contornos mais bem definidos e

melhor estrutura interna e em seguida para uma estrutura em forma de dentes, com tamanhos que podem chegar a  $0,5 \mu\text{m}$  na superfície, conforme a pressão é reduzida para valores de poucos mTorr.

Além dos efeitos descritos acima, a redução da pressão melhora a qualidade do filme quando comparamos este com os filmes obtidos a pressões elevadas, devido a menor incorporação de contaminantes no filme.

#### 2.4.5 - PRESSÃO PARCIAL

Da mesma forma que a temperatura e a pressão total, a pressão parcial de reagentes afeta a morfologia do filme depositado. Dependendo das condições de deposição, o filme obtido pode variar de amorfo a cristalino e a estrutura cristalina, quando formada, apresenta orientação preferencial dependente da pressão parcial e pode chegar a ser completamente randômica [32].

No que tange à taxa de deposição do filme, a pressão parcial exerce uma influência maior do que a pressão total do processo. Quanto maior a pressão parcial, maior a taxa de reação. Vale salientar, porém, que aumentar indefinidamente a pressão parcial dos reagentes não quer dizer necessariamente que teremos um filme em menor tempo. Se a pressão e/ou taxa de deposição se tornarem bastante altas, teremos a formação de filmes amorfos, pois a quantidade de reagentes que chegam à superfície de reação será tão grande que não haverá possibilidade de um átomo adsorvido formar uma estrutura cristalina [46].

#### 2.5 - DEPOSIÇÃO DE FILMES FINOS DE SiGe POLICRISTALINOS POR LPCVD

A única diferença entre a deposição de filmes finos de Si-poli e SiGe-poli pela técnica LPCVD está na inserção de um gás portador de Ge na câmara de reação.

Comparando as reações envolvidas no processo de deposição por SiH<sub>4</sub> (Si-poli) e SiH<sub>4</sub> + GeH<sub>4</sub> (SiGe-poli), gases mais empregados atualmente, veremos que os processos são bastante similares. De um modo geral, a deposição de SiGe-poli pode ser descrita pela seguinte equação (não estequiométrica):



Onde o índice (s) representa um átomo depositado.

Tendo a temperatura como responsável pela reação direta em (r 1). A reação reversa é desprezada na prática, pois nem o gás de arraste nem o hidrogênio gerado possuem energia suficiente para retirar os átomos de silício e germânio já incorporados ao substrato. A temperatura também é responsável pela liberação do hidrogênio resultante da reação e/ou adsorvido na superfície, devolvendo-o à fase gasosa.

A reação (r 1) é, na verdade, o resultado final de uma série de reações intermediárias que podem ocorrer num processo de deposição de filmes em três áreas do reator; (1) na superfície do substrato, como material adsorvido; (2) na região de camada limite, logo acima do substrato ou (3) no fluxo principal dos gases reagentes. Quando a reação ocorre em (2) e/ou (3) ela é chamada de reação homogênea, com a pirólise ocorrendo na mesma fase do transporte dos reagentes (fase gasosa). Este tipo de reação ocorre normalmente a temperaturas elevadas e levam a formação de um filme rugoso, de baixa aderência e poroso, pois nas reações de fase gasosa ocorre a polimerização da silana, (H<sub>2</sub>Si=Si<sub>n</sub>=SiH<sub>2</sub>) formando particulados que podem cair sobre a amostra e são depositados sem as devidas ligações com o substrato, resultando em filmes de baixa qualidade.

Quando a reação ocorre na superfície do substrato (item 1 acima; equivalente ao item iv da figura 7) a reação é chamada de heterogênea e é o tipo de reação desejada para deposição de filmes por CVD, pois permite a formação de um filme denso, de boa aderência ao substrato e superfície menos rugosa, características estas, necessárias principalmente para portas MOS [32].

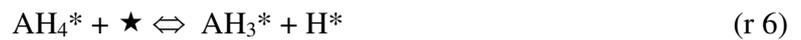
Na prática, mais de 100 reações elementares ocorrem para a formação de filmes de Si por LPCVD [35] e estas podem ser reduzidas a menos de vinte para interesses da

cinética química do processo de deposição [47]. A mesma seqüência empregada para a  $\text{SiH}_4$  pode ser utilizada para a  $\text{GeH}_4$ , apenas ajustando as energias de ligação [38, 48] e pode ser representada, simplificada, da seguinte forma:

a) Adsorção de reagentes



b) Difusão de superfície e deposição



c) Dessorção de subprodutos (hidrogênio molecular)



Onde:

$\text{A}_{(\text{s})}$  representa Si ou Ge (sólido – já depositado sobre o substrato);

$\star_{(\text{A})}$  representa um sítio livre de adsorção (ligado a um átomo A);

$\text{AH}_n^*$ ,  $\text{H}_{(\text{A})}^*$  representam as espécies adsorvidas (ligado a um átomo A).

As seqüências (r 3) – (r 4) e (r 6) – (r 8) são utilizadas devido à importância exercida pelo silineno ( $\text{SiH}_2$ ) durante o processo de deposição [32, 47] e a reação (r 9) representa a difusão de átomos de hidrogênio pela superfície de SiGe [38, 49]. A reação (r 9) tem influência direta sobre a dessorção de hidrogênio (r 10), principal fator limitante para a deposição de filmes finos de Si [37] e é a principal diferença entre a deposição de SiGe-poli e a deposição de Si-poli.

A presença de Ge na superfície de deposição tem uma ação catalítica muito forte sobre a dessorção de hidrogênio (r 10), pois o coeficiente de dessorção de H ligado ao

Ge é 3 vezes maior do que para o H ligado ao Si [38, 48]. Isso significa que a quantidade de H presente em uma superfície de SiGe é muito menor que em uma superfície de Si nas mesmas condições e a deposição ocorre mais facilmente [38]. Também podemos concluir que, por haver mais sítios livres, a difusão de superfície das espécies adsorvidas ( $AH_n^*$ ,  $H^*$ ) é maior. Como resultados práticos observamos que em deposições de SiGe-poli: (a) a temperatura de deposição é reduzida em mais de 100 °C (<500 °C para SiGe-poli contra ~600 °C para Si-poli em reatores horizontais convencionais); (b) a taxa de deposição é maior e (c) os grãos cristalinos também são maiores, podendo atingir até 500 nm [37].

Tal propriedade, porém, não traz apenas benefícios para o processo LPCVD. O período de incubação (ver item 2.3) para a deposição de SiGe-poli é muito grande [37 – 38] de modo que uma camada inicial de Si-poli é utilizada para permitir a nucleação do SiGe sobre filmes de óxido de silício.

O SiGe-poli também pode ser obtido por CVD a partir de outros gases além de  $SiH_4$  e  $GeH_4$ , como por exemplo n-clorosilana ( $SiH_mCl_n$ ) ou di-silana ( $Si_2H_6$ ) e n-clorogermana ( $GeH_mCl_n$ ). O uso de compostos clorados, porém, traz complicações pela competição entre a deposição do filme e a sua corrosão pelo HCl gerado como subproduto do processo, bem como em termos de durabilidade dos equipamentos pela presença do ácido mencionado. Sistemas APCVD costumam fazer uso de Diclorosilana (DCS –  $SiH_2Cl_2$ ) e  $GeH_4$  como fontes de deposição [49]. A di-silana tem uma temperatura de decomposição ainda menor que a germana, o que permite reduzir ainda mais a temperatura de deposição [50], porém o preço deste material, muito acima da silana e DCS torna esta prática proibitiva.

Cristalização em fase sólida (SPC – *Solid Phase Crystalization*; Cristalização em fase sólida) em fornos convencionais [51] ou por laser [52] também já foram apresentados na literatura como forma de se obter SiGe-poli. Nestes casos, um filme de SiGe amorfo pode ser depositado por qualquer técnica, como *sputtering* ou MBE, além do próprio CVD e normalmente está ligada a aplicações específicas como TFT.

### CAP. 3 - COMPOSIÇÃO DO SISTEMA DE DEPOSIÇÃO VERTICAL

O equipamento utilizado para o desenvolvimento deste trabalho é um reator CVD vertical PMC 200 da Phoenix Materials Corporation (Reator Vertical), projetado inicialmente para obtenção de silício epitaxial (epi-Si) a partir da silana em pressão atmosférica. Ele é composto por três módulos principais: *câmara de reação*, que é o reator propriamente dito, *console de controle*, onde estão os sistemas de ajuste de temperatura, pressão e fluxo de gases e o *sistema de aquecimento*, que fornece a energia necessária para o aquecimento do processo CVD. Conta ainda com sistemas auxiliares como *cabines de armazenamento de gases*, um *lavador de gases (scrubber)* para neutralização e evacuação de gases residuais do processo para a atmosfera e *sistema de vácuo*. A figura 10 mostra um esquema simplificado da montagem deste Reator Vertical. Descrevemos, nos itens que se seguem, as características de cada um dos módulos que compõem este reator.

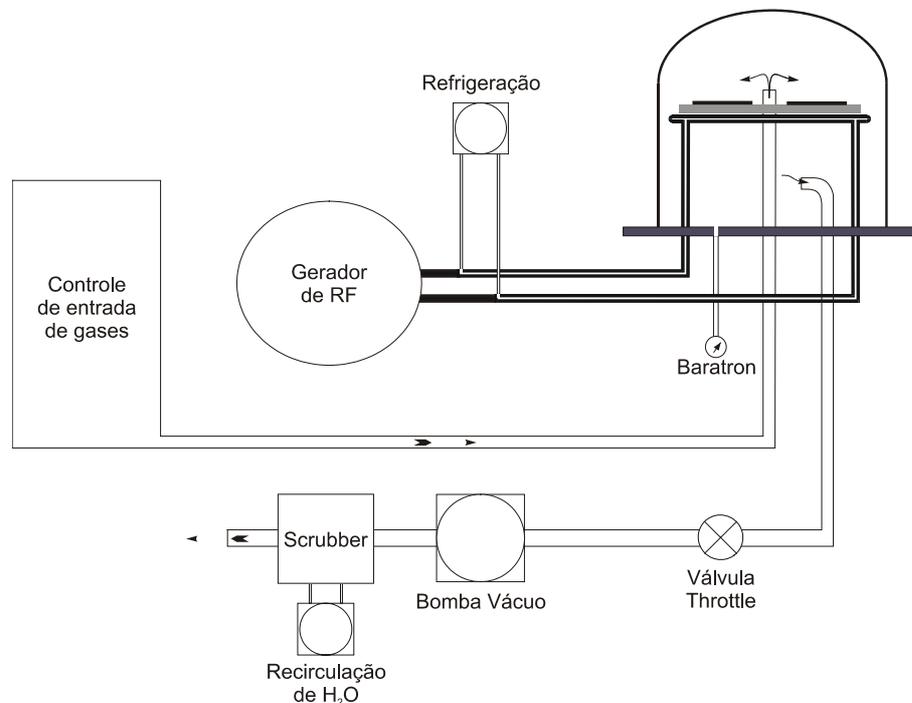


Figura 10: Diagrama esquemático da montagem experimental do Reator Vertical PMC 200

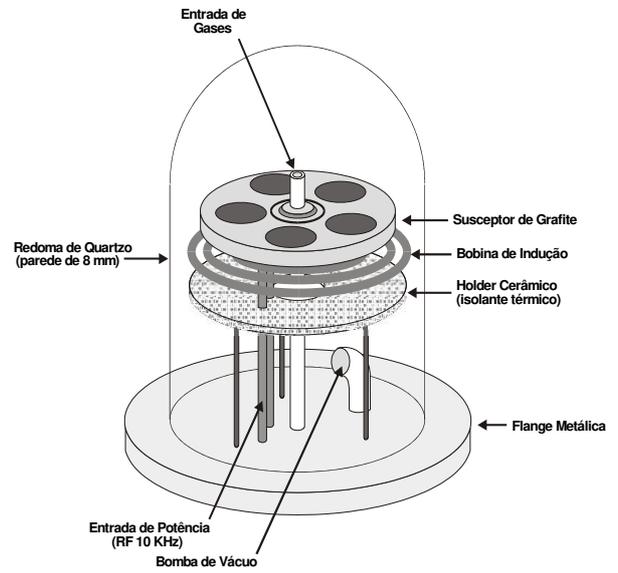
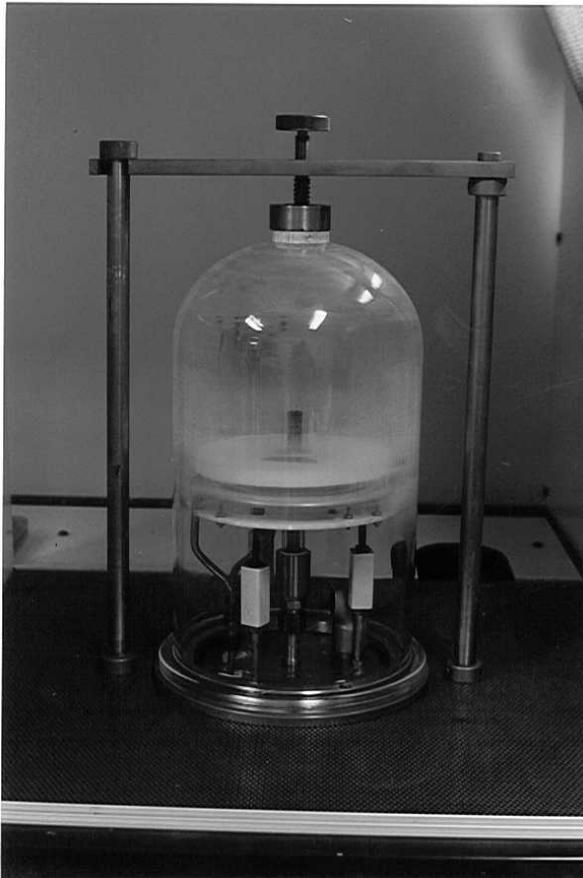
### 3.1 - CÂMARA DE REAÇÃO

A Câmara de Reação do Reator Vertical é constituída por uma redoma de quartzo (*bell jar*) com valores aproximados de diâmetro e altura de 21 cm e 40 cm respectivamente. A sua parede tem 6 mm de espessura, suficiente para suportar as pressões de trabalho e é assentada sobre uma flange metálica, através da qual se faz a entrada e exaustão dos gases para o processo CVD. A figura 11b ilustra esquematicamente o arranjo da parte interna da Câmara de Reação e a figura 11a, o reator em operação, durante a realização de um processo de deposição.

A energia para o aquecimento é fornecida através do circuito do motor gerador (ver seção 3.2), onde uma corrente elétrica de 10 KHz passa pela bobina de indução e gera o aquecimento do susceptor (disco de grafite) por meio de indução de correntes internas a ele (correntes de Foucault). Este efeito pode ser maximizado ajustando o acoplamento de RF, que consiste em alterar a distância entre o susceptor e a bobina e/ou a carga dos capacitores de carga e sintonia, que compõem o circuito RLC.

A flange metálica e a bobina de indução possuem um sistema de resfriamento a água (figura 12), cuja temperatura e vazão fazem parte do sistema de segurança do reator e está interligado aos capacitores. Qualquer anormalidade no resfriamento e todo o circuito de aquecimento será desenergizado e a linha de silana fechada.

O susceptor está acoplado a um mecanismo de rotação, para auxiliar na distribuição uniforme dos gases e temperatura por todo o susceptor. Para sustentação do susceptor foi utilizado um tubo de quartzo encaixado à parte inferior deste. Um segundo tubo, interno ao de sustentação, transporta os gases reagentes através do susceptor até a parte superior da câmara de reação, onde ocorre o processo de deposição (figura 13). O sistema susceptor + tubos de quartzo são presos aos sistema de rotação por anilhas e fitas de teflon.



(a)

(b)

Figura 11: Câmara de Reação do Reator Vertical. (a) equipamento em funcionamento. (b) esquemático

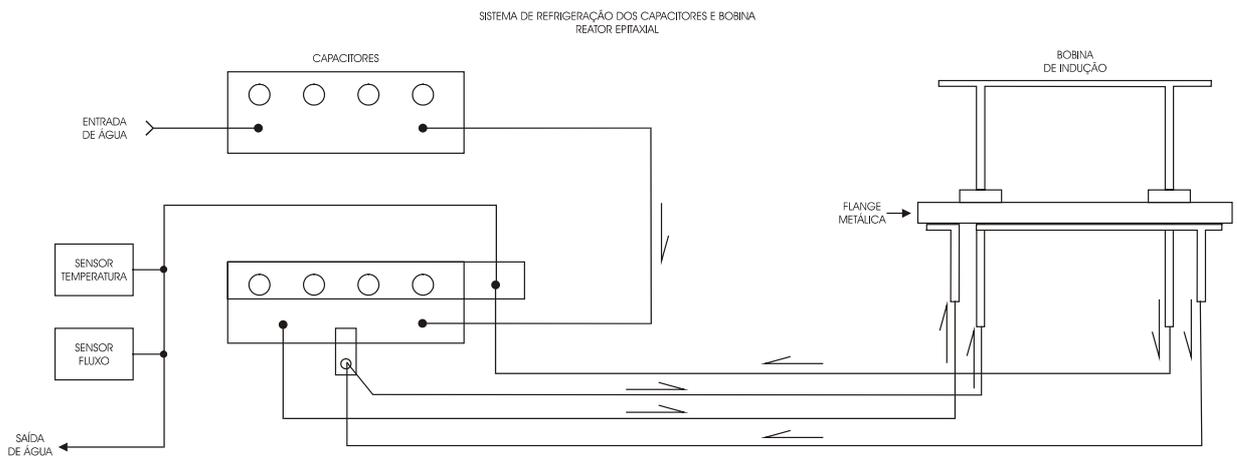


Figura 12: Diagrama esquemático da malha hidráulica de refrigeração da Câmara de Reação

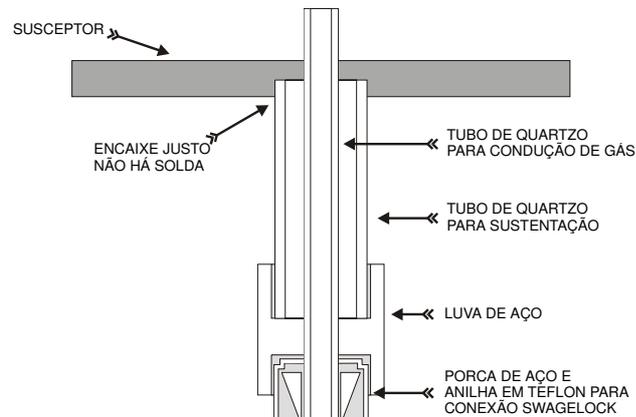


Figura 13: Detalhe mostrando a alteração efetuada na forma de sustentação do susceptor de grafite devido às constantes quebras no ponto de solda de quartzo.

### 3.2 - CONJUNTO MOTOR GERADOR

A energia de aquecimento para o Reator Vertical é fornecida por um motor gerador, modelo 6781 da *Bogue Electronic Manufacturing Co*, refrigerado a água (figura 14). O motor tem uma potência de 50 HP alimentado por 220V/60Hz, 3 $\Phi$ , puxando correntes de até 128 A em regime de trabalho. A corrente de partida deste equipamento pode alcançar aproximadamente 600 A, o que exigiu a instalação de uma chave Y- $\Delta$  para sua alimentação, sem o que haveria um desbalanceamento de carga instantânea muito grande da instalação elétrica.

O gerador fornece uma carga de 30 KVA, 200 V a 10 KHz para o aquecimento do reator, com correntes de até 136 A. O sistema de aquecimento consiste de um circuito RLC, onde os componentes de indutância e resistência são, respectivamente, a bobina de indução e o susceptor, onde são colocadas as lâminas para o CVD. O banco de capacitores pode ter a sua carga alterada para mais ou para menos, a fim de ajustar o valor do fator de potência dentro dos limites de operação. Este ajuste permite que o susceptor de grafite atinja temperaturas superiores a 1500 °C.

Dois sensores na malha de água para refrigeração e um para controle da temperatura do motor atuam em conjunto com os sensores apresentados na seção 3.1 para segurança do sistema.

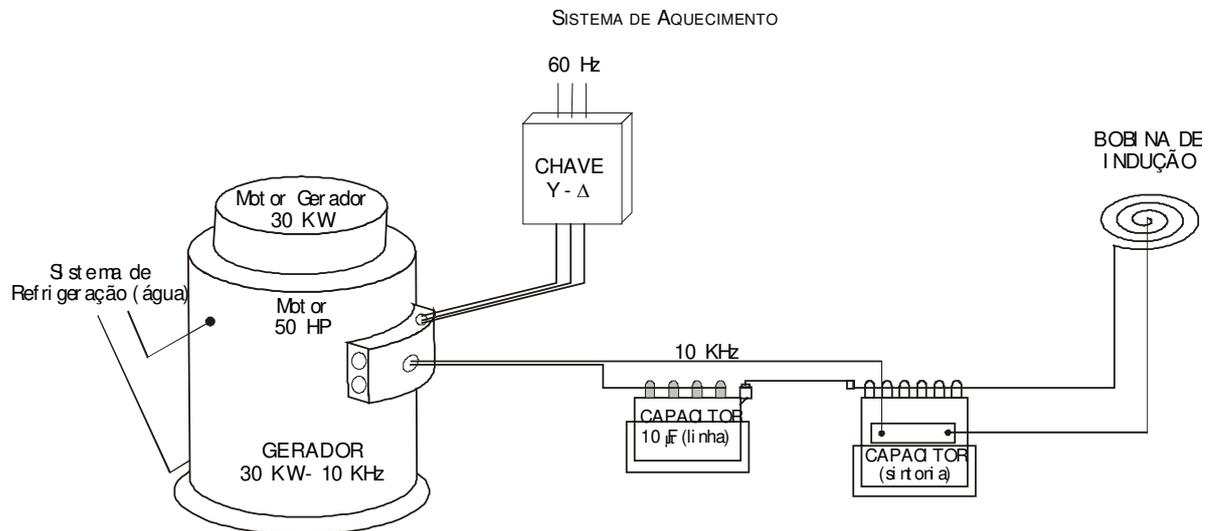


Figura 14: Ligação do Motor-Gerador ao Reator Vertical para aquecimento do susceptor

### 3.3 - SISTEMAS DE CONTROLE

O Reator Vertical é bem equipado neste item, permitindo o controle automático quase completo de todo o sistema.

Todas as linhas de gás são dotadas de eletroválvulas para admissão e corte do gás durante o processo CVD. O controle de vazão é feito por sensores de fluxo de massa, com um controlador de *set point* atuando sobre uma válvula solenóide, garantindo precisão de 0,5% sobre a escala total na vazão do gás controlado. É possível fazer com que controladores diferentes atuem em conjunto a fim de garantir uma mesma razão entre os fluxos de gases.

A abertura de todas as eletroválvulas é efetuada por um controlador automático da Crystal Specialities, modelo 781, que atua controlando a abertura e corte da vazão dos gases durante todo o processo de crescimento do filme. O fluxo de cada gás é ajustado manualmente antes do início do processo. O 781 é um temporizador programável que

atua sobre 40 chaves *NO/NC/Comm* (*Normally Opened / Normally Closed / Common* – normalmente aberta / normalmente fechada / comum) com ajuste de tempo desde 0,01seg até várias horas para cada etapa do processo. O controlador permite programas com até 99 seqüências de acionamento de chaves, sem contar os *loops* que se podem incluir, o que é mais do que suficiente para o controle de todo um processo CVD, desde a limpeza inicial da câmara de reação até os procedimentos de purga dos gases residuais. Um modelo de programa utilizado para realização de experimentos é mostrado na figura 15.

### Controlador 781 – Reator Epitaxial

Programa nº 1

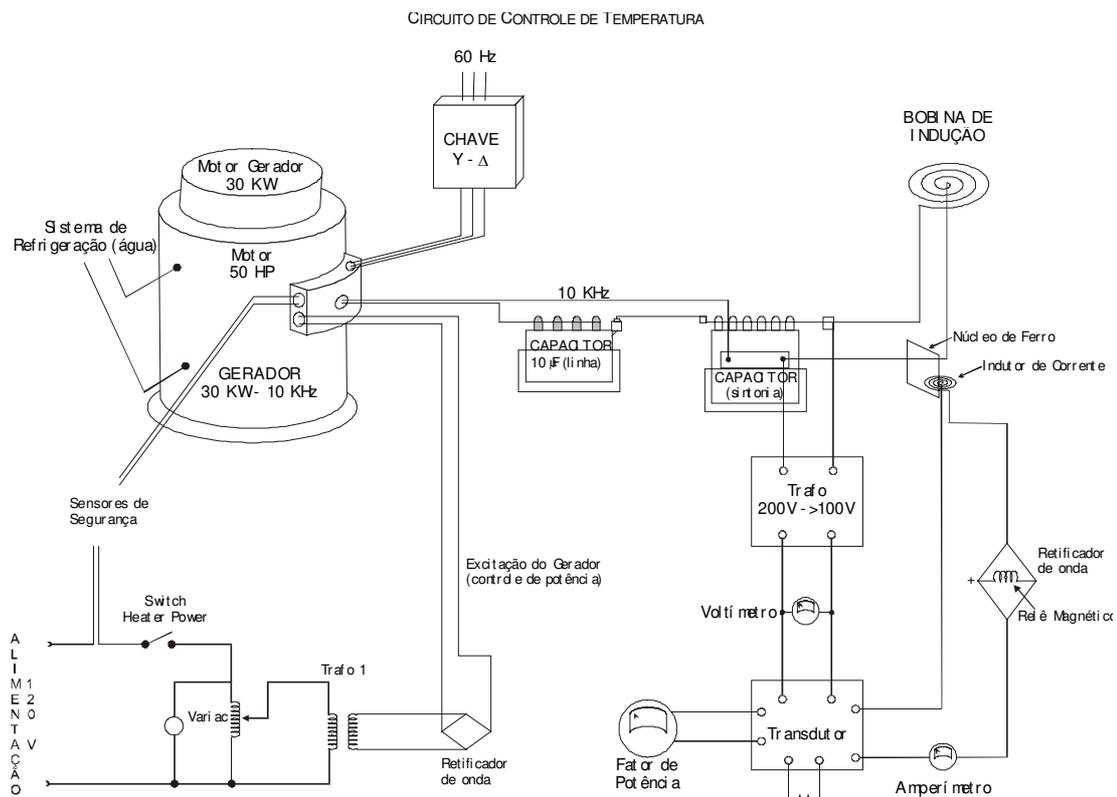
Deposição de Silício Policristalino

Passo	Duração	Descrição	Função	Nitrogênio	Hidrogênio Entrada	Hidrogênio Linha	Silana Linha	Reação	Silana entrada	Silana Valv. Pneu	Silana St. Pt. 1	Silana St. Pt. 2
			Número da Chave	2	3	7	11	12	13	14	27	28
Abrir válvulas de todas as linhas, certificar que os cilindros de SiH <sub>4</sub> e H <sub>2</sub> estão fechados Válvula Throttle em abertura máxima (controle manual)												
0	10'	Purga inicial do sistema		•	•	•	•	•	•	•		•
Abrir os cilindros, ajustar leitura de alta pressão da Silana para o valor desejado.												
1	20'	Admissão de N <sub>2</sub>		•	•				•			
2	20'	Vácuo			•				•			
3	3'	Admissão de N <sub>2</sub>		•	•				•			
4	5'	Vácuo			•				•			
5	3'	Admissão de N <sub>2</sub>		•	•				•			
6	5'	Vácuo			•				•			
Ativar controle automático da Válvula Throttle												
7	3'	Admissão de N <sub>2</sub>		•	•				•			
8	6'	Admissão de H <sub>2</sub>			•	•		•	•			
Ajustar potência do Motor Gerador												
9	20'	Aquecimento em atmosfera de H <sub>2</sub>			•	•		•	•			
10	30"	Admissão de SiH <sub>4</sub>			•	•		•	•	•		
11		Deposição do filme			•	•	•	•	•	•	•	
12	6'	Retirada de SiH <sub>4</sub> residual			•	•		•	•			
Desligar potência do Motor Gerador e fechar cilindro de H <sub>2</sub> Válvula Throttle em abertura máxima (controle manual) Realizar purga da Silana na cabine, se necessário												
13	30'	Resfriamento em atmosfera de N <sub>2</sub>		•	•				•			
14	15'	Purga da tubulação		•	•	•	•	•	•	•		•
15	10'	Circulação de N <sub>2</sub>		•								

Figura 15: Exemplo de programa utilizado para processo CVD no Reator Vertical

A fim reduzir ao máximo a quantidade de silana e germana utilizada no processo CVD e melhorar a segurança do pessoal de laboratório foram instaladas válvulas na entrada da linha de silana independente de todas as outras e conectada ao controlador 781. Assim, a tubulação só é preenchida momentos antes do início da deposição de forma a minimizar a exposição ao gás.

A pressão interna da câmara de reação é medida através de um manômetro (BOC/Edwards Barocell), que opera na faixa de 0,1 a 1.000 Torr, interligado a uma válvula tipo borboleta (*throttle*), que ajusta o bombeamento da bomba de vácuo. A pressão é configurada manualmente no início do processo e o controlador da válvula *throttle*, se encarrega de mantê-la no valor estabelecido conforme os gases vão sendo inseridos na câmara de reação. A bomba de vácuo utilizado no Reator Vertical é de paletas rotatórias, de dois estágios com capacidade de 80 m<sup>3</sup>/h, suficiente para que a câmara de reação atinja a pressão desejada em poucos minutos.



O único sistema desprovido de controle automático é o ajuste de temperatura do susceptor (figura 16). Para isso, utiliza-se um variac que atua sobre o motor gerador de

RF e controla a potência do sinal de saída e, assim, a potência aplicada para o susceptor de grafite. O variac permite um controle em porcentagem do sinal (0 a 100%), que na faixa de trabalho aplicada (650° C a 1000° C) tem resposta praticamente linear com a temperatura. A aferição dos valores de temperatura sobre o susceptor de grafite e sobre as lâminas de silício foi feita utilizando um pirômetro de infravermelho.

Verificamos nesta aferição que a temperatura da superfície do substrato é cerca de 100°C menor que a superfície do susceptor. Os valores de temperatura utilizados neste trabalho referem-se à temperatura do substrato.

A temperatura pode variar também com a distância da grafite à bobina de indução situada abaixo deste, devido ao acoplamento da radiação de RF produzida pela bobina. O melhor acoplamento de RF, verificado experimentalmente, ocorre com a separação de 15 a 25 mm, de forma que optamos pela maior distância (25 mm) para a deposição dos filmes.

Junto ao variac encontram-se três medidores para as condições de saída de potência do motor-gerador: um voltímetro, um amperímetro e um medidor do fator de potência (PF – *Power Factor*). O PF é um indicativo do acoplamento RF entre a bobina e o susceptor. Se o seu valor não estiver em uma determinada faixa permitida (0,9 a 1) há necessidade de acrescentar ou reduzir a carga do banco de capacitores do circuito RLC responsável pela geração do sinal de RF, o que altera a frequência da radiação produzida e daí todo o comportamento do Reator Vertical.

### 3.4 - LINHAS DE GÁS

O Reator Vertical está dotado de três cabines de segurança para alocação dos gases a serem usados no processo CVD, cada uma contendo um gás diferente, a saber, silana, hidrogênio e germana, para minimizar os riscos de explosões e/ou incêndio. Cada uma das cabines comporta dois cilindros de gás com capacidade de 7 a 10 m<sup>3</sup> de gás comprimido, um para o gás de processo e outro de nitrogênio que é utilizado para a purga da linha do gás de processo. Ambos os conjuntos de gás de

processo e  $N_2$  para purga contam com um *manifold* dotado de um conjunto de manômetro e regulador de pressão de saída e um outro manômetro para indicação da pressão interna, facilitando o controle de consumo dos gases.

A linha do gás de processo é dotada ainda de uma válvula pneumática *NC*, ligada a um sensor de fluxo através de um controle de segurança localizado na parte superior da cabine. Este controle pode ser acionado remotamente e está interligado a um sistema de detecção de gases configurado para interromper a linha de gás de silana e germana caso a concentração interna do console ou próximo à câmara de reação atinja metade da TLV<sup>5</sup> estipulada pela folha de dados de segurança, que acompanha o gás (2,5 ppm para  $SiH_4$  e 0,1 ppm para  $GeH_4$ ). Toda a linha pode ser purgada com o uso de  $N_2$  através de um venturi, o que é realizado após cada processo a fim de que não ocorra acúmulo do gás silana em nenhum momento enquanto o Reator não estiver sendo utilizado.

O Reator Vertical dispõe atualmente das seguintes linhas de gases:

Controladas manualmente (rotâmetros):

- Vaporizador;
- Gás de Arraste;
- Hidrogênio ( $H_2$ );
- 2 Linhas de Nitrogênio ( $N_2$ ), com diferentes capacidades;

Controladas eletronicamente (MFM – *Mass Flow Meter*):

- Silana ( $SiH_4$ );
- Germana ( $GeH_4$ );
- Hidrogênio ( $H_2$ );
- Nitrogênio ( $N_2$ );
- Linha Reserva;

---

<sup>5</sup> TLV = *Threshold Limit Value*; representa a quantidade que pode se expor diariamente o ser humano sem efeito adverso. Este valor é definido por órgãos internacionais e consta na ficha de dados de segurança do produto. (FiSPQ; em inglês: MSDS)

A linha “Gás de Arraste” não tem conexão direta com o restante da linha de processo e trabalha em conjunto com a linha “Vaporizador”. Um gás de arraste (normalmente  $N_2$  ou  $H_2$ ) é borbulhado dentro de um recipiente que contém um componente líquido para a reação (triclorosilana, por exemplo), após o que o novo fluxo é medido no rotômetro da linha “Vaporizador”. A diferença entre as medidas permite determinar a quantidade de vapor de reagente líquido que está sendo inserido no sistema. Nenhuma linha controlada por rotômetros é utilizada atualmente, a não ser para quebra de vácuo, ao final do processo, ou em casos excepcionais.

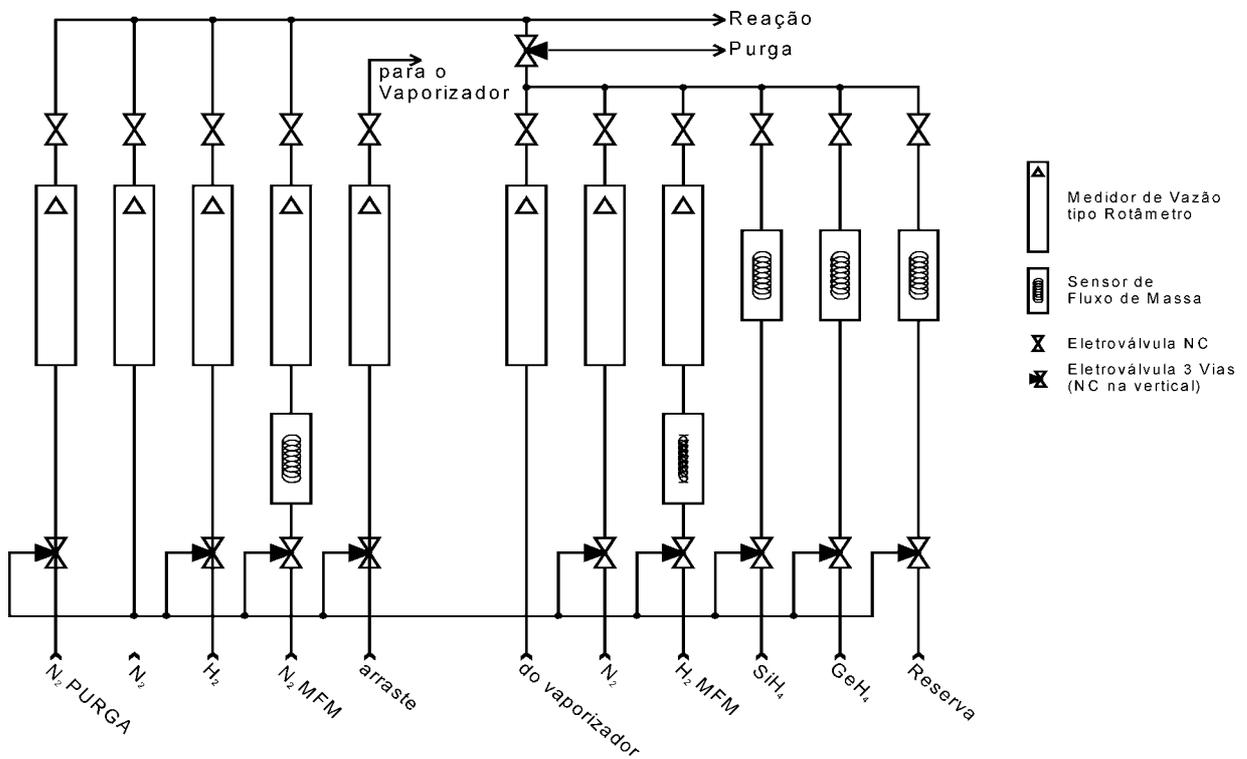


Figura 17: Linhas de gás do console.

Como pode ser verificado na figura 17, a distribuição das linhas internas no console de controle consiste de duas malhas, uma para componentes de processo CVD propriamente dito ( $H_2$ ,  $SiH_4$  e  $GeH_4$ ) e outra para componentes de arraste ( $N_2$ ,  $H_2$  e vaporizador). Para o caso dos componentes do processo CVD, a malha é direcionada por uma válvula de três vias para purga (via NO), uma entrada para a câmara de reação que não passa sobre o susceptor de grafite e, portanto, não sofre o aquecimento

necessário para o processo de deposição do filme. Nesta condição, os gases são arrastados pela bomba de vácuo direto para o lavador de gases, sem que sofram reação. Ativando esta válvula, o fluxo de gases de processo é direcionado para o tubo de quartzo que conduz para a área de reação, onde o substrato é aquecido sobre o suscepter (figura 13).

As válvulas anteriores aos medidores de vazão são todas conectadas à linha de  $N_2$ , através da via *NO*, o que fornece ao sistema um fator de segurança. Caso ocorra uma queda de energia, o fluxo de todos os reagentes é automaticamente interrompido, preenchendo a tubulação com gás inerte diminuindo, com isso, o risco de acidentes.

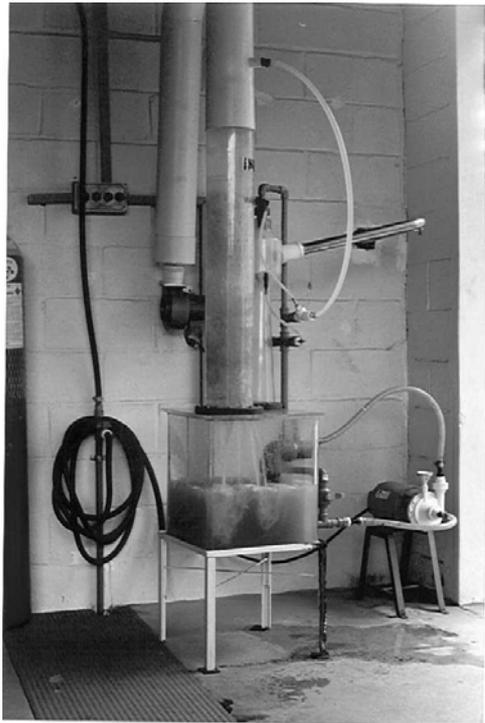
### 3.5 - LAVADOR DE GASES

Ao fim do processo, os resíduos gasosos da câmara de reação, linhas e cabines de gases são dirigidos para um lavador de gases (*scrubber* na figura 10). O lavador é todo feito em acrílico e é composto por um reservatório com dimensões de 60x60x40 cm aproximadamente e duas torres de lavagem.

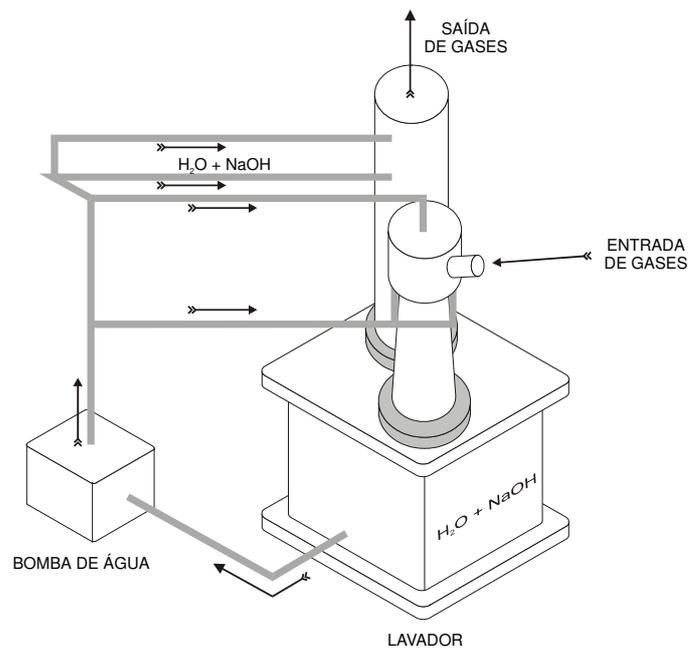
As sobras gasosas são dirigidas primeiramente a uma pequena câmara na entrada do lavador de gases (ver figura 18b) que conta com chuveiros ascendentes e descendentes, dispersando uma solução aquosa de Hidróxido de Sódio a 10% em volume. Neste ponto o gás é forçado para baixo, sentido contrário ao caminho natural do gás aquecido, e daí para a segunda torre. Esta é dotada de uma grande quantidade de malhas plásticas e um segundo chuveiro para forçar a reação entre a solução e os gases residuais do processo. Um terceiro chuveiro colocado acima deste, forma um feixe fino e contínuo de solução, o que garante uma boa neutralização de todo o gás que entra no lavador. Um exaustor colocado à saída da segunda torre garante o sentido de fluxo do gás durante o processo de lavagem.

É possível que a solução de NaOH do reservatório do *scrubber* fique escura, o que indica que a reação desta com os resíduos do Reator Vertical e das linhas de gases ocorre de forma violenta, i.e., quando a quantidade de silana inserida para a

lavagem é bastante grande e se manifesta na forma de combustão espontânea (chama) ou de uma explosão. Em processos de deposição bem controlados, não ocorrem reações deste tipo, pois a quantidade de  $\text{SiH}_4$  não consumida no processo é pequena (a concentração mínima para explosão de  $\text{SiH}_4$  é de 1,7% [53]).



(a)



(b)

Figura 18: Lavador de gases do Reator Vertical. (a) lavador em funcionamento. (b) esquemático

## CAP. 4 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

Neste capítulo apresentamos os resultados das deposições de filmes de SiGe-poli efetuadas no Reator CVD Vertical descrito no capítulo anterior. Mais de uma série de amostras foi preparada a fim de analisar diferentes características do processo e de forma a se complementarem em um conjunto consistente ao objetivo final de se produzir filmes finos adequados para aplicação em eletrodos de porta MOS. Os resultados serão, portanto, apresentados segundo esta seqüência, conforme descrito a seguir:

- a) Análise do processo de deposição;
- b) Análise das características físicas/morfológicas do filme;
- c) Análise de características elétricas do filme;
- d) Análise de dispositivos eletrônicos.

Cada fase teve seu procedimento experimental e de caracterização próprios, que serão descritos no decorrer deste capítulo.

### *4.1 – ANÁLISE DO PROCESSO DE DEPOSIÇÃO*

#### 4.1.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Os substratos utilizados neste experimento foram lâminas de Si monocristalino, com 3 polegadas de diâmetro, clivadas em quadrantes de igual tamanho (1 lâmina equivale a 4 amostras). As lâminas são de orientação <100>, com dopagem tipo n, resistividade entre 1 e 10  $\Omega$ .cm e foram submetidas a oxidação térmica seca (1.000 °C; 1 lpm; 2 min) para formar uma camada de óxido de ~100 Å de espessura. O intervalo de valores dos parâmetros processo empregado para o processo LPCVD foi definido

com base em estudos prévios para a deposição de Si-poli [54], incluindo um gás portador de Ge ( $\text{GeH}_4$ , no caso) durante o processo. A proporção  $\text{SiH}_4/\text{GeH}_4$  foi definida com base em dados disponíveis da literatura [38, 48] para se obter um filme com concentração de Ge na faixa de 20 a 30 % e também incluímos um período de 30 segundos para formar uma camada de nucleação de Si-poli e reduzir o período de incubação. A camada formada nesta etapa tem entre 1 e 12 nm de espessura, para os filmes obtidos a 500 °C / 5 Torr e 750 °C / 10 Torr, respectivamente. Conforme citado no capítulo 2, a inserção de Ge durante o processo de deposição de filmes de Si por LPCVD tem uma ação catalítica na dessorção de H da superfície, reduzindo a energia de ativação da deposição e facilitando o processo LPCVD [38, 48]. Os parâmetros utilizados estão listados a seguir, na tabela 1.

Tabela 1 : Parâmetros de processo para deposição de SiGe-poli

Temperatura	500; 550; 600; 650; 700 ou 750 °C;
Pressão	5 ou 10 torr
Vazão de gases	4800 sccm de $\text{H}_2$ 40 sccm de $\text{SiH}_4$ 4 sccm de $\text{GeH}_4$
Tempo de deposição	15 min <sup>6</sup>
Nucleação de Si	30seg(nas mesmas condições de processo) 4800 sccm de $\text{H}_2$ + 40 sccm de $\text{SiH}_4$

Nesta etapa, foram caracterizadas a taxa de deposição e uniformidade dos filmes de SiGe-poli sobre o Si oxidado. As medidas foram realizadas utilizando o elipsômetro Rudolph AutoEL (laser de He-Ne;  $\lambda = 6328 \text{ \AA}$ ;  $\theta = 70^\circ$ ) para obtenção dos ângulos  $\Delta$  e  $\Psi$ , em pontos espaçados de 0,2 polegadas. Uma região de 5 mm ao redor da lâmina foi desprezada a fim de desconsiderar o efeito de borda no aquecimento do substrato e, portanto, na deposição. Os ângulos foram convertidos em valores de espessura e índice de refração utilizando o programa DAFIBM. A figura 19 ilustra os pontos de medida.

<sup>6</sup> Devido a problemas no sistema de controle, as amostras de 5 Torr/700 °C e 10 Torr/500 °C foram depositadas com 12 e 13 min de processo, respectivamente. Estes problemas, porém, não causam prejuízo às medidas.

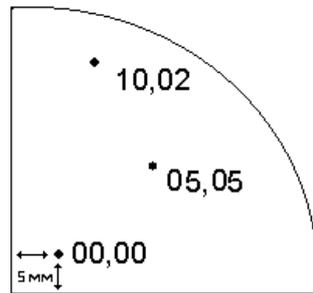


Figura 19: Pontos de medida de elipsometria.

Uma faixa de 5 mm ao redor da lâmina foi descartada a fim de evitar a variação de temperatura sobre a amostra devido ao efeito de borda. A origem das medidas foi tomada próximo ao ângulo reto resultante da clivagem e valores de  $\Delta$  e  $\Psi$  foram retirados a cada 0,2 polegadas nos eixos x (comprimento - horizontal) e y (largura - vertical), cobrindo uma área total de 1 polegada quadrada.

#### 4.1.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS

Com estes dados foram construídos mapas de curvas de nível e calculados os valores da taxa de deposição e variação da espessura (em %), definida como a razão entre o desvio padrão e a espessura média ( $u = 100 \times \sigma / \langle t \rangle$ ). Os resultados destas medidas são apresentados nas figuras 20 e 21 a seguir.

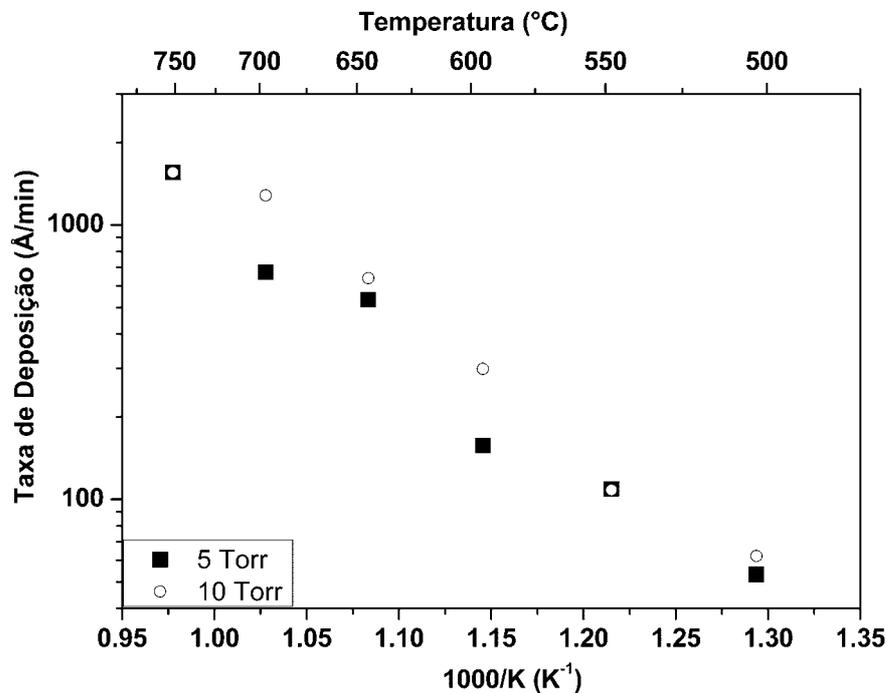


Figura 20: taxa de deposição em função da (inverso da) temperatura, para as amostras de SiGe-poli obtidas a 5 e 10 Torr. A deposição a 10 Torr apresenta saturação entre 700 e 750 °C.

Da figura 20 podemos verificar que a deposição se comporta, como mencionado no Capítulo 2, de acordo com uma equação de arrhenius ( $\propto \exp(E_a/kT)$ ) [36], com energias de ativação  $E_a = 1,21$  eV (27,9 Kcal/mol) para deposições realizadas a 5 Torr e  $E_a = 1,10$  eV (25,4 Kcal/mol) para deposições realizadas a 10 Torr. Comparando estes valores com os resultados obtidos para a deposição de Si-poli [55];  $E_a = 2,55$  eV (58,78 Kcal/mol) e  $E_a = 1,86$  eV (42,87 Kcal/mol) para deposições realizadas a 5 Torr e 10 Torr, respectivamente, verificamos a ação catalítica do Ge, através da redução do valor da energia de ativação do processo de deposição LPCVD. Da mesma forma que observado para deposições de Si-poli, um aumento na pressão de processo implica uma redução na  $E_a$ , com conseqüente aumento na taxa de deposição, devido ao aumento da freqüência de chegada de precursores na superfície. Vale ressaltar aqui os altos valores de taxa de deposição alcançados, entre 50 e 1500 Å/min, bem acima do limite de 30 Å/min citado na literatura [48].

Dois pontos devem ser observados em relação à figura 20. Primeiro, a variação das medidas em torno da reta teórica esperada pela equação de Arrhenius. Isto é um indicativo de que os filmes obtidos possuem diferentes concentrações de Ge, que se refletem em diferentes valores de  $E_a$ , daí a variação observada. O segundo ponto está na deposição realizada a 750 °C que possui o mesmo valor para 5 e 10 Torr. Para as amostras depositadas a 5 Torr, notamos que estas apresentam limite por taxa de reação em toda a faixa de temperatura estudada, o que se observa pela alta dependência da taxa de deposição com a temperatura. Ao analisar a curva para as amostras obtidas a 10 Torr, verificamos que há uma saturação entre 700 e 750 °C e a razão de crescimento da taxa de deposição não se mantêm. Isto é um indicativo que não apenas o limite está alterando de taxa de reação para transporte de massa, como também a dinâmica do gás é alterada, i.e., estamos deixando a região de “baixa pressão” (LPCVD) e entrando na região de “pressão reduzida” (RPCVD), com fluxos mais turbulentos. Caso a dinâmica dos gases dentro da câmara de reação não se alterasse, as curvas obtidas para 5 e 10 Torr seriam paralelas [32].

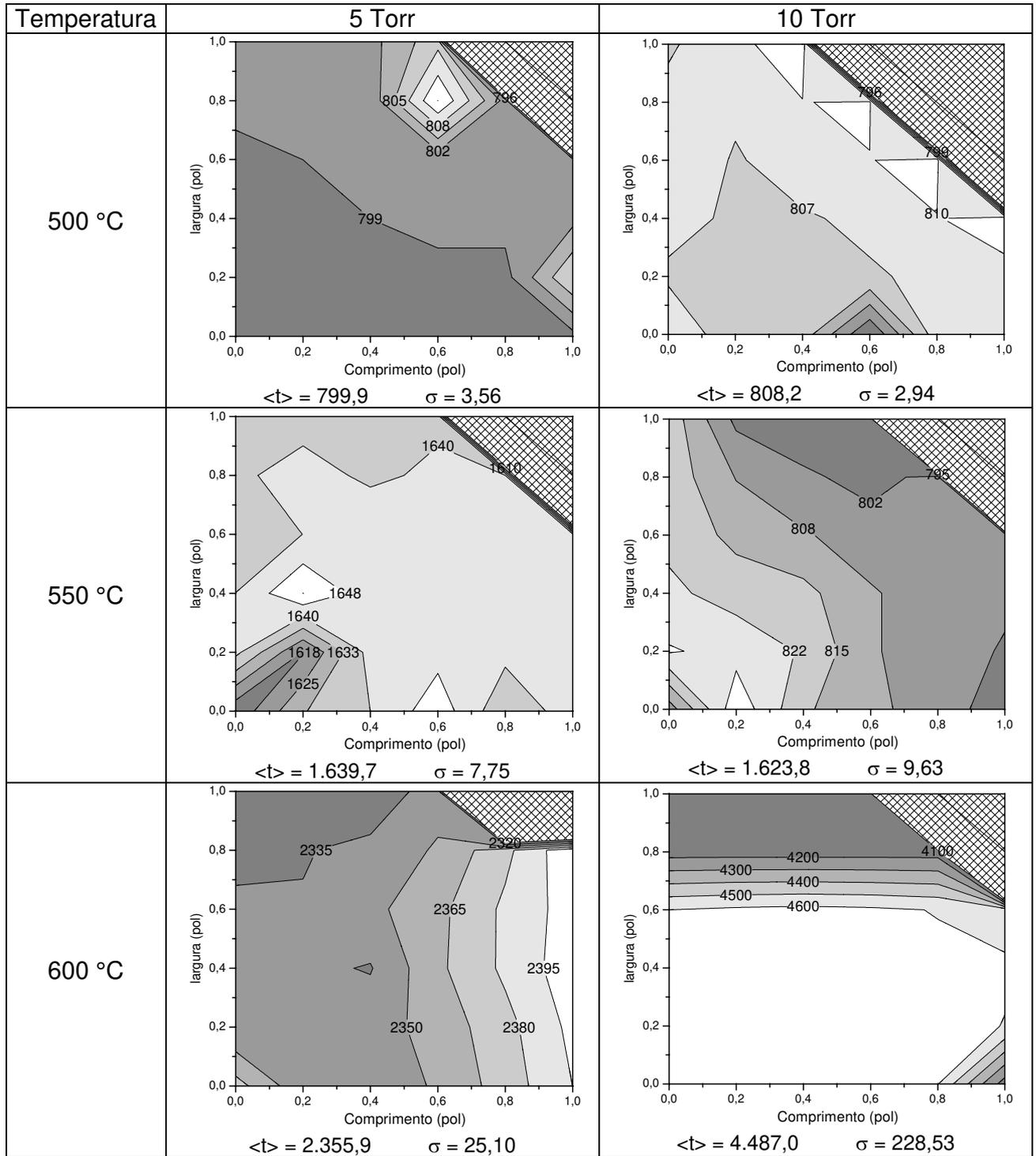


Figura 21: Curvas de nível dos filmes de SiGe-poli conforme resultados obtidos por elipsometria. Abaixo, os valores de espessura média ( $\langle t \rangle$ ) e desvio padrão ( $\sigma$ ) para cada amostra, que apresentou valores abaixo de 1%. Todos os valores apresentados são em Å. (cont)

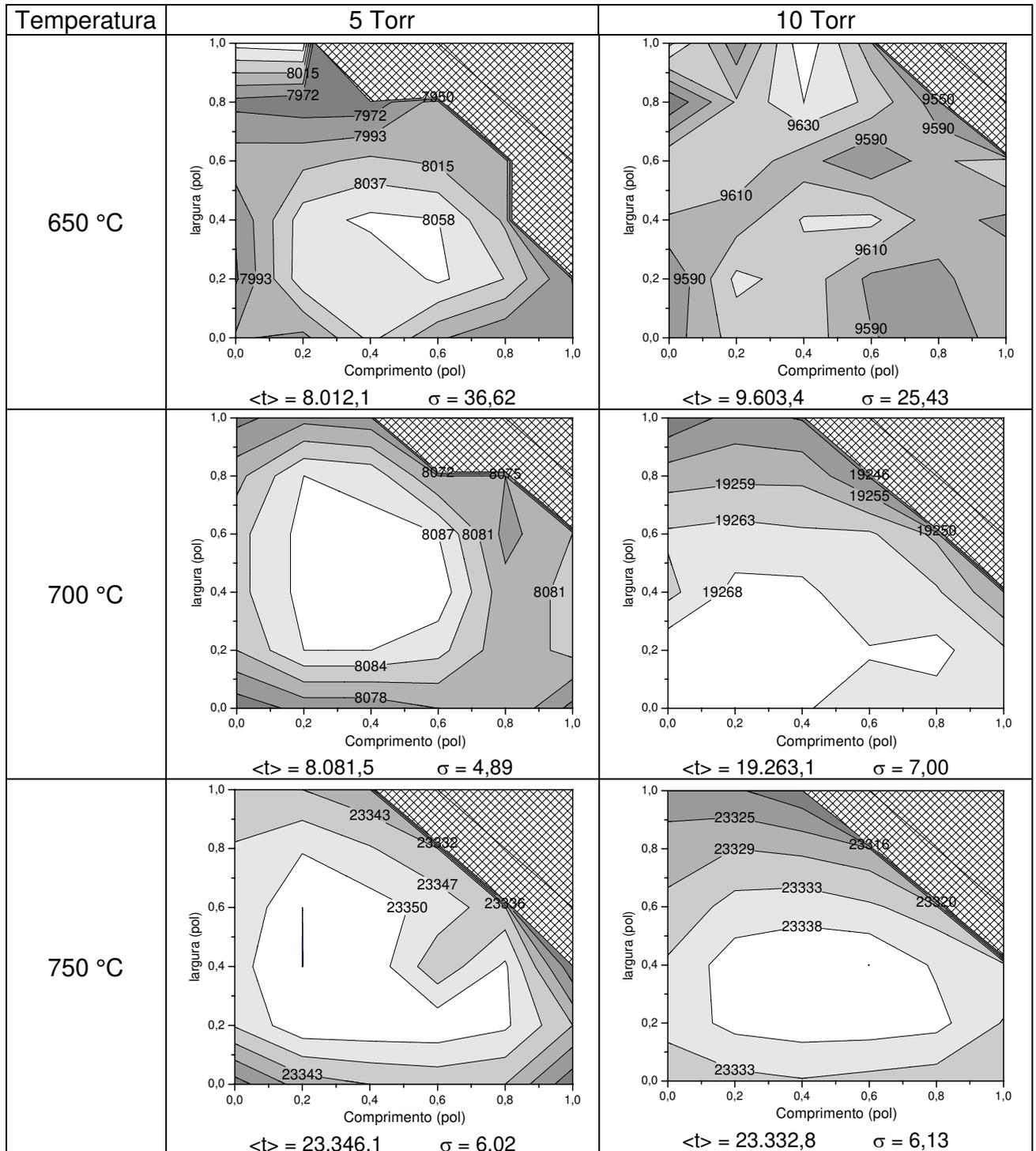


Figura 21 (cont): Curvas de nível dos filmes de SiGe-poli conforme resultados obtidos por elipsometria. Abaixo, os valores de espessura média ( $\langle t \rangle$ ) e desvio padrão ( $\sigma$ ) para cada amostra, que apresentou valores abaixo de 1%. Todos os valores apresentados são em Å.

Apesar dos altos valores obtidos para a taxa de deposição, as amostras apresentaram uma excelente uniformidade, com variação inferior a 1% sobre a espessura média do filme, única exceção feita à amostra obtida a 10 Torr / 600 °C. A tabela 2 resume os resultados obtidos e a figura 21 mostra os resultados de uniformidade.

Tabela 2: Variação de espessura das amostras de SiGe-poli calculadas como % sobre a espessura média ( $u = 100 \times \sigma / \langle t \rangle$ )

Temperatura	5 Torr	10 Torr
500 °C	0.44 %	0.36 %
550 °C	0.47 %	0.59 %
600 °C	1.07 %	5.09 %
650 °C	0.46 %	0.26 %
700 °C	0.06 %	0.04 %
750 °C	0.03 %	0.03 %

O valor médio obtido para o índice de refração dos filmes de SiGe-poli foi de  $n=4,066 \pm 0.022$  (coeficiente de extinção  $K = 0.063 \pm 0.059$ ), pouco acima do valor do Si-mono. Este valor está dentro do esperado devido às regiões amorfas de contorno de grão que elevam o valor de  $n$  [34].

## 4.2 – ANÁLISE DAS CARACTERÍSTICAS FÍSICAS/MORFOLÓGICAS

### 4.2.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Para caracterização física e morfológica, as mesmas amostras produzidas no item 4.1 anterior foram utilizadas. As técnicas empregadas foram: Difração de Raios-X (XRD – *X Ray Diffraction*) utilizando a técnica  $\theta - 2\theta$  com radiação gerada por anodo de Fe, para verificar a orientação cristalina dos grãos; microscopia de força atômica (AFM – *Atomic Force Microscopy*) em modo de contato intermitente (*tapping mode*) para rugosidade de superfície e tamanho dos grãos; retroespalhamento de Rutherford (RBS – *Rutherford Back Scattering*) empregando íons de  $\text{He}^{2+}$  com 2,2 MeV de energia, para

espessura e concentração de Ge e espectroscopia micro-Raman em configuração de retroespalhamento, empregando um laser de argônio ( $\lambda = 5.145 \text{ \AA}$ ), para concentração de Ge e cristalinidade do filme. A fim de evitar SPC durante a análise Raman, a intensidade do laser foi mantida a 0.85 mW ( $27 \text{ KW / cm}^2$ ) sobre a amostra. As medidas de RBS têm por principal finalidade confirmar os resultados de espessura, obtidos por elipsometria, e de composição, extraídos do espectro Raman.

#### 4.2.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS

Os três picos de ressonância Raman característicos foram verificados ao redor de  $288 \text{ cm}^{-1}$  (Ge-Ge);  $406 \text{ cm}^{-1}$  (Si-Ge) e  $501 \text{ cm}^{-1}$  (Si-Si), deixando claro que as amostras obtidas tratavam-se de filmes policristalinos de Si-Ge (figura 22). Além destes, também foi observado um pico ao redor de  $420 \text{ cm}^{-1}$  para amostras obtidas em temperaturas mais altas, correspondente a um par Si-Si rodeado de átomos de Ge [56] e, em temperaturas menores, um pico correspondente ao sinal do substrato, em torno de  $520 \text{ cm}^{-1}$ . As amostras obtidas abaixo de  $600 \text{ }^\circ\text{C}$  apresentaram uma fraca ou mesmo nenhuma ressonância, por se tratarem de filmes finos demais para se obter uma relação sinal/ruído significativa.

Nota-se que os picos se tornam mais intensos e que o valor da largura a meia-altura (FWHM – *Full Width at Half Maximum*) diminui com o aumento da temperatura, indicando que o filme se torna mais cristalino e os grãos, menos defeituosos. O aumento da pressão não apresentou nenhuma alteração significativa, comparando amostras à mesma temperatura.

Estes resultados apontam para a deposição de fase policristalina em uma temperatura bem inferior à necessária para filmes de Si-poli, que neste reator é em torno de  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  [54], novamente confirmando a ação catalítica do Ge sobre o processo de deposição citado em [38, 48]. Podemos notar também o aumento da taxa de deposição com a temperatura, pela redução da intensidade do sinal referente ao substrato (pico  $520 \text{ cm}^{-1}$ ).

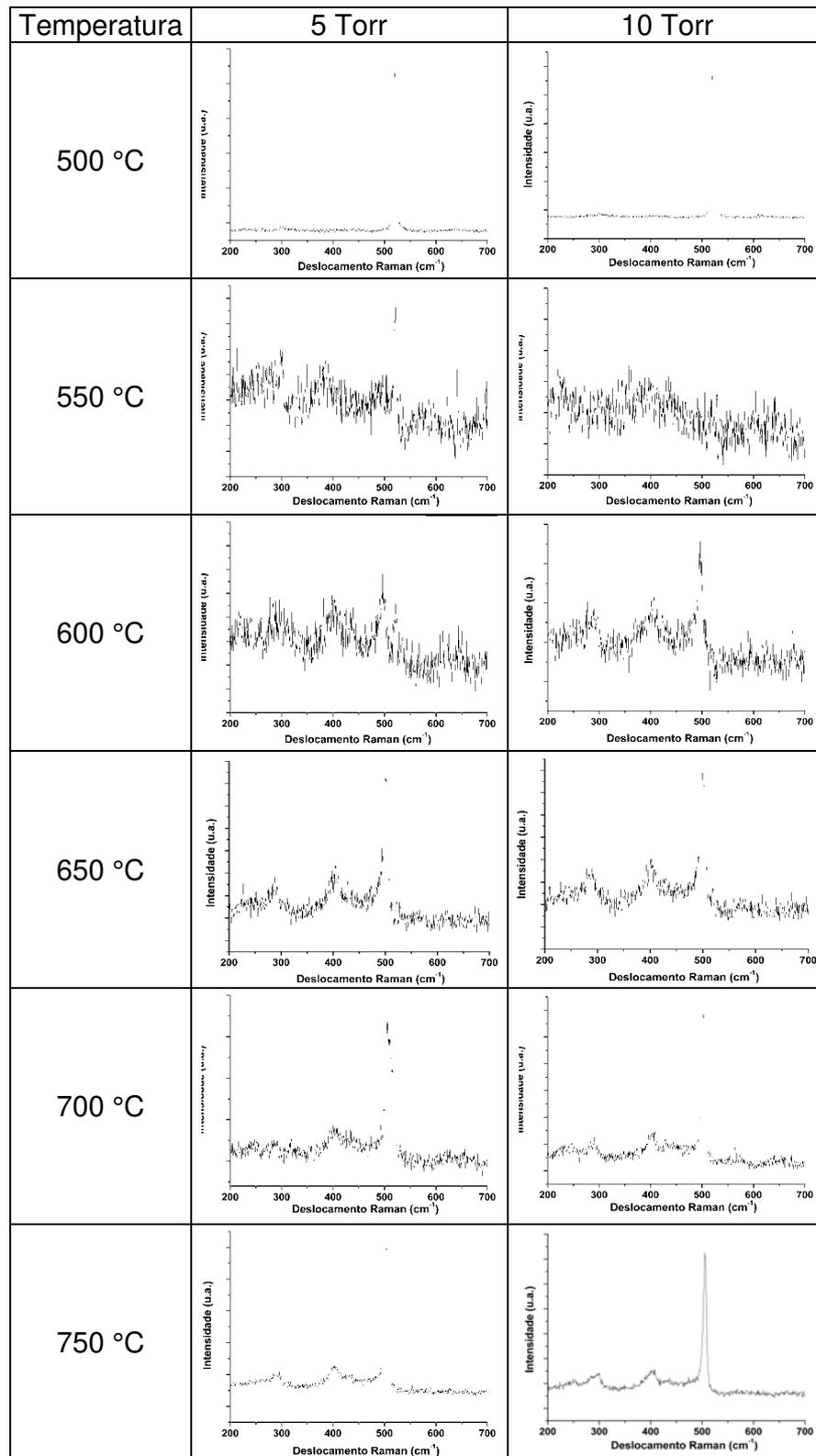


Figura 22: Espectro Raman das amostras de SiGe-poli como-depositadas. A variação nas intensidades relativas ocorre devido à variação na concentração de Ge presente nos filmes.

Verificamos que a intensidade relativa dos picos referente à ligação Ge-Ge, Si-Ge e Si-Si variam, indicando uma alteração na fração de Ge ( $x$ ), como já sugerido nos dados obtidos por elipsometria. A partir do espectro Raman, é possível calcular a composição de germânio na liga ( $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$ ) utilizando o sistema de equações proposto por J. C. Tsang [57] e Jawhari [58], reproduzido a seguir:

$$\omega_{\text{Si-Si}} = 520 - 68x - 830\sigma \quad (\text{r } 11)$$

$$\omega_{\text{Si-Ge}} = 400.5 + 14.2x - 575\sigma \quad (\text{r } 12)$$

$$\omega_{\text{Ge-Ge}} = 282.5 + 16x - 384\sigma \quad (\text{r } 13)$$

onde  $\omega$  é o vetor central de onda da ressonância Raman,  $x$  é a composição química,  $\sigma$  é o stress paralelo ao substrato, calculado na forma de  $\Delta l/l$ , onde  $l$  é o parâmetro de rede relaxado. Os valores de  $x$  obtidos por esta técnica são apresentados na figura 23. Um outro equacionamento foi apresentado por Olivares *et al.* [59] desconsiderando o stress, mas este levou a valores negativos para  $x$  e foi, portanto, descartado.

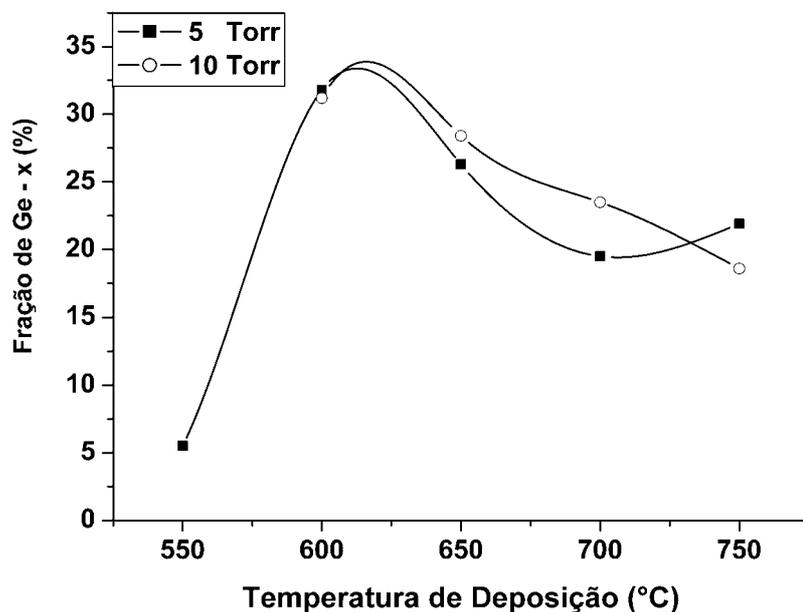


Figura 23: porcentagem de Ge nos filmes finos obtidos por LPCVD, extraídos a partir de análise do espectro Raman [56-57]. Observa-se o máximo de 32% de Ge nas amostras depositadas a 600 °C.

Das figuras 22 e 23, observamos que há um máximo na concentração de Ge em torno de 600 °C para ambas pressões de deposição, após o que, o valor de  $x$  tende a diminuir levemente e que as amostras obtidas a temperaturas de 500 e 550 °C

apresentam ressonâncias e/ou frações de Germânio muito baixas, tanto que apenas uma das quatro amostras depositadas nestas condições permitiu o uso do sistema apresentado por Tsang/Jawhari. Esta variação na fração de Ge é contrária ao apresentado por Holleman *et al.* [38], que afirma que este valor é independente da temperatura. A diferença entre estas observações vem da geometria dos reatores utilizados em cada estudo. Holleman utilizou um reator horizontal convencional, onde o fluxo de gases ocorre em uma região anelar em torno das amostras e se apresenta como um processo mais controlado e susceptível ao fenômeno da depleção. No reator vertical que utilizamos, o fluxo ocorre de maneira mais turbulenta por causa dos vórtices formados sobre o susceptor de grafite devido à geometria da câmara de reação. A temperatura influi sobre estes vórtices, alterando o seu diâmetro e até mesmo criando mais de um vórtice na região acima do susceptor, o que tem grande impacto sobre a camada limite e a frequência de chegada de precursores na superfície. Outro ponto a se levar em conta é que o ponto de fusão mais baixo do Ge também o torna mais susceptível a dessorção. Temos, portanto, que para temperaturas abaixo de 600 °C a concentração de Ge na liga aumenta com a temperatura, devido ao aumento da capacidade de adsorção da superfície. Acima deste limiar, há uma inversão do comportamento e a quantidade de Ge diminui com o aumento da temperatura, devido às altas energias de superfície, que levam os átomos de Ge a dessorção, ao mesmo tempo em que favorecem a fixação de átomos de Si. Como resultado destes efeitos, temos uma concentração de Ge nos filmes depositados com o comportamento apresentado na figura 23.

A fim de confirmar os resultados de  $x$  obtidos por Raman, foram colhidos espectros de RBS das amostras. A análise dos dados foi realizada utilizando o programa de simulação RUMP. Os espectros extraídos são mostrados na figura 24 e o resultado da simulação está na tabela 3.

Os resultados de espessura obtidos por RBS confirmam os valores obtidos por elipsometria e mostram um detalhe importante, que não pode ser observado pelas análises anteriores: filmes depositados acima de 600 °C (550 °C) a pressão de 5 Torr (10 Torr) apresentam uma camada dupla de SiGe com diferentes concentrações. Isto ocorreu devido a uma falha no sistema de injeção de gases, que apresentava um atraso

para o início do controle da vazão depois que a linha dos precursores era aberta. Desta forma, havia uma injeção não controlada de  $\text{SiH}_4$  e  $\text{GeH}_4$  nos primeiros segundos de processo e este excesso se manteve dentro da câmara de reação até ser consumido e/ou removido pelo sistema de vácuo. A seqüência de acionamento de válvulas do reator LPCVD vertical foi alterado e a falha, corrigida.

A fim de comparar os resultados de fração de Ge obtidos por RBS e Raman, calculamos a média da fração de Ge ponderada pela espessura a partir dos resultados de simulação RBS (figura 24). A tabela 4 traz uma comparação entre os valores já obtidos de espessura e x com os resultados obtidos por RBS.

Tabela 3: Composição e espessura das amostras de SiGe-poli conforme resultados da análise RBS

Temperatura	5 Torr			10 Torr		
500 °C	Espessura	Composição		Espessura	Composição	
	886.00 Å	Si 0.992	Ge 0.008	950.00 Å	Si 0.985	Ge 0.015
	87.00 Å	Si 1.000	O 2.000	94.00 Å	Si 1.000	O 2.000
	16000.00 Å	Si 1.000		15000.00 Å	Si 1.000	
550 °C	Espessura	Composição		Espessura	Composição	
	1200.00 Å	Si 0.770	Ge 0.230	1800.00 Å	Si 0.650	Ge 0.350
	87.00 Å	Si 1.000	O 2.000	91.00 Å	Si 1.000	O 2.000
	16000.00 Å	Si 1.000		15000.00 Å	Si 1.000	
600 °C	Espessura	Composição		Espessura	Composição	
	2100.00 Å	Si 0.700	Ge 0.3	3500.00 Å	Si 0.650	Ge 0.350
	87.00 Å	Si 1.000	O 2.000	1000.00 Å	Si 0.550	Ge 0.450
	16000.00 Å	Si 1.000		107.00 Å	Si 1.000	O 2.000
				15000.00 Å	Si 1.000	
650 °C	Espessura	Composição		Espessura	Composição	
	6700.00 Å	Si 0.710	Ge 0.290	8000.00 Å	Si 0.700	Ge 0.300
	1000.00 Å	Si 0.550	Ge 0.450	1500.00 Å	Si 0.510	Ge 0.490
	98.00 Å	Si 1.000	O 2.000	97.00 Å	Si 1.000	O 2.000
	16000.00 Å	Si 1.000		15000.00 Å	Si 1.000	
700 °C	Espessura	Composição		Espessura	Composição	
	1500.00 Å	Si 0.850	Ge 0.150	18000.00 Å	Si 0.750	Ge 0.250
	6700.00 Å	Si 0.750	Ge 0.250	1100.00 Å	Si 0.450	Ge 0.550
	100.00 Å	Si 1.000	O 2.000	100.00 Å	Si 1.000	O 2.000
	7500.00 Å	Si 1.000		15000.00 Å	Si 1.000	
750 °C	Espessura	Composição		Espessura	Composição	
	23000.00 Å	Si 0.750	Ge 0.250	22000.00 Å	Si 0.750	Ge 0.250
	101.00 Å	Si 1.000	O 2.000	1100.00 Å	Si 0.550	Ge 0.450
	10000.00 Å	Si 1.000		100.00 Å	Si 1.000	O 2.000
				15000.00 Å	Si 1.000	

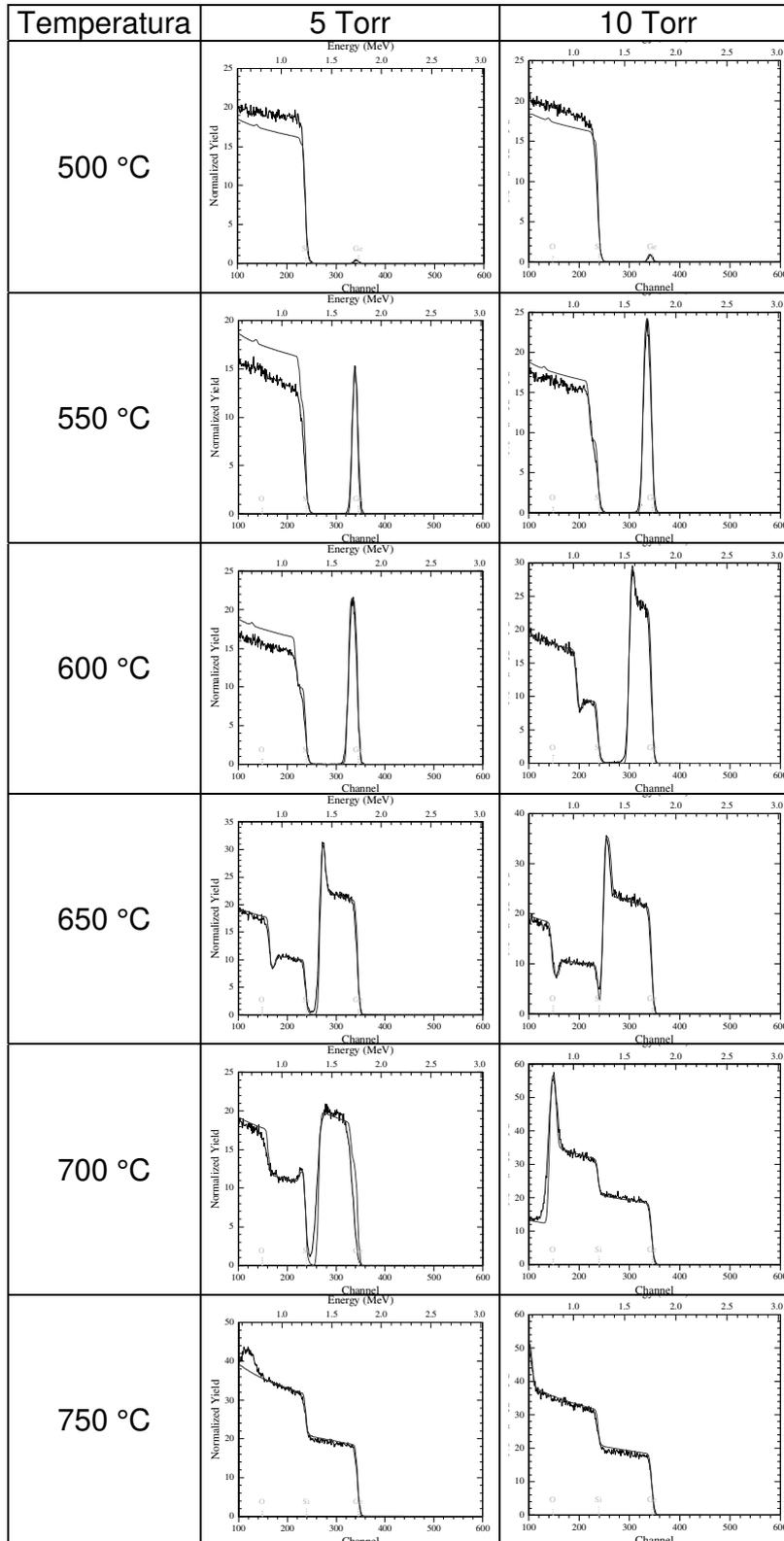


Figura 24: Espectros RBS das amostras de SiGe-poli com a curva de ajuste obtida pelo programa de simulação RUMP.

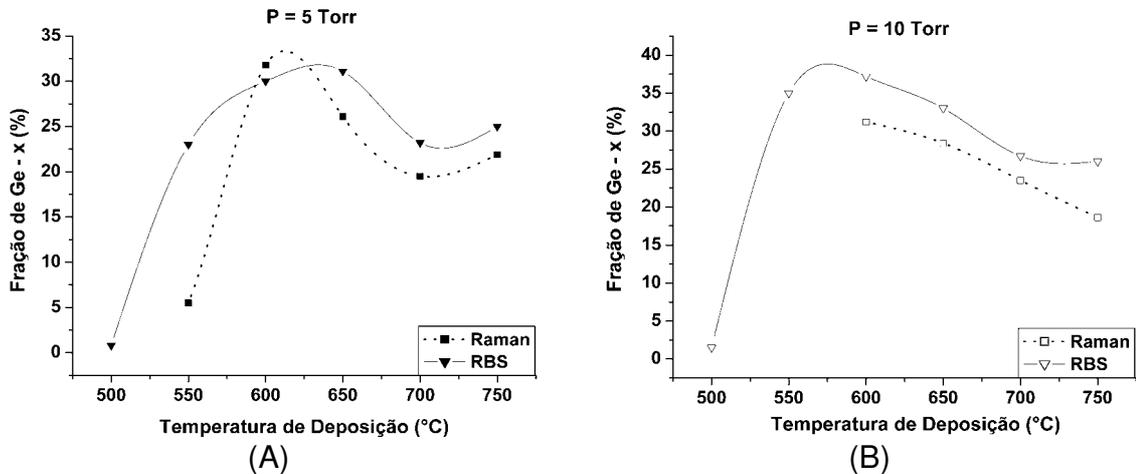


Figura 25: Comparação entre os resultados obtidos por RBS e espectroscopia micro-Raman para a fração de Ge – x – nas amostras obtidas. Apesar da pequena diferença nos valores absolutos, o comportamento é o mesmo tanto para análise RBS como Raman.

Há uma diferença sistemática entre os resultados de  $x$  obtidos por Raman e por RBS que se justificam por dois motivos. O primeiro, devido à formação da camada dupla de SiGe-poli, que no Raman aparece como um único resultado, com um valor intermediário de  $x$ ; o segundo, por ajustes do ponto de calibração do aparelho de espectroscopia micro-Raman. Como o equacionamento foi definido baseado em um outro equipamento de medida, um desvio do ponto de zero<sup>7</sup> pode culminar em valores de  $x$  menores (ou maiores, dependendo do sentido do desvio).

Apesar desta diferença nos valores absolutos, o comportamento da fração de Ge não se altera, independente da técnica utilizada para cálculo de  $x$ . O ponto de inflexão para a redução de  $x$  se localiza em torno de 600 °C tanto para a análise RBS como para a análise Raman, indicando que o raciocínio apresentado anteriormente é válido. Também verificamos que concentrações muito baixas de Ge, em torno de 1%, podem ser obtidas usando  $T = 500$  °C, valores não detectados pela técnica Raman.

Até o momento, todas as características analisadas foram do filme como um todo. Contudo, a estrutura interna (morfologia) tem uma grande importância para o comportamento elétrico [60] e, portanto, para a fabricação de dispositivos. Para este fim, realizamos análises de XRD e AFM.

<sup>7</sup> É comum verificar, por exemplo, o valor da ressonância Si-Si não estressado entre 520 e 522  $\text{cm}^{-1}$ , dependendo do equipamento em que a medida é realizada.

Tabela 4: Comparação dos resultados entre Raman/RBS (x) e elipsômetro/RBS (t)

Temp (°C)	5 Torr				Temp (°C)	10 Torr			
	x (%)		t (Å)			x (%)		t (Å)	
	RBS	Raman	RBS	Elips		RBS	Raman	RBS	Elips
500	0.8	-x-	886	800	500	1.5	-x-	950	808
550	23.0	5.5	1200	1639	550	35.0	-x-	1800	1623
600	30.0	31.8	2100	2355	600	37.2	31.2	4500	4487
650	31.1	26.1	7700	8012	650	33.0	28.4	9500	9603
700	23.2	19.5	8200	8081	700	26.7	23.5	19100	19263
750	25.0	21.9	23000	23346	750	26.0	18.6	23100	23332

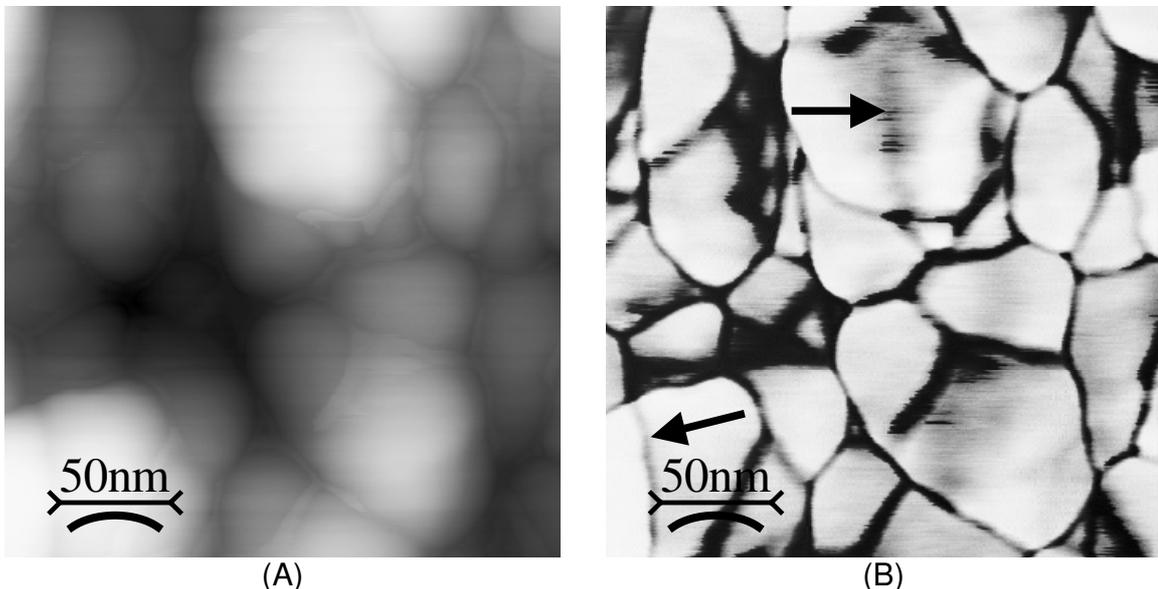


Figure 26: Imagem AFM – modo intermitente – de filme de SiGe-poli depositado a 5 Torr, 600 °C. (A) imagem de topografia (B) imagem de fase. Em destaque (setas) contornos que podem representar *twinning*s (grãos vizinhos de mesma orientação cristalina, mas rotacionados entre si).

Imagens AFM (figura 26) mostram claramente a mudança na morfologia dos filmes uma vez que diferentes tamanhos de grão podem ser verificados nestas imagens. Usando a contagem de contornos em uma seção transversal de imagem de fase<sup>8</sup> do AFM, observamos (figura 27-A) grãos entre 27 e 46 nm de diâmetro com alguns contornos finos e poucos definidos, provavelmente relacionados a *twinning*s (grãos vizinhos de mesma orientação cristalina, mas rotacionados entre si). O tamanho de grão não apresenta um comportamento que possa ser relacionado com o valor de x

<sup>8</sup> A imagem de fase do AFM é uma forma de realçar os contornos de grãos. Está relacionada com a segunda derivada do sinal extraído para topografia.

ou outro parâmetro de processo. Por sua vez, a rugosidade rms (*root mean square* – média quadrática) de superfície apresenta um comportamento parabólico em função da temperatura de deposição (figura 27-B).

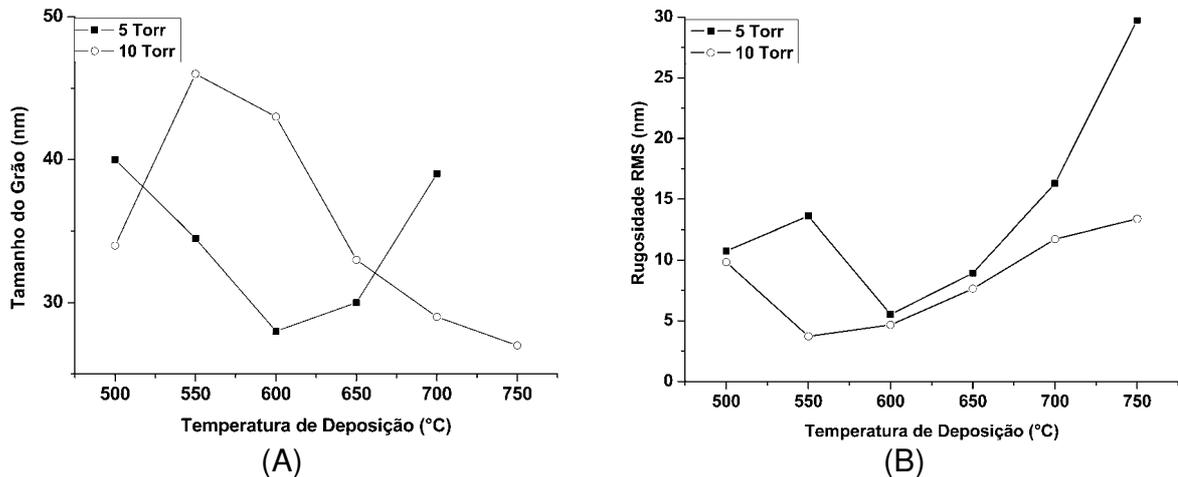


Figure 27: (A) tamanho de grão e (B) rugosidade de superfície das amostras de SiGe em função da temperatura de deposição.

Valores mínimos de 3,7 e 5,5 nm foram encontrados para amostras depositadas a 10 e 5 Torr, respectivamente. A pressão mais alta levou a amostras menos rugosas provavelmente devido a uma maior quantidade de material amorfo em filmes obtidos em tais condições. Pressões mais elevadas equivalem a uma maior concentração de precursores adsorvidos na superfície. Com isso, aumenta a chance de um átomo adsorvido se ligar a outro sem formar as ligações químicas apropriadas para a construção da rede cristalina, aumentando a porcentagem de material amorfo. Como um material amorfo não possui face proeminente, como os grãos cristalinos, a superfície do filme obtido se torna menos rugosa.

A orientação cristalina dos grãos é capaz de influenciar o valor da rugosidade de superfície. Análise das medidas de XRD (figura 28) mostram que a temperatura de 750 °C leva a uma forte orientação <111> tanto nas amostras obtidas a 5 Torr como a 10 Torr, mas observamos uma diferença significativa abaixo desta condição. Enquanto as amostras obtidas a 5 Torr exibem orientação preferencial na direção <220> apenas para a amostra depositada a 600 °C, as amostras obtidas a 10 Torr exibem uma intensidade maior nesta ressonância entre 600 °C até 700 °C.

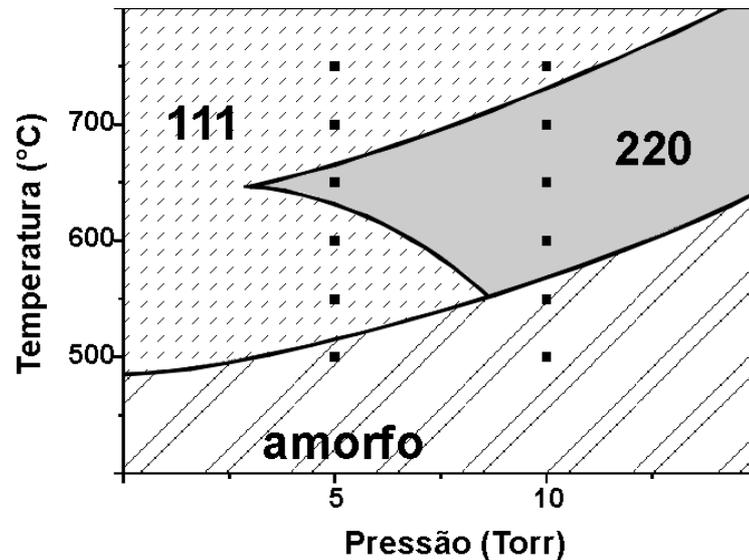


Figura 28: Orientação preferencial dos grãos cristalinos no filme de SiGe-poli, conforme obtido através da análise da intensidade dos picos de ressonância XRD.

Grãos de direção  $\langle 111 \rangle$  precisam de 4 átomos para nuclear, isto é, precisam de mais energia para formar as ligações necessárias para nucleação. Assim, esta orientação é esperada para deposições a alta temperatura. Grãos de orientação  $\langle 220 \rangle$  são capazes de nuclear com apenas 2 átomos, sendo, então, mais compatível com processos a menor temperatura. Também notamos um forte aumento na intensidade da ressonância  $\langle 111 \rangle$  a uma temperatura 50 °C inferior para as amostras depositadas a 10 Torr. Isso ocorre por causa da maior quantidade de átomos adsorvidos na superfície, que facilitam a formação das ligações químicas necessárias.

Observa-se comparando as figuras 27-B e 28, que a rugosidade aumenta mais rapidamente para as amostras de 5 Torr, do que para 10 Torr, da mesma forma que ocorre com a orientação  $\langle 111 \rangle$ . Isso ocorre porque, enquanto o crescimento na direção  $\langle 220 \rangle$  (ou  $\langle 110 \rangle$ ) ocorre apenas em um único plano cristalino, a direção  $\langle 111 \rangle$  precisa de 2 planos cristalinos para o crescimento de uma nova camada, a fim de que os átomos sejam devidamente fixados ao núcleo cristalino (pelo menos 2 ligações do átomo deve ser feita com o núcleo [61]). Isso significa que teremos uma variação de altura dentro de um mesmo grão e entre um grão e outro, muito menor para o primeiro caso do que para o segundo e, conseqüentemente, uma rugosidade maior em filmes em que a direção  $\langle 111 \rangle$  estiver presente em quantidade superior que a direção  $\langle 220 \rangle$ .

### 4.3 – ANÁLISE DA RESISTIVIDADE DO FILME

#### 4.3.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As mesmas amostras empregadas até o momento foram dopadas com P para medidas de resistividade de folha ( $R_s$ ) e resistividade ( $\rho$ ). A dopagem foi feita por implantação de íons  $^{31}\text{P}^+$ , a 50 keV e dose de  $7 \times 10^{15}$  at /  $\text{cm}^2$ . O recozimento dos danos causados pela implantação foi realizado em um forno de RTP a 960 °C, durante 40 seg, em atmosfera de  $\text{N}_2$ , o que garante uma distribuição uniforme de dopantes conforme simulação no programa SUPREM IV.

Tabela 5: Condições de processo empregadas para caracterização de  $R_s$ . (apenas para P)

Dose de II (at/ $\text{cm}^2$ )	Energia (keV)	Temperatura de RTA (°C)
$5 \times 10^{14}$	80 ( $^{31}\text{P}^+$ ) e	500
$1 \times 10^{15}$		600
$5 \times 10^{15}$		700
$1 \times 10^{16}$	30 ( $^{11}\text{B}^+$ )	800
( $2 \times 10^{16}$ )		900
Deposição de SiGe-poli → nucleação 30 seg a 600 °C / 5 Torr 4800 sccm $\text{H}_2$ + 40 sccm $\text{SiH}_4$ → deposição 90 min a 500 °C / 5 Torr 4800 sccm $\text{H}_2$ + 40 sccm $\text{SiH}_4$ + 4 sccm $\text{GeH}_4$		
Deposição de Si-poli 5 Torr, 800 °C, 2min:48seg de deposição 4800 sccm $\text{H}_2$ + 40 sccm $\text{SiH}_4$		

Ao verificar qual o conjunto de parâmetros de processo de deposição permite o menor valor de  $\rho$  (5 Torr / 500 °C, no caso), um novo lote de amostras com 2.000 Å de espessura foi fabricado para testar o processo de recozimento sobre amostras dopadas com B ou P a diferentes doses. A dopagem foi realizada por implantação de íons  $^{31}\text{P}^+$  e  $^{11}\text{B}^+$  em energias tais que a concentração máxima de dopantes (pico da implantação) se localizasse no meio da espessura da amostra (1.000 Å de profundidade) para

facilitar a distribuição uniforme após recozimento. Várias temperaturas foram utilizadas para RTA (*Rapid Thermal Annealing* – recozimento térmico rápido) da implantação iônica. Todas as etapas de RTA foram realizadas em atmosfera de N<sub>2</sub>, durante 40 seg e com rampa de aquecimento de 50 °C/seg. A tabela 5 resume as condições de processo empregadas nesta etapa. Filmes finos de Si-poli de mesma espessura também foram fabricados para comparação de resultados.

#### 4.3.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS

##### Definição de melhor condição de deposição

Após implantação de P com dose de  $7 \times 10^{15} \text{ cm}^{-2}$  e recozimento, medidas de 4 pontas no filme permitiram calcular o valor de  $R_s$  (em  $\Omega/\text{qd}$ ) e  $\rho$  (em  $\text{m}\Omega.\text{cm}$  – figura 29). Pelo menos 5 medidas foram realizadas sobre cada amostra com desvio inferior a 5% sobre o valor médio. Comparando com resultados anteriores, verificamos que o valor de  $\rho$  é uma ordem de grandeza inferior ao Si-poli obtido no mesmo equipamento [55], i.e., a inserção de Ge no filme causa uma redução muito grande na resistência deste. O melhor resultado obtido foi de  $0.076 \text{ m}\Omega.\text{cm}$  ( $9.7 \Omega/\text{qd}$ ) para a amostra depositada a  $500 \text{ }^\circ\text{C} / 5 \text{ Torr}$ , o que mostra que, nas amostras produzidas, mesmo uma pequena quantidade de Ge tem grande influência na característica elétrica do material, ao contrário do verificado por Levitas [8], que afirma que a influência do Ge só será percebida se este estiver em uma concentração superior a 8%.

Ainda se levarmos em conta a diferença de concentração de P, causada pelas diferentes espessuras das amostras utilizadas nesta análise (figura 30B), a amostra que apresenta melhor resultado (menor  $\rho$ ) ainda é a que contém amostras com 1% de Ge.

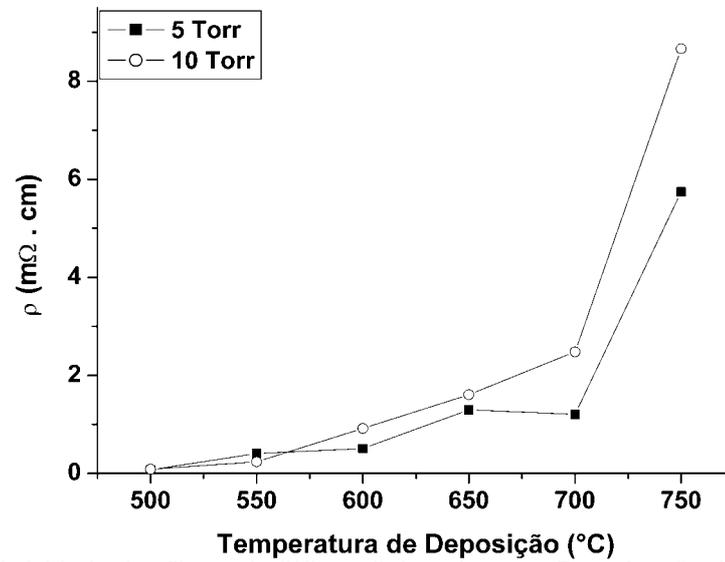


Figura 29: Resistividade dos filmes de SiGe-poli dopados com P em função da temperatura de deposição. As amostras depositadas a 500 °C apresentaram o menor valor de resistividade, independente da pressão utilizada.

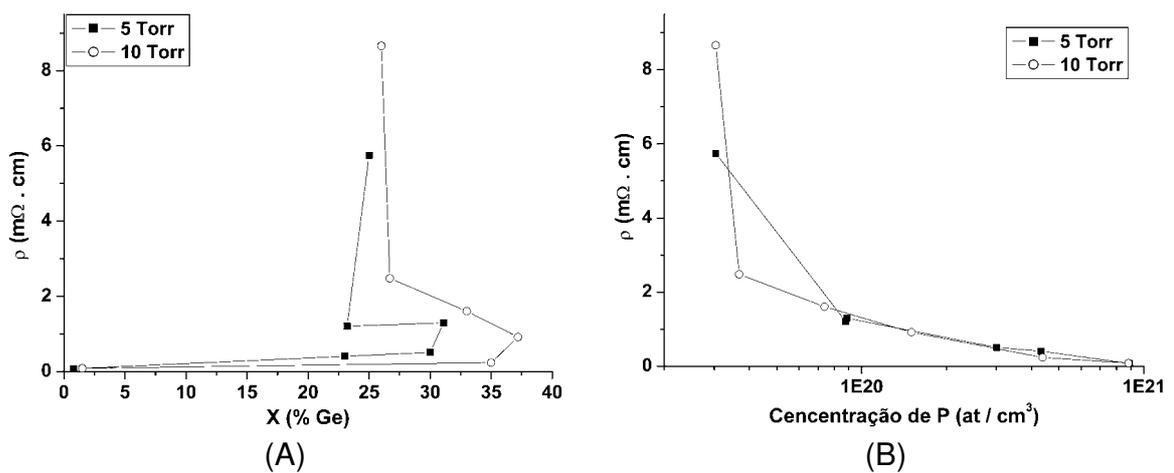


Figura 30: Resistividade dos filmes de SiGe-poli em função de x (A) e da concentração de P (B)

### 4.3.3 – ANÁLISE DOS RESULTADOS

#### Definição de condições de implantação/recozimento

Definidos os parâmetros de processo, um novo lote de amostras foi produzido e processado conforme explicitado em 4.3. As novas amostras possuem 0,8% de Ge ( $\text{Si}_{0,992}\text{Ge}_{0,008}$ -poli) e foram depositadas a 500 °C / 5 Torr usando  $\text{H}_2$  como gás de arraste para uma mistura de  $\text{SiH}_4 + \text{GeH}_4$  a 10% de Ge ( $\text{GeH}_4/\text{SiH}_4 = 0,10$ ). Amostras de Si-poli de mesma espessura (2.000 Å) também foram produzidas e submetidas às mesmas condições de implantação e recozimento que as amostras de SiGe-poli. Os resultados obtidos são apresentados a seguir.

#### *Amostras dopadas com P*

As amostras de SiGe-poli dopadas com  $^{31}\text{P}^+$  apresentaram valores de  $\rho$  uma ordem de grandeza inferiores às suas contrapartes de Si-poli em toda a faixa de temperatura de recozimento utilizada neste estudo (figura 31A). Como a resistividade do Ge é muito menor que a do Si (46  $\Omega\cdot\text{cm}$  e  $3.2 \times 10^5 \Omega\cdot\text{cm}$ , respectivamente [64]), mesmo a inserção de uma pequena quantidade de Ge para compor a liga já apresentou uma melhora expressiva nos valores de  $\rho$ . Também observamos uma queda expressiva (*shoulder*) na resistividade das amostras de Si-poli recozidas entre 600 e 700 °C, enquanto as amostras de SiGe-poli apresentam um comportamento quase linear. Conforme já apresentado do capítulo 2, este resultado ocorre devido à menor temperatura de fusão do Ge, que dá a liga menores temperaturas de processo. Enquanto um recozimento a 500 °C já é suficiente para reconstruir a estrutura cristalina do SiGe danificada durante o processo de II (Implantação iônica), o processo de SPC para o Si-poli apresenta um aumento significativo acima de 700 °C, daí a presença do *shoulder* observado na figura 31A.

Uma vez que a melhora no valor de  $\rho$  não é tão significativa para o SiGe-poli com o aumento da temperatura como é para o Si-poli, analisamos a influência da dose da dopagem utilizando diferentes temperaturas de recozimento para o SiGe-poli (500 °C) e o Si-poli (900 °C). Esta escolha baseia-se na necessidade de baixas taxas térmicas

para fabricação de junções ultra-rasas e dispositivos nanométricos. O resultado desta nova série é apresentado na figura 31B.

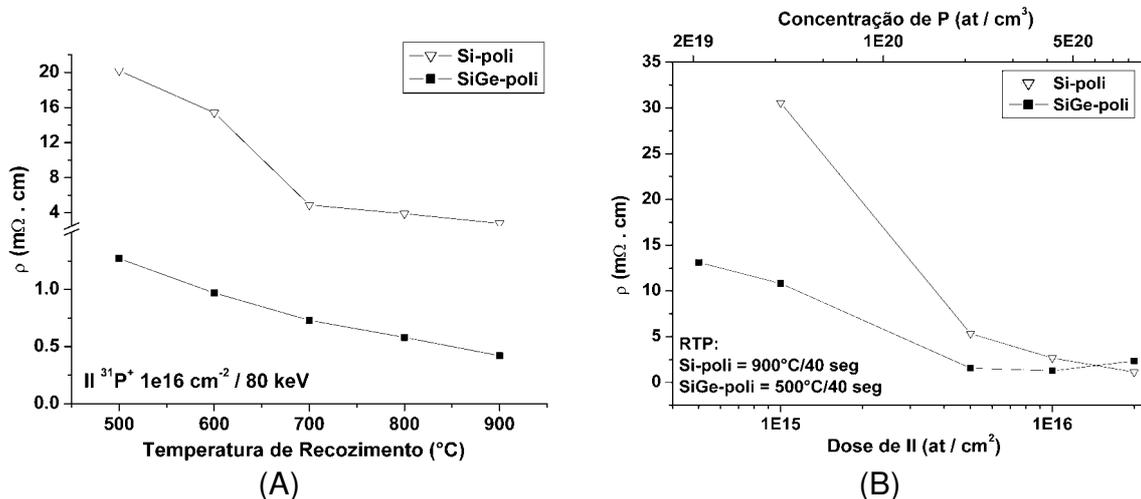


Figura 31: Resistividade das amostras dopadas com P em função da (A) temperatura de recozimento e (B) dose de implantação. Os filmes de SiGe-poli apresentaram valores de  $\rho$  menores que o Si-poli em todas as condições analisadas

Podemos observar que a ativação de dopantes é mais significativa no SiGe-poli principalmente à baixa dose de II, pois a amostra de Si-poli implantada com dose de  $5 \times 10^{14} at/cm^2$  não apresentou um valor mensurável de  $R_s$  ( $R_s > 4.500 \Omega/qd$ ;  $\rho > 90 m\Omega \cdot cm$ ) enquanto que um valor relativamente baixo ( $549 \Omega/qd$ ;  $11 m\Omega \cdot cm$ ) foi observado para a amostra de SiGe-poli de mesma dose. Novamente aqui percebemos a formação do *shoulder* menos proeminente no SiGe-poli. De acordo com o proposto por Seto [60], este efeito está relacionado ao preenchimento de estados de armadilha (*trapping states*), que saturam com uma concentração de dopantes entre  $10^{18}$  e  $10^{19} at/cm^3$ , o que está de acordo com o observado. Concluímos então que o filme de SiGe-poli tem uma cristalinidade (fração de volume cristalino) maior, e, portanto uma menor quantidade de estados de armadilha, o que é condizente com a menor temperatura de fusão da liga devido à presença do Ge. A figura 31B mostra ainda que é possível obter filmes de SiGe-poli com resistividades (de folha) abaixo de  $5 m\Omega \cdot cm$  ( $250 \Omega/qd$ ) usando doses de implantação e temperaturas de processo (deposição e recozimento) bem inferiores àquelas necessárias para se obter o mesmo resultado em Si-poli, o que se faz necessário para a fabricação de dispositivos nanométricos.

### Amostras dopadas com B

A dopagem com boro resultou em um aumento da resistividade das amostras de SiGe-poli, mais evidente em temperaturas de recozimento mais baixas (500 e 600 °C). Para temperaturas mais altas, os valores são equivalentes, embora ainda um pouco maiores. Estes dados estão coerentes com o apresentado na literatura [63]. Esta diferença entre as amostras dopadas com B e P pode ser explicado pela influência do dopante sobre o tamanho do grão cristalino. Quando inserimos Ge e B em uma matriz de Si-poli, não verificamos nenhuma alteração de tamanho do grão cristalino, ficando a resistência a cargo de propriedades intrínsecas do material, como a mobilidade dos portadores, por exemplo. A inserção de Ge e P, contudo praticamente dobra o tamanho dos grãos cristalinos [64], diminuindo a região de contorno de grãos e a densidade de estados de armadilha. Como resultado, temos que amostras de SiGe-poli dopadas com P apresentam uma resistividade menor que amostras dopadas com B.

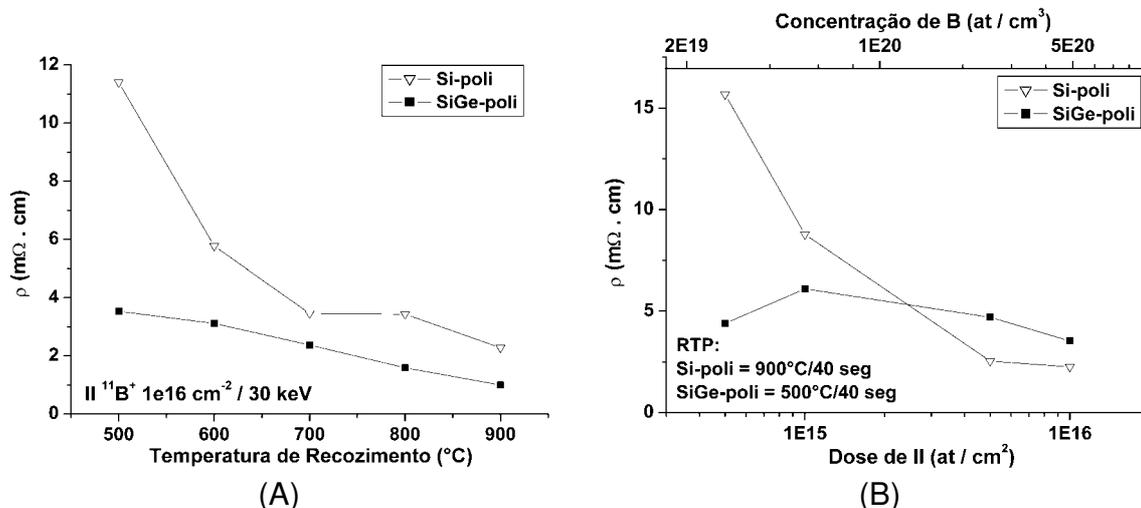


Figura 32: Resistividade das amostras dopadas com B em função da (A) temperatura de recozimento e (B) dose de implantação. As amostras de SiGe-poli apresentaram resultados similares ou melhores que as contrapartes de Si-poli independente das condições de dopagem empregadas.

Comparando os resultados do SiGe-poli com suas contrapartes de Si-poli, observamos resistividades menores para todas as temperaturas de recozimentos, confirmando a importância do Ge na melhora de propriedades elétricas do filme. Também verificamos que o limiar de 5  $m\Omega \cdot cm$  é alcançado em menores doses de implantação para o SiGe-poli, repetindo os resultados da dopagem com P. A

possibilidade de atingir baixos valores de  $R_s$  tanto para amostras dopadas com boro ou fósforo empregando taxas térmicas reduzidas é um resultado importante, pois a grande maioria de circuitos produzidos atualmente é baseado na tecnologia CMOS auto-alinhada.

#### 4.4 – ANÁLISE DE DISPOSITIVOS

##### 4.4.1 – PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

As amostras produzidas para estudo de resistividade foram fotogravadas com fotorresiste AZ 5214 para a construção de capacitores MOS de 200  $\mu\text{m}$  de diâmetro. A corrosão foi feita por RIE (*Reactive Ion Etch* – corrosão por íon reativo) nas seguintes condições:

Mistura:  $\text{SF}_6$  /  $\text{CF}_4$  /  $\text{CHF}_3$   
Fluxo: 3 / 10 / 10 sccm  
Pressão: 50mTorr  
Potência: 50W  
Tensão DC: 337 V

##### 4.4.2 – ANÁLISE DOS RESULTADOS

Devido à baixa concentração de Ge na liga, o filme de SiGe-poli não pôde ser corroído utilizando apenas  $\text{H}_2\text{O}_2$ , por isso escolhemos fazer a fabricação das estruturas utilizando plasma de  $\text{SF}_6$ . Isto acaba por mostrar-se uma vantagem dos filmes obtidos, pois os mesmos produtos químicos utilizados para corroer o Si-poli pode continuar sendo utilizada, sem que nenhum ajuste ou capa de proteção precise ser feito, como proposto por Lin [9] para manutenção das dimensões críticas (CD), e o processo de fabricação como um todo se torna mais simples.

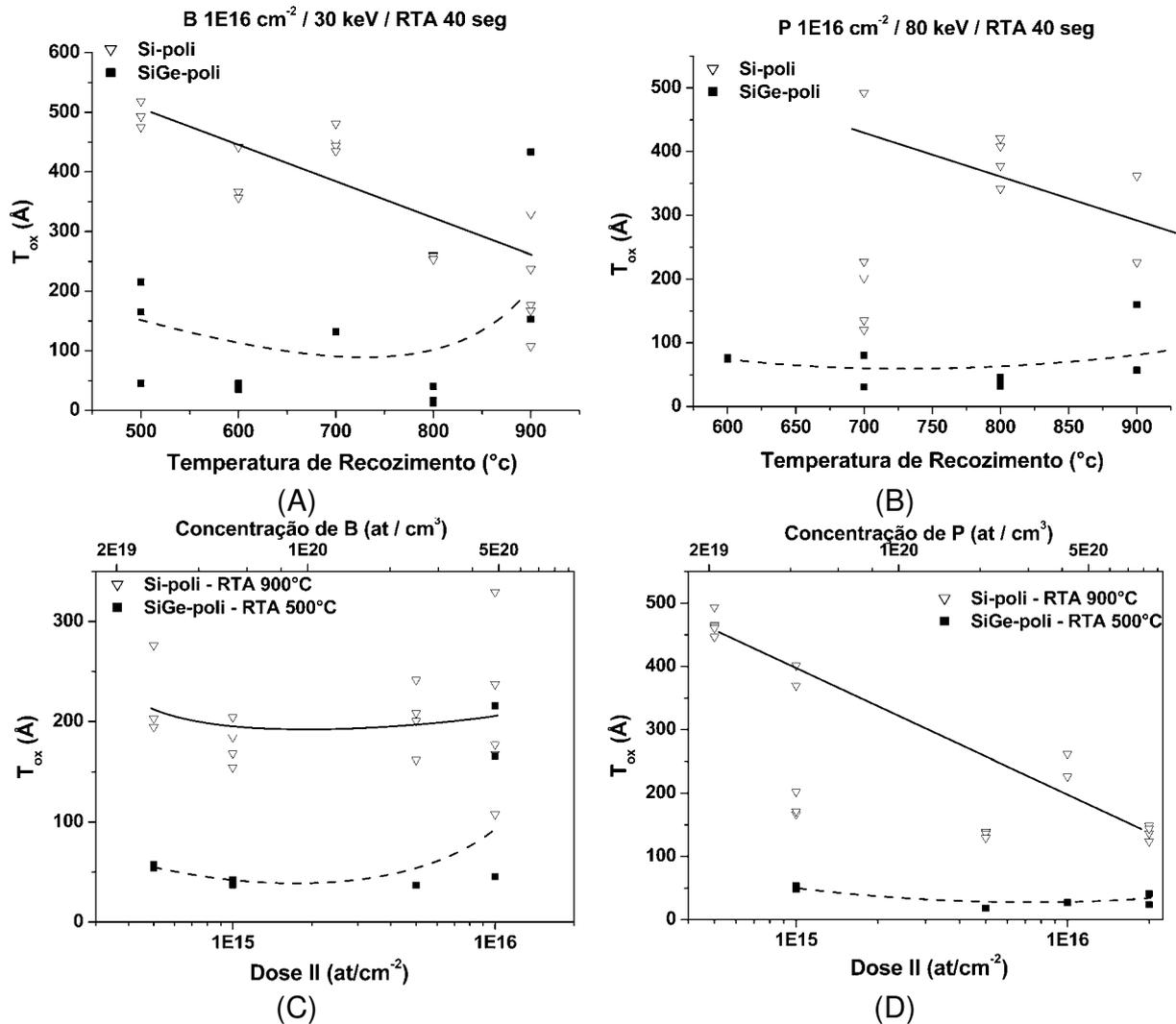


Figura 33: Comparação da espessura do óxido ( $T_{ox}$ ) calculado a partir da curva CV em função da temperatura de recozimento (acima) e dose de implantação (abaixo) para amostras dopadas com B e P. O SiGe-poli apresentou menores valores de  $T_{ox}$  para todas as condições de dopagem, o que equivale a uma redução no efeito de depleção de porta (PED). As curvas apresentadas são apenas para facilitar a visualização e não têm significação física.

Os capacitores fabricados com SiGe-poli apresentaram uma capacitância por unidade de área ( $C_{ox}$ ) uma ordem de grandeza maior do que aquelas obtidas nos dispositivos de Si-poli, o que pode ser resultado da alta resistência série nestes dispositivos, uma vez que não foi utilizado filme metálico e/ou recozimento para melhorar as características dos capacitores. Independente disto, observamos que a espessura do óxido ( $T_{ox}$ ) calculada a partir da curva CV é muito menor para os capacitores construídos com filmes de SiGe-poli do que com Si-poli em qualquer condição de dopagem/recozimento empregada, o que indica uma redução no efeito de

depleção de porta (PDE) – Figura 33. Percebemos, também, que conforme aumentamos a temperatura de recozimento ou aumentamos a dose de implantação há uma diminuição no valor de  $T_{OX}$  (menor PDE) o que está relacionado com uma maior ativação dos dopantes.

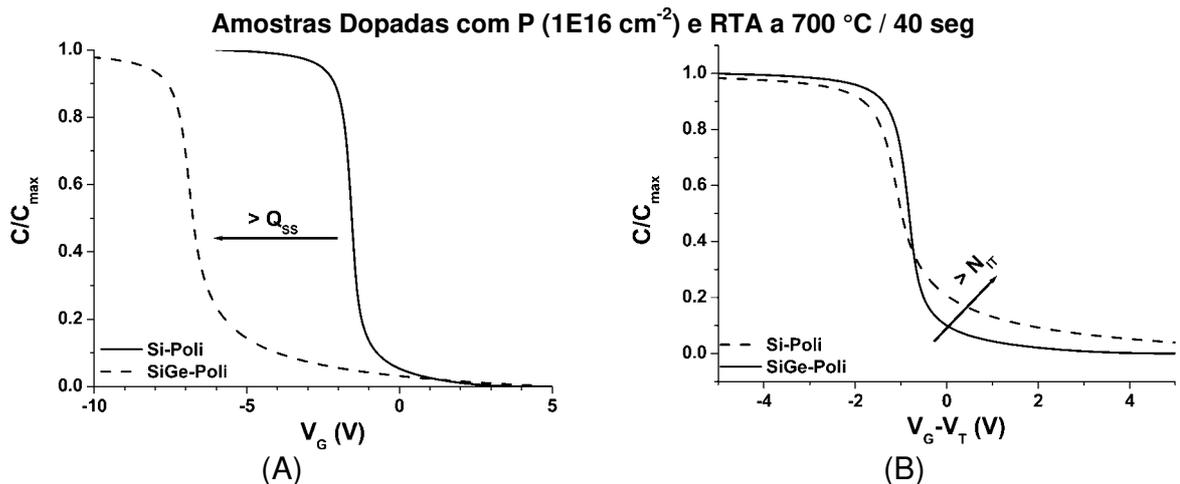


Figura 34: Comparação entre curvas CV normalizadas de capacitores MOS fabricados com SiGe-poli e Si-poli. (A) Comparação de  $V_{FB}$ . (B) Efeito das cargas de interface

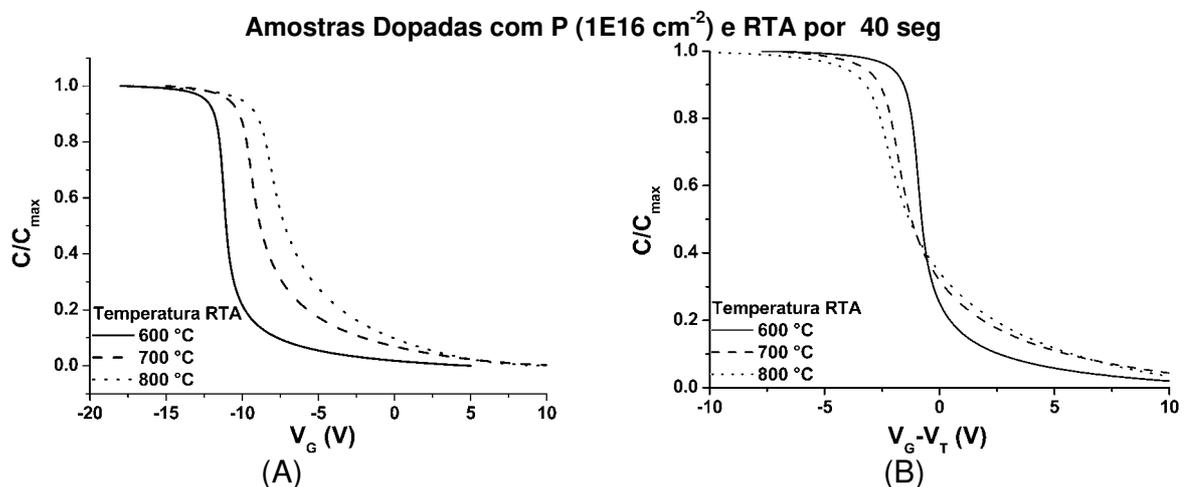


Figura 35: Curvas CV para capacitores MOS fabricados com SiGe-poli. O aumento da temperatura do RTA diminui o valor de  $Q_{SS}$  (A), mas aumenta  $N_{IT}$  (B).

Contudo, há um limite a ser observado. A temperatura de recozimento a ser empregada para o SiGe-poli deve ser abaixo de  $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ , pois esta temperatura leva à desativação, tanto de B quanto de P, e, portanto, a um aumento na  $T_{OX}$ . Da mesma forma, uma alta dose de implantação de B ( $1E16$ , no caso) causa uma destruição da

estrutura cristalina do filme de SiGe-poli que não é compensada pelo recozimento empregado neste estudo (500 °C) i.e., para o uso de alta dose de implantação de B, uma maior taxa térmica deve ser empregada para manter o mesmo nível de  $T_{OX}$ . As amostras implantadas com P não apresentaram esta limitação.

A análise das curvas CV utilizando o programa CVC [65] mostra que os valores de tensão de banda plana ( $V_{FB}$ ) são superiores no SiGe-poli quando comparados ao Si-poli (figura 34A) o que pode ser atribuído a uma maior densidade efetiva de cargas no óxido ( $Q_{SS}$ ) (os altos valores absolutos ocorrem devido à alta resistência série por não termos utilizado um filme metálico para melhorar o contato entre o dispositivo e as pontas de prova) Enquanto os capacitores construídos com Si-poli apresentam  $Q_{SS}$  na faixa de  $10^{10} - 10^{11} \text{ cm}^{-2}$ , os dispositivos de SiGe-poli apresentam valores na faixa de  $10^{12} - 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ , o que aumenta o valor de  $V_{FB}$ , deslocando a curva CV, como mostrado na figura 34 abaixo. Além disso, os filmes de SiGe-poli também apresentaram um maior valor de estados de interface ( $N_{IT}$ ) (figura 34B), um dos componentes do valor de  $Q_{SS}$ .

O valor de  $Q_{SS}$  pode ser reduzido aumentando a temperatura de recozimento, porém isto trás a contrapartida de aumentamos  $N_{IT}$  também, provavelmente por um maior descasamento entre o parâmetro de rede do filme de SiGe-poli mais cristalino como óxido de silício amorfo abaixo dele (Figura 35).

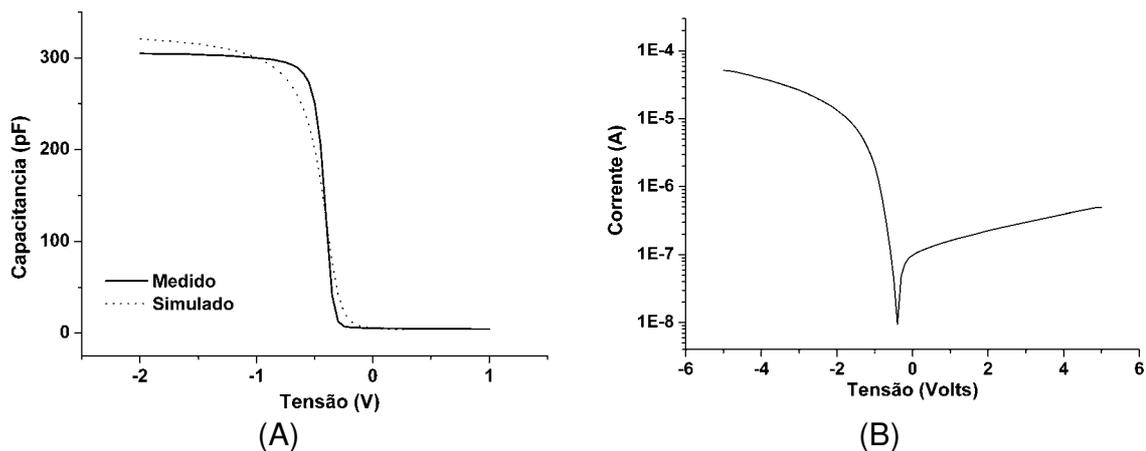


Figure 36: medidas CV (A) e IV (B) de capacitores MOS com eletrodo de SiGe-poli e SiON como dielétrico de porta. Um tratamento térmico após a fabricação do dispositivo traz uma grande melhora às características do capacitor MOS.

Uma outra série de amostras foi depositada nas mesmas condições (5 torr / 500 °C) sobre um filme dielétrico de SiON obtido por plasma de ECR (*Electron Cyclotron Resonance* – ressonância ciclôtrica de elétrons). As condições de deposição do filme de Si-poli são: 1000 W ECR; 5 W RF; 5 mTorr; 7 sccm N<sub>2</sub> + 13 sccm O<sub>2</sub> + 20 sccm Ar. Estas amostras foram submetidas a uma etapa de sinterização a 450 °C durante 30 min em atmosfera de gás verde. Nenhum metal foi utilizado sobre o filme de SiGe-poli.

Medidas CV e IV (figura 36) mostram uma densidade de cargas de interface com o óxido muito menores que os dispositivos que não passaram pelo processo de sinterização (figura 33). A curva CV mostra uma boa concordância com o resultado simulado pelo programa CVC utilizando EOT = 3,2 nm. O processo de deposição/sinterização não afetou o material do dielétrico, que apresentou uma corrente de fuga de apenas 6 mA/cm<sup>2</sup> para V<sub>gs</sub> = -1V.

## CAP. 5 - CONCLUSÕES

- Filmes finos de SiGe-poli foram obtidos no reator LPCVD vertical PMC 200;
- Altas taxas de deposição podem ser alcançadas, de até 1.500 Å/min;
- Os filmes apresentam uma excelente uniformidade de espessura (variação inferior a 1%);
- O processo de deposição ocorre na região limitada por taxa de reação, à exceção do conjunto de parâmetros 10 Torr / 750 °C; que está na região de transição entre o limite por taxa de reação e por transporte de massa;
- A fração de Ge no filme aumenta de 1% até 35% conforme a temperatura aumenta de 500 para 600 °C, após o que ela reduz para 20% conforme a temperatura chega a 750 °C;
- Os grãos cristalinos são pequenos, chegando ao tamanho mínimo de 27 nm;
- Rugosidade de 3,7 nm rms foi obtida;
- Filmes depositados a 10 Torr tem orientação preferencial <220>; filmes depositados a 5 Torr tem orientação preferencial <111>; filmes depositados a 750 °C tem orientação preferencial <111> independente da pressão utilizada;
- Os filmes de SiGe-poli apresentam menor resistividade que filmes similares de Si-poli para qualquer tipo de dopante em qualquer condição de implantação/recozimento;
- A menor resistividade obtida foi para o filme com 0,8% de Ge; depositado a 500 °C / 5 Torr;
- O filme de Si<sub>0,992</sub>Ge<sub>0,008</sub>-poli não é corroído por H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>;
- O filme de SiGe-poli permite a construção de dispositivos MOS, com capacitâncias maiores que dispositivos construídos com Si-poli;
- Tanto SiO<sub>2</sub> como SiON podem ser utilizados como dielétrico de porta;
- Uma etapa de sinterização tem grande efeito na redução de cargas de interface.

Das observações acima, concluí-se que as características morfológicas (baixa rugosidade e pequeno tamanho de grão) e a capacidade de depositar sobre materiais de alto-k (SiON) fazem do filme fino de Si<sub>0,992</sub>Ge<sub>0,008</sub>-poli depositados por LPCVD

vertical a 500 °C / 5 Torr a partir de uma atmosfera de  $H_2$  /  $SiH_4$  /  $GeH_4$  na proporção de fluxos de 4800 / 40 / 4 sccm, respectivamente, um material compatível com a fabricação de transistores CMOS. As baixas taxas térmicas necessárias para se obter valores de resistividade do filme e carga de interface no óxido aceitáveis são compatíveis com o processo de fabricação de dispositivos auto-alinhados em escala nanométrica (< 100 nm) empregando junções ultra-rasas como fonte e dreno de transistores. Devido à baixa quantidade de Ge no filme, este não é atacado pelas etapas convencionais de limpeza RCA, tornando desnecessária a deposição de novos filmes para a proteção do SiGe-poli e permitindo o uso dos mesmos reagentes químicos atualmente empregados para a fabricação de dispositivos utilizando a tecnologia de Si-poli. Em suma; o uso de filmes finos de  $Si_{0,992}Ge_{0,008}$ -poli permite uma melhora no desempenho dos dispositivos ao mesmo tempo que reduz a taxa térmica do processo de fabricação como um todo, sem que seja necessário incluir alterações significativas nas etapas de processamento.

## BIBLIOGRAFIA

1. D.C. Mowery, N. Rosemberg; "*Trajetórias da Inovação: A mudança tecnológica nos Estados Unidos da América no século XX*"; Editora Unicamp; Brasil; 2005.
2. J. Bardeen, W.H. Brattain; "*The transistor, a semi-conductor triode*" Physical Review; vol 74, nr 2, pp. 230, (1948).
3. D. J. Frank, R. H. Dennard, E. Nowak, P. M. Solomon, Y. Taur, H-S. P. Wong; "*Device scaling limits of Si MOSFETs and their application dependencies*" Proceedings of the IEEE; vol 89, nr 3, pp 259 (2001)
4. M. Ono, M. Sato, T. Yoshitomi, C. Fiegna, T. Oguro, H. Iwai; "*A 40nm gate length n-MOSFET*" IEEE Transactions on Electron Devices; Vol 42, nr 10 pp 1822, 1995;
5. H. Wakabayashi, S. Yamagami, N. Ikezawa, A. Ogura, M. Narihiro, K. Arai, Y. ochiai, K. Takeuchi, T. Yamamoto, T. Mogami; "*Sub-10-nm Planar-Bulk-CMOS Devices using Lateral Junction Control*" IEDM Technical Digest; pp 989 (2003)
6. R. Chau, B. Bayanov, B. Doyle, M. Doczy, S. Datta, S. Harelend, B. Jin, J. Kavalieros, M. Metz; "*Silicon nano-transistors for logic applications*"; Physica E; Vol 19, nr 1, pp1 (2003)
7. Disponível em <<http://public.itrs.net>>
8. A. Levitas; "*Electrical properties of germanium-silicon alloys*"; Physical Review; vol 99, nr 5, pp 1810 (1955)
9. H. Lin; W. Lo; S. Gu; V. Hornback, J. Elmer; W. Catabay; "*Process Characterization and Control of Polycrystalline SiGe as the Gate Electrode in CMOS Fabrication*" Journal of the Electrochemical Society; Vol 152, nr 2; pp G126 (2005)
10. M. Bopp; "*RF silicon-germanium circuits*"; Proceedings of EDMO; pp 167 (2001)
11. J. A. Tsai; A. J. Tang; T. Noguchi; R. Reif; "*Effects of Ge on material and electrical properties of polycrystalline Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> for thin-film transistors*"; Journal of the Electrochemical Society; Vol 142, nr 9; pp 3220 (1995)
12. T. S. King; J. R. Pfiester; J. D. Shot; J. P. Mcvittie; K. C. Saraswat; "*A polycrystalline Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> CMOS technology*" IEDM Technical Digest; pp 253 (1990)
13. C. Salm; "*Advanced germanium-silicon for advanced CMOS technologies*"; Tese de Doutorado; Universidade de Twente; Holanda (1997)
14. Y. Tsvids; "*Operation and modeling of the MOS transistor*"; WCB/McGraw-Hill, EUA, 1999

15. Y. V. Pomonarev; P. A. Stolk; C. Salm; J. Schimitz; P. H. Woerlee; "*High-performance deep submicron CMOS technologies with polycrystalline-SiGe gates*" IEEE Transactions on Electrical Devices; Vol 47, nr 4, pp 848 (2000)
16. D. A. Antoniadis; J. E. Chung; "*Physics and technology of ultra short channel MOSFET devices*" IEDM Technical Digest; pp 21 (1991)
17. W. Lo; H. Lin; W-J. Hsia; C. Yates; V. Hornback, J. Elmer; W. Catabay; M. Mirabedini; V. Gopinath; E. Li; D. Pachura; J. Lin; L. Duong; S. Prasad; M. Matsunaga; T. Tsuda; "*Deposition and characterization of polycrystalline Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> films for CMOS transistors gate electrode applications*"; Journal of the Electrochemical Society; Vol 152, nr 1; pp G110 (2005)
18. W-C Lee; B. Watson; T-J King; C. Hu; "*Enhancement of P-MOS Device Performance with Poly-SiGe Gate*" IEEE Electron Devices Letters; Vol 20 nr 5 pp 232; (1999)
19. Y. V. Pomonarev; P. A. Stolk; C. J. J. Dachs; A. H. Montree; "*A 0.13  $\mu\text{m}$  poly-SiGe gate CMOS technology for low-voltage mixed-signal applications*"; IEEE Transactions on Electrical Devices; Vol 47, nr 7, pp 1507 (2000)
20. Y. Taur; C. H. Wann; D. J. Frankie; "*25 nm CMOS design considerations*"; IEDM Technical Digest; pp 789 (1998)
21. P. S. Ranade; "*Advanced gate materials and processes for sub-70 nm CMOS technology*"; Tese de Doutorado; Universidade da California, Berkeley (2002)
22. A. Hokazono; K. Ohuchi; M. Takayanagi; Y. Watanabe; s. Magoshi; Y. Kato; T. Shimizu; S. Mori; H. Oguma; T. Sasaki; H. Yoshimura; K. Miyano; N. Yasutake; H. Suto; K. Adeshi; H. Fukui; T. Watanave; N. Tamaoki; Y. Toyoshima; H. Ishiushi; "*14 nm gate length CMOSFETs utilizing low thermal budget process with poly-SiGe and Ni salicide*"; IEDM Technical Digest; pp 639 (2002)
23. J. B. Rem; "*Low thermal budget technology for poly-(Ge)Si thin film transistors*"; Tese de Doutorado; Universidade de Twente; Holanda (1997)
24. C. Rusu; S. Sedky; B. Parmentier, A. Verbist; O. Ricard; B. Brijs; L. Geenen, A. Witvrouw; R. Lärmer; F. Fischer; S. Kronmüller, V. Leca; B. Otter; "*New low-stress PECVD poly-SiGe layers for MEMS*"; Journal of Microeletromechanical Systems; vol 12, nr 6, pp 816 (2003)
25. S. Miyazaki; H. Takahashi; H. Yamashita; M. Narasaki; M. Hirose; "*Growth and Characterization of microcrystalline silicon germanium films*"; Journal of non-Crystalline Solids; vol 299-302, pp 148 (2002)
26. M. Arienzo; S. S. Iyer; B. S. Meyerson; G. L. Patton, j. M. C. Stork; "*SiGe alloys: growth, properties and applications*"; Applied Surface Science; vol 48/49, pp 377 (1991)

27. D. L. Harnage; S. J. Koester; G. Freeman; P. Cottrell; K. Rim; G. Dehlinger; D. Ahlgren; J. S. Dunn; D. Greenberg; A. Joseph; F. Anderson; J. S. Rieh; S. A. S. T Onge; D. Coolbaugh; V. Ramachandran; J. D. Cressler; S. Subbanna; "*The revolution in SiGe: impact on device electronics*"; Applied Surface Science; vol 224, nr 1-4, pp 9 (2004)
28. L. Geppert; "*Technology analysis forecast: solid state*"; IEEE Spectrum; Vol 36, nr 1, pp 52 (1999)
29. M.Y.A. Yousif; O.Nur; M.Willander; "*Recent critical issues in Si/Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub>/Si heterostructure FET devices*"; Solid State Electronics; vol 45, nr 11, pp 1931 (2001)
30. D. Krapf; B. Adoram; J. Shappir; A. Sa'ara; S. G. Thomas; J. L. Liu; K. L. Wang; "*Infrared multispectral detection using Si/Si<sub>x</sub>Ge<sub>1-x</sub> quantum well infrared photodetectors*"; Applied Physics Letters; vol 78, nr 4, pp 495 (2001)
31. Z. C. Feng; J. W. Yu; J. Zhao; T. R. Yang; R. P. G. Karunasiri; W. Lu; W. E. Collins; "*Optical and material properties of sandwiched Si/SiGe/Si heterostructures*"; Surface and Coating Technology; vol 200 nr 10 pp 3265 (2006)
32. T. I. Kamins.; "*Polycrystalline Silicon for Integrated Circuit and Displays*"; Kluwer Academic Publishers, 2<sup>a</sup> edição, 1998
33. M. S. Sze; "*VLSI Technology*"; McGraw-Hill Book Co.; (1984)
34. F. C. Eversteyn; P. J. W. Severin; C. H. J.; van den Brekel, H. L Peek; "*A Stagnant Layer Model for the Epitaxial Growth of Silicon from Silane in a Horizontal Reactor*"; Journal of Electrochemical Society; vol 117, n. 7 (1970), 925-931
35. M. E. Coltrin; R. J. Kee; J. A. Miller; "*A Mathematical Model of the Coupled Fluid Mechanics in a Chemical Vapor Deposition Reactor*"; Journal of the Electrochemical Society; vol 131 vol 2 pp 425 (1984)
36. W. A. P. Claassen, J. Bloem, W. G. J. N. Valkenburg, C. H. J. van den Brekel; "*The Deposition of Silicon from Silane in a Low Pressure Hot-Wall System*"; Journal of Crystal Growth; vol 57 nr 2 pp 259 (1982)
37. M. Kovalgin; J. Holleman; "*A study of morphology and texture of LPCVD germanium-silicon films*"; Journal de Physique IV; vol 11 n. PRB, pp47 (2001)
38. J. Holleman; A. E. T. Kuiper; J. F. Verweij; "*Kinetics of the low pressure chemical vapor deposition of polycrystalline germanium silicon alloys from SiH<sub>4</sub> and GeH<sub>4</sub>*"; Journal of Electrochemical Society; vol 140, n. 6, pp 1717 (1993)
39. F. Hottier, R. Cadoret; "*In Situ Observation of Polysilicon Nucleation and Growth*" Journal of Crystal Growth, vol 56 nr 2 pp 304(1982)

40. J. B. Rem; J. Holleman; J. F. Verweij; "*Incubation Time Measurements in Thin-Film Deposition*"; Journal of Electrochemical Society; vol 144, n. 6, pp 2101 (1997)
41. W. A. P. Claassen, J. Bloem; "*The Nucleation of CVD Silicon on SiO<sub>2</sub> and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Substrates – I The SiH<sub>4</sub> – HCl – H<sub>2</sub> system at high temperatures*"; Journal of Electrochemical Society ; vol 127 nr 1 pp 194 (1980)
42. M. L. Hitchman, J. Kane, Widmer A. E.; "*Polysilicon Growth Kinetics in a Low Pressure Chemical Vapour Deposition Reactor*"; Thin Solid Films; vol 59 nr 2 pp 231 (1979)
43. W. A. P. Claassen, J. Bloem; "*The Nucleation of CVD Silicon on SiO<sub>2</sub> and Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> Substrates – I The SiH<sub>4</sub> – HCl – H<sub>2</sub> system at low temperatures*"; Journal of Electrochemical Society; vol 128 nr 6 pp 1353 (1981)
44. A. T. Voutsas, M. K. Hatalis; "*Surface Treatment Effect on the Grain Size and Surface Roughness of as-Deposited LPCVD Polysilicon Films*"; Journal of Electrochemical Society; vol 140 nr 1 pp 282 (1993)
45. C. A. Dimitrais, J. Stoemenos, P. A. Coxon, S. Friligkos, J. Antonopoulos, N. A. Economou; "*Effect of Pressure on the Growth of Crystallites of Low Pressure Chemical Vapor Deposited Polycrystalline Silicon Films and the Effective Electron Mobility Under Normal Field in Thin Film Transistors*"; Journal of Applied Physics; vol 73 nr12 pp 8402 (1993)
46. P. Joubert, B. Loisel, Y. Chouan, L. Hajj; "*The Effect of Low Pressure on the Structure of LPCVD Polycrystalline Silicon Films*"; Journal of Electrochemical Society; vol 134 nr 10 pp 2541 (1987)
47. W. L. M. Weerts, M. H. J. M. de Croon, G. B. Marin; "*The Kinetics of the Low-Pressure Chemical Vapor Deposition of Polycrystalline Silicon from Silane*"; Journal of Electrochemical Society; vol 145 nr 4 pp 1318 (1998)
48. A. V. Potapov; L. K. Orlov; S. V. Ivin; "*The growth kinetics of Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> layers from SiH<sub>4</sub> and GeH<sub>4</sub>*"; Thin solid Films; vol 336, n. 1-2, pp 191 (1998)
49. J. M. Hartmann, V. Loup, G. Rolland, P. Holliger, F. Laugier, C. Vannuffel and M. N. Séméria; "*SiGe growth kinetics and doping in reduced pressure-chemical vapor deposition*"; Journal of Crystal Growth, vol 236, n. 1-3, pp 10 (2002)
50. J. Olivares; J. Sangrador; A. Rodriguea; T. Rodriguez; "*Effect of Deposition Parameters on the Characteristics of Low-Pressure Chemical Vapor Deposited SiGe Films Grown from Si<sub>2</sub>H<sub>6</sub> and GeH<sub>4</sub>*"; Journal of the Electrochemical Society; vol 148, n. 10, pp C685 (2001)
51. W. K. Choi; L. K. The; L. K. Bera; W. K. Chim; A. T. S. Wee; Y. X. Jie; "*Microstructural characterization of rf sputtered polycrystalline silicon germanium films*"; Journal of Applied Physics; vol 91, n. 1, pp 444 (2002)

52. H. Watakabe; T. Sameshima; H. Kanno, T. Sadoh; M. Miyao; "*Electrical and structural properties of poly-SiGe film formed by pulsed-laser annealing*"; Journal of Applied Physics; vol 95, n. 11, pp 6457 (2004)
53. MSDS – *Material Safety Data Sheet* – Ficha de Dados de Segurança que obrigatoriamente acompanha o produto químico e é fornecida pelo fabricante, no caso Scott Gás, Inc. A versão *on-line* para diversos produtos pode ser encontrada no endereço <[www.scottgas.com](http://www.scottgas.com)>; através do atalho "Technical Data / MSDS Library", conforme em 25/04/2006
54. R. C. Teixeira; "*Implementação de um sistema LPCVD vertical para obtenção de filmes finos de silício policristalino*"; Tese de Mestrado; Unicamp (2001)
55. R. C. Teixeira, I. Doi, J. A. Diniz, M. B. P. Zakia, J. W. Swart; "Influence of temperature on the deposition rate of polycrystalline silicon obtained by vertical LPCVD"; Anais do Congresso Brasileiro de Aplicações de Vácuo na Indústria e na Ciência, Bauru, Brasil (2003)
56. M. Krause, H. Stiebig, R. Carius, U. Zastrow, H. Bay, H. Wagner, "*Structural and optoelectronic properties of microcrystalline silicon germanium*"; Journal of non Crystalline Solids; vol 299-302, parte 1, pp 158 (2002)
57. J. C. Tsang, P. M. Mooney, F. Dacol, and J. O. Chu, "*Measurements of alloy composition and strain in thin  $Ge_xSi_{1-x}$  layers*"; Journal of Applied Physics, vol 75 nr 12 pp 8098 (1994)
58. T. Jawhari, "*Micro-Raman spectroscopy of the solid state: applications to semiconductors and thin films*"; ANALISIS, 28, 1 (2000)
59. J. Olivares, P. Martín, A. Rodríguez, J. Sangrador, J. Jiménez, T. Rodríguez; "*Raman spectroscopy study of amorphous SiGe films deposited by low pressure chemical vapor deposition and polycrystalline SiGe films obtained by solid-phase crystallization*"; Thin Solid Films; vol 358 nr 1-2 pp 56 (2000)
60. J. Y. W. Seto; "*The electrical properties of polycrystalline silicon films*"; Journal of Applied Physics; vol 46 nr 12 pp 5247 (1975)
61. H. Kakinuma; "*Comprehensive Interpretation of the Preferred Orientation of Vapor Phase Grown Polycrystalline Silicon Films*"; Journal of Vacuum Science and Technology B; vol 13 nr 5 pp 2310 (1995)
62. Disponível no endereço eletrônico <<http://www.ioffe.rssi.ru/SVA/NSM/Semicond/>> em 25/ABR/2006. As informações foram compiladas a partir do livro "*Handbook Series on Semiconductor Parameters*" vol. 1,2 editado por M. Levinstein, S. Rumyantsev e M. Shur; World Scientific, Londres (1999)

63. T. Noguchi, J. A. Tsai, A. J. Tang, R. Reif; "*Resistivity Study of P-, B-, and BF<sub>2</sub>-Implanted Polycrystalline Si<sub>1-x</sub>Ge<sub>x</sub> Films with Subsequent Annealing*"; Japanese Journal of Applied Physics – Part 2; vol 33 nr 12B pp L1748 (1994); *Errata* on Japanese Journal of Applied Physics – Part 2; vol 34 nr 3A pp L338 (1995)
64. A. A. Kovalevskii, "*Doping effect on the structure of polycrystalline silicon films grown via silane pyrolysis*"; Inorganic Materials; Vol 41, Nr 12, pp 1260 (2005)
65. J. H. Hauser, CVC software, North Caroline State University

## TRABALHOS PUBLICADOS

A pesquisa desenvolvida para a tese de doutorado apresentada resultou em diversos artigos publicados em congressos e revistas especializadas. A relação dos trabalhos apresentados segue abaixo.

*Relacionados ao tema da tese*

### **ARTIGOS PUBLICADOS EM REVISTAS INDEXADAS**

1. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto, DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, CV Characteristics of polycrystalline SiGe films with low Ge concentration. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B, no prelo.
2. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, ZAKIA, Maria Beny Pinto. Morphological study of polycrystalline SiGe alloy deposited by vertical LPCVD. Brazilian Journal of Physics, vol. 36, n. 1B, 2006.
3. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto, DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, Low Electrical Resistivity Polycrystalline SiGe Films Obtained by Vertical LPCVD for MOS Devices. Materials Science and Engineering B – Solid State Materials for Advanced Technology, vol 124, n. especial, pp 138-142 (2005).

### **ARTIGOS APRESENTADOS EM CONGRESSOS**

2006

1. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto, DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, CV Characteristics of polycrystalline SiGe films with low Ge concentration. Em European Materials Research Society Spring Meeting, 29 de maio a 2 de junho de 2006, Nice, França

2. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, ZAKIA, Maria Beny Pinto. Polycrystalline SiGe films with low Ge concentrations for MOS gate applications. Em: Workshop on Semiconductors and micro and nano technology; 9-10 de fevereiro de 2006, Campinas, Brasil.

2005

1. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto, DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; AFM and SEM study of poly-SiGe alloy deposited by vertical LPCVD. Activity Report/Brazilian Synchrotron Light Source, distribuição em CD-ROM (2005)
2. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; ZAKIA, Maria Beny Pinto. Morphological and electrical study of poly-SiGe alloy deposited by vertical LPCVD. Em: SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 4 a 7 de setembro de 2005, Florianópolis, Brasil.
3. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SWART, Jacobus Willibrordus. Surface analysis of polycrystalline SiGe thin films by AFM. Em: CONGRESSO BRASILEIRO DE APLICAÇÕES DE VÁCUO NA INDÚSTRIA E NA CIÊNCIA, 27 a 29 de julho de 2005, Londrina, Brasil.
4. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto, DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, Low Electrical Resistivity Polycrystalline SiGe Films Obtained by Vertical LPCVD for MOS Devices. Em European Materials Research Society Spring Meeting, 31 de maio a 3 de junho de 2005, Estrasburgo, França.
5. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, ZAKIA, Maria Beny Pinto. Morphological study of polycrystalline SiGe alloy deposited by vertical LPCVD. Em 12th Brasillian Workshop on Semiconductor Physics, 4 a 8 de abril de 2005, São José dos Campos, Brasil.
6. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus, ZAKIA, Maria Beny Pinto. Deposition of polycrystalline silicon germanium by vertical LPCVD for MOS applications. Em: Workshop on Semiconductors and micro and nano technology; 4 de março de 2005, Campinas, Brasil.
7. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SWART, Jacobus Willibrordus. AFM study of polycrystalline Si-Ge alloy deposited in a vertical LPCVD system. Em: XV Reunião Anual de Usuários do LNLS, 21 a 22 de fevereiro de 2005, Brasil.

2004

1. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SANTOS FILHO, Sebastiao Gomes dos. Characteristics of polycrystalline  $\text{Si}_{1-x}\text{Ge}_x$  alloy deposited in a vertical LPCVD system. Em: SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 2004, Porto de Galinhas. Brasil, Electrochemical Society Proceedings. 2004. v. 2004-3, p. 307-311.

### *Outros Trabalhos*

#### **ARTIGOS PUBLICADOS EM REVISTAS INDEXADAS**

1. DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** SANTOS, Regis Eugenio dos; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; SANTOS FILHO, Sebastiao Gomes dos. Thermal stability of Ni(Pt) silicide films formed on poly-Si. Microelectronic Engineering, vol 82, n. 3-4, pp 485-491 (2005).
2. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus. Micro-Raman stress characterization of polycrystalline silicon films grown at high temperature. Materials Science and Engineering B-Solid State Materials For Advanced Technology, v. 112, n. 2-3, p. 160-164, (2004).

#### **ARTIGOS APRESENTADOS EM CONGRESSOS**

2006

1. Marins, Emílio Sérgio Vieira Pinto; Mestanza, Segundo Nilo Munhoz; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** Doi, Ioshiaki; Influence of nucleation parameters in Ge NCs formation by LPCVD. Em SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 28/ago a 1/set de 2006, Ouro Preto, Brasil.
2. Zambrozi Júnior, Paulo; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** Fruett, Fabiano; Relative humidity sensor base don rough polysilicon thin films. Em SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 28/ago a 1/set de 2006, Ouro Preto, Brasil.

3. Vieira, Adalena Kennedy; Bittencourt, Edison; Fregolente, Patrícia L.; Aguila, Zaida ; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Optimize multivaried for confection of films polymers saw spin – coating for lenses opthalmics. Em World Polymer Congress, 16 a 21 de julho de 2006, Rio de Janeiro, Brasil.

2005

4. DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Santos, Régis Eugênio; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; Santos, Sebastião Gomes; XAFS measurements of Ni and Ni(Pt) silicides. Activity Report/Brazilian Synchrotron Light Source, distribuição em CD-ROM (2005)
5. Santos, Régis Eugênio; DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; NiPt silicided formation on poly-Si surface studied by cross section TEM measurements. Activity Rreport/Brazilian Synchrotron Light Source, distribuição em CD-ROM (2005)
6. Biasoto, Cléber; Boscoli, Fernando Azenha; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Ramos, Antônio Celso Saragossa; DINIZ, José Alexandre; Daltrini, André Mascia; Moshkalyov, Stanislav, Doi, Ioshiaki. Silicon oxide sacrificial layer for MEMS applications. Em: SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 4 a 7 de setembro de 2005, Florianópolis, Brasil.
7. Marins, Emílio Sérgio Vieira Pinto; Mestanza, Segundo Nilo Munhoz; Doi, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Dias, Guilherme Osvaldo; Queiroz; José Eudóximo; SWART, Jacobus Willibrordus; Formation of nanometer silicon dots with germanium core by low-pressure chemical vapor deposition. Em 12th Brasillian Workshop on Semiconductor Physics, 4 a 8 de abril de 2005, São José dos Campos, Brasil.
8. Santos, Régis Eugênio; Doi, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Diniz, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; Santos; Sebastião Gomes; Influence of silicidation temperature on the Ni(Pt) silicided stability studied by AFM and SEM measurements. Em 12th Brasillian Workshop on Semiconductor Physics, 4 a 8 de abril de 2005, São José dos Campos, Brasil.
9. Boscoli, Fernando Azenha; DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Ribas, Renato Perez; SWART, Jacobus Willibrordus. Comb drive devices for communications. Em Workshop on Semiconductors and micro and nano technology; 4 de março de 2005, Campinas, Brasil.

10. Hayashi, Marcelo; Orloski, Renata Vilela, **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Santos, Regis Eugênio; DOI, Ioshiaki; SWART, Jacobus Willibrordus; Pudenzi, Márcio Alberto Araújo; Cardoso, Lisandro Pavie. Boron shallow junctions in silicon. Em Workshop on Semiconductors and micro and nano technology 2005; 4 de março de 2005, Campinas, Brasil.
11. Santos, Regis Eugênio; DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus. Study of NiPt silicided by AFM and SEM measurements. Em Workshop on Semiconductors and micro and nano technology 2005; 4 de março de 2005, Campinas, Brasil.
12. Marins, Emílio Sérgio Vieira Pinto; Mestanza, Segundo Nilo Munhos; DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Dias, Guilherme Osvaldo; Queiroz, José Eudóximo; SWART, Jacobus Willibrordus; Tejero, Daniel Carlos Biggemann; Tessler, Leandro Russovski. Formation of nanometer silicon dots with germanium core by low-pressure chemical vapor deposition. Em Workshop on Semiconductors and micro and nano technology 2005; 4 de março de 2005, Campinas, Brasil.
13. DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; SANTOS, Regis Eugenio dos; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; SANTOS FILHO, Sebastiao Gomes dos. Thermal stability of Ni(Pt) silicide films formed on poly-Si. Em Materials for Advanced Metallization Conference, 6 a 9 de março de 2005, Dresden, Alemanha.

2004

1. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; ZAKIA, Maria Beny Pinto; HAYASHI, Marcelo A. EXAFS study of spin on glass P-doped polycrystalline silicon. Em: XIV Reunião Anual de Usuários do LNLS, 2004, Campinas, Brasil.
2. Santos, R. E.; Doi, I.; Diniz, J. A.; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; Study formation, agglomeration and stability of Ni(Pt)Si/poly-Si layered. Em: XIV Reunião Anual de Usuários do LNLS, 2004, Campinas, Brasil.
3. DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; SANTOS, Regis Eugenio dos; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; SANTOS FILHO, Sebastiao Gomes dos. Phase shift of Ni and Ni(Pt) silicides by XAFS measurements. Em: INTERNATIONAL VACUUM CONFERENCE, Veneza, Itália. 2004.
4. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DOI, Ioshiaki; SCORALIK JÚNIOR, Cleber; SWART, Jacobus Willibrordus; DINIZ, José Alexandre; ZAKIA, Maria Beny Pinto. Stress Analysis of Rapid Thermal Annealed Polycrystalline Silicon Thin Films Deposited by Reduced Pressure Vertical CVD. Em: INTERNATIONAL VACUUM CONFERENCE, Veneza, Itália. 2004.

5. FINARDI, Marcia Rautember; DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; CANESQUI, Mara Adriana. Differences in Wet Isotropic Etching – NH<sub>4</sub>OH and Wet Anisotropic Etchings Based on KOH, KOH+2-Propanol and TMAH, for Silicon Micromachining Technology. Em: INTERNATIONAL VACUUM CONFERENCE, Veneza, Itália. 2004.
6. SCORALIK JÚNIOR, Cleber; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DOI, Ioshiaki. Stress analyses of vertical LPCVD poly-Si by micro-Raman spectroscopy for MEMS applications. Em: SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 2004, Porto de Galinhas Brasil,. Electrochemical Society Proceedings. 2004. v. 2004-3, p. 113-118.
7. SANTOS, Régis Eugênio; DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; SANTOS FILHO, Sebastiao Gomes dos. Formation and Stability of Ni(Pt)Si/Poly-Si Layered Structure. Em: SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS AND TECHNOLOGY, 2004, Porto de Galinhas Brasil,. Electrochemical Society proceedings. 2004. v. 2004-3, p. 259-264.

2003

1. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus. Micro-Raman stress characterization of polycrystalline silicon films grown at high temperature. Em: ENCONTRO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE PESQUISA EM MATERIAIS, 2003, Foz do Iguaçu, Brasil.
2. MESTANZA, Segundo Nilo Munhos; MARINS, Emílio Sérgio V P; DIAS, Guilherme Osvaldo; QUEIRÓS, José Eudóximo C; DOI, Ioshiaki; SWART, Jacobus Willibrordus; TESLER, Leandro R; MARTINHO, H; TEJERO, D C B; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**. Fabrication and Characterization of Silicon Nanostructures with a Core Germany by Low-Pressure Chemical Vapor Deposition (LPCVD). Em: ENCONTRO DA SOCIEDADE BRASILEIRA DE PESQUISA EM MATERIAIS, 2003, Foz do Iguaçu, Brasil.
3. SANTOS, Regis Eugenio dos; DOI, Ioshiaki; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DINIZ, José Alexandre; SWART, Jacobus Willibrordus; SANTOS FILHO, Sebastiao Gomes dos. Microstructure characterization of agglomerations formed on Ni and Ni(Pt) silicide thin films with SEM/EDS. Em: INTERNATIONAL CONFERENCE ON MATERIALS FOR ADVANCED TECHNOLOGIES, 2003, Suntec City, Singapura.
4. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin**; DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SWART, Jacobus Willibrordus. Deposition rate of polycrystalline silicon obtained in vertical CVD at reduced pressure. Em: CONGRESSO BRASILEIRO DE APLICAÇÕES DE VÁCUO NA INDÚSTRIA E NA CIÊNCIA, 2003, Bauru, Brasil.

5. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; DINIZ, José Alexandre; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SWART, Jacobus Willibrordus. XRD and Raman spectroscopy studies of poly-Si deposited in vertical LPCVD reactor at high temperatures. Em: CONGRESSO BRASILEIRO DE APLICAÇÕES DE VÁCUO NA INDÚSTRIA E NA CIÊNCIA, 2003, Bauru, Brasil.

2001

1. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SWART, Jacobus Willibrordus; DINIZ, José Alexandre. Deposition and Characterization of LPCVD Polycrystalline Silicon. Em: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, 2001, Uberlândia. Anais do XVI congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica.
2. **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SWART, Jacobus Willibrordus; DINIZ, José Alexandre. Grain Size influence on Sheet Resistance of P- and As-implanted Polycrystalline Silicon Deposited by Vertical CVD Reactor. Em: SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 2001, Pirenópolis Brasil, Proceedings of SBMicro 2001. p. 215-218.
3. MOSHKALYOV, Stanislav; BETANZO, Claudia Reyes; **TEIXEIRA, Ricardo Cotrin;** DOI, Ioshiaki; ZAKIA, Maria Beny Pinto; SWART, Jacobus Willibrordus; DINIZ, José Alexandre. Etching of Polycrystalline Silicon in SF<sub>6</sub> Containing Plasmas. Em: SYMPOSIUM ON MICROELECTRONICS TECHNOLOGY AND DEVICES, 2001, Pirenópolis. Proceedings of SBMicro 2001. p. 208-211.

Total de trabalhos = 43