GUSTAVO PAMPLONA REHDER

PROPRIEDADES TERMO-MECÂNICAS DE FILMES FINOS DE
A-SiC:H E SiO_xN_y
E
DESENVOLVIMENTO DE MEMS

São Paulo
2008

GUSTAVO PAMPLONA REHDER

PROPRIEDADES TERMO-MECÂNICAS DE FILMES FINOS DE
A-SiC:H E SiO_xN_y
E
DESENVOLVIMENTO DE MEMS

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para obtenção
do título de Doutor em Engenharia

Área de Concentração:
Engenharia Elétrica

Orientador: Professor Livre-Docente
Marcelo N. P. Carreño

São Paulo
2008

Este exemplar foi revisado e alterado em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 10 de Dezembro de 2008.

Gustavo Pamplona Rehder

Prof. Dr. Marcelo N. P. Carreño

Rehder, Gustavo Pamplona

Propriedades termo-mecânicas de filmes finos de a-SiC:H e SiO_xN_y e desenvolvimento de MEMS / G.P. Rehder. -- São Paulo, 2008. 122 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia de Sistemas Eletrônicos.

1. Processos de microeletrônica 2. Fabricação (Microeletrônica) 3. Plasma (Microeletrônica) 4. Dispositivos ópticos I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia de Sistemas Eletrônicos II.t.

AGRADECIMENTOS

À minha maravilhosa esposa ao incondicional apoio e dedicação, tornando este trabalho sempre mais fácil e alegre.

Ao meu querido orientador pelo esforço, pelas valiosas idéias e por todas importantes discussões.

Aos professores Inés e Marco pelo apoio e interesse no trabalho.

A todos do Grupo de Novos Materiais e Dispositivos.

Aos técnicos da Sala Limpa do LME, em especial, Rita, Tereza, Cris, Marco e Joãozinho, pela indispensável ajuda.

Ao Laboratório de Sistemas Integráveis pela utilização do microscópio eletrônico de varredura e sistema de medição de tensão mecânica.

Ao CNPQ e à FAPESP pelo apoio financeiro.

À minha querida sogra pela importante revisão do texto.

A todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

O presente trabalho, realizado junto ao Grupo de Novos Materiais e Dispositivos (GNMD), no Laboratório de Microeletrônica do Departamento de Sistemas Eletrônicos da Escola Politécnica da USP, visou determinar algumas das propriedades termo-mecânicas de materiais depositados pela técnica de *plasma enhanced chemical vapor deposition* (PECVD) que são importantes para o desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos (MEMS). O módulo de elasticidade, a tensão mecânica residual, o coeficiente de expansão térmica e a condutividade térmica de filmes finos de carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H) e de oxinitreto de silício (SiO_xN_y) foram estudados. Medidas de nanoindentação e ressonância de *cantilevers* foram utilizadas para a obtenção do módulo de elasticidade e os resultados obtidos foram similares (75 e 91 GPa) pelos dois métodos e compatíveis com valores encontrados na literatura. Além disso, obteve-se o módulo de elasticidade de filmes de cromo (285 GPa). A tensão mecânica residual dos filmes utilizados neste trabalho foi medida através da curvatura do substrato induzida pela deposição dos filmes e pela deformação de *cantilevers*. O valor médio da tensão mecânica, obtido pela curvatura do substrato, variou de -69 MPa até -1750 MPa, mostrando grande dependência das condições de deposição dos filmes. O método que utiliza a deformação de *cantilevers* possibilitou a obtenção do gradiente de tensão mecânica, que também mostrou uma dependência das condições de deposição, sendo sempre o a-SiC:H quase estequiométrico o menos tensionado. O coeficiente de expansão térmica foi medido utilizando a técnica do gradiente de temperatura e o valor obtido foi similar a valores reportados na literatura para o carbeto de silício cristalino. Para um a-SiC:H quase estequiométrico foi obtido um coeficiente de expansão térmica de $3,41 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$, enquanto para um a-SiC:H rico em carbono o valor foi de $4,36 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$. Também foi verificado que a variação da resistência do cromo em função da temperatura é pequena, não permitindo sua utilização como sensor de temperatura e inviabilizando a obtenção da condutividade térmica dos filmes estudados. Além disso, foram apresentados trabalhos promissores, mostrando o potencial dos materiais estudados para o desenvolvimento de MEMS. Nesses trabalhos, demonstrou-se a viabilidade de integrar microestruturas atuadas termicamente e guias de onda ópticos, utilizando os materiais estudados neste trabalho. Foram fabricados chaves ópticas, portas lógicas ópticas, fontes de luz integradas e acoplamento das fontes de luz com guias de onda.

Palavras-chave: MEMS. Módulo de elasticidade. Tensão mecânica residual. Coeficiente de expansão térmica. Condutividade térmica. PECVD. Carbeto de silício. Oxinitreto de silício.

ABSTRACT

This work, realized at the New Materials and Devices Group (GNMD) at the Microelectronics Laboratory of the Department of Electronic Systems of the Polytechnic School of the University of São Paulo, focused at the determination of thermo-mechanical properties of materials deposited by plasma enhanced chemical vapor deposition (PECVD) that are important for the development of microelectromechanical systems (MEMS). The Young's modulus, the residual stress, the coefficient of thermal expansion and the thermal conductivity of amorphous hydrogenated silicon carbide (a-SiC:H) and silicon oxynitride (SiO_xN_y) thin films were studied. Nanoindentation and the resonance of cantilevers were used to obtain the Young's modulus. The results were similar (75 and 91 GPa) with both methods and compatible with literature values. Further, the Young's modulus of chromium films was also obtained (285 GPa). The residual stress of thin films was obtained through the substrate curvature induced by the film deposition and through the deformation of cantilever beams. The residual stress, obtained through the substrate curvature, varied between -69 MPa and -1750 MPa, showing great dependence on the deposition conditions of these materials. The deformation of cantilevers allowed the determination of the stress gradient and it was also affected by the deposition conditions. In all stress measurements the near stoichiometry a-SiC:H film was less stressed. The coefficient of thermal expansion was measured using the temperature gradient technique and the obtain values were similar to those reported in the literature for crystalline silicon carbide. For a near stoichiometry a-SiC:H film, a value of $3.41 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$ was obtained, while a carbon rich film showed a thermal expansion coefficient of $4.36 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$. It was also verified that the variation of the chromium resistance as a function of temperature is small. This did not allow the utilization of chromium as a temperature sensor, which prevented the obtention of the thermal conductivity of the studied films. Also, some promising works were presented, showing potential applications of the studied materials for the development of MEMS. In these works, the viability of integration of thermal actuated microstructures and optical waveguides was demonstrated. In these works, optical switches, optical logic gates, integrated light sources and coupling of integrated light sources with optical waveguides were presented.

Key words: MEMS. Young's modulus. Residual stress. Thermal expansion coefficient. Thermal conductivity. PECVD. Silicon carbide. Silicon oxynitride.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	7
2.	PROPRIEDADES TERMO- MECÂNICAS	10
2.1	MÓDULO DE ELASTICIDADE	10
2.2	TENSÃO MECÂNICA RESIDUAL	18
2.3	COEFICIENTE DE EXPANSÃO TÉRMICA	26
2.4	CONDUTIVIDADE TÉRMICA	29
3.	EXPERIMENTAL: PROPRIEDADES TERMO-MECÂNICAS.....	34
3.1	CANTILEVERS	34
3.2	MEMBRANAS	35
3.3	ETAPAS DE FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS	38
3.4	MATERIAIS ESTUDADOS	40
3.4.1	<i>Caracterização</i>	<i>42</i>
4.	RESULTADOS: PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS.....	44
4.1	MÓDULO DE ELASTICIDADE	44
4.1.1	<i>Nanoindentação.....</i>	<i>44</i>
4.1.2	<i>Frequência de Ressonância.....</i>	<i>48</i>
4.2	TENSÃO MECÂNICA RESIDUAL	70
4.2.1	<i>Curvatura do Substrato</i>	<i>70</i>
4.2.2	<i>Curvatura de Cantilevers</i>	<i>73</i>
4.3	COEFICIENTE DE EXPANSÃO TÉRMICA	79
4.3.1	<i>Gradiente de Temperatura</i>	<i>79</i>
4.4	CONDUTIVIDADE TÉRMICA	83
5.	DESENVOLVIMENTO DE MEMS	86
5.1	CHAVES ÓPTICAS E PORTAS LÓGICAS.....	86
5.2	MICROLÂMPADAS INCANDESCENTES E INTEGRAÇÃO COM GUIAS DE ONDA.	96
6.	CONCLUSÃO	107
	APÊNDICE 1	109
	APÊNDICE 2	113
	APÊNDICE 3.....	116
	PUBLICAÇÕES	117
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	118

1. INTRODUÇÃO

O presente trabalho visa determinar algumas das propriedades termo-mecânicas de materiais depositados pela técnica de *plasma enhanced chemical vapor deposition* (PECVD) que são importantes para o desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos (MEMS). As propriedades estudadas são o módulo de elasticidade, a tensão mecânica residual, o coeficiente de expansão térmica e a condutividade térmica. Os materiais estudados são filmes finos de carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H) e de oxinitreto de silício (SiO_xN_y). Outro objetivo deste trabalho é o desenvolvimento de MEMS que visam aplicações que utilizam o movimento controlado de microestruturas. Este trabalho é realizado junto ao Grupo de Novos Materiais e Dispositivos (GNMD), no Laboratório de Microeletrônica do Departamento de Sistemas Eletrônicos da Escola Politécnica da USP.

A motivação para desenvolver este trabalho reside no grande interesse tecnológico e econômico que os MEMS vêm adquirindo em diversas áreas. Do ponto de vista comercial, MEMS vêm sendo muito utilizados, por exemplo, em *airbags* automotivos e em impressoras jato de tinta, além de existirem aplicações em diversas áreas, como telecomunicações, aplicações em alta frequência, medicina e biotecnologia ^{1,2}. MEMS também têm sido utilizados no desenvolvimento de micro-sensores (acelerômetros ³, medidores de pressão e temperatura ⁴, etc.) e microatuadores (micro-relés, micro-válvulas, micro-motores, etc. ⁵) que permitem a interface de equipamentos eletrônicos com o mundo real, convertendo grandezas físicas ou químicas em sinais elétricos e vice-versa.

Um dos aspectos mais interessantes na tecnologia de MEMS é a possibilidade de se induzir o movimento controlado de diversas microestruturas. De fato, esta possibilidade abre caminho para a fabricação de micro-máquinas bastante complexas e de interesse para áreas tão diversas como a indústria aeroespacial, biotecnologia e medicina, para as quais já são fabricados micro-motores eletrostáticos lineares (“comb drives”) e rotacionais, que podem movimentar hastes, micro-engrenagens e micro-espelhos ou ainda sistemas para a utilização em micro-cirurgias minimamente invasivas⁵.

A grande maioria dos MEMS é fabricada utilizando silício mono ou policristalino. No entanto, o desenvolvimento de MEMS depende de melhorias constantes no processo de fabricação e desenvolvimento de novos materiais com características apropriadas para aplicações específicas nesta área ^{6,7}. Um desses materiais é o carbeto de silício cristalino (c-SiC - mono ou poli cristalino), que possui alta dureza mecânica, alta condutividade térmica e alta estabilidade química e pode-se utilizá-lo no desenvolvimento de MEMS para aplicações onde o uso de silício não é apropriado, como em ambientes corrosivos e aplicações de alta potência e temperatura ^{8,9}. O c-SiC é um semicondutor de alto *gap* (banda proibida) que

pode ser dopado tipo N ou tipo P e tem sido utilizado com sucesso na fabricação de dispositivos eletrônicos ¹⁰, tendo também aplicações em sistemas microeletromecânicos como acelerômetros, sensores de etanol e ressonadores ^{11,12,13}. Entretanto, os filmes de c-SiC são obtidos em temperaturas superiores a 1000°C, tornando-se um problema se usados em conjunto com processos convencionais de microeletrônica ¹⁴. A compatibilidade com processos convencionais é especialmente importante, pois o grande apelo dos MEMS é justamente a integração de microestruturas com dispositivos eletro-eletrônicos em um mesmo substrato ¹⁵.

A técnica PECVD, que possibilita a obtenção de filmes finos de SiC em temperaturas inferiores a 400 °C é extremamente atraente por ser compatível com os processos convencionais de microeletrônica. Entretanto, a utilização de baixas temperaturas resulta na obtenção de filmes amorfos que possuem propriedades distintas das do material cristalino. Por isso, é de extrema importância a determinação das propriedades deste material para o desenvolvimento de MEMS.

No Grupo de Novos Materiais e Dispositivos, pesquisas anteriores com carvão de silício amorfo hidrogenado foram direcionadas ao estudo das condições de deposição para se obter filmes de a-Si_xC_{1-x}:H estequiométrico ($x \approx 0.5$) com ordem estrutural e química similar à do SiC cristalino, de forma a preservar algumas das suas notórias propriedades^{16,17}. O grande interesse do a-SiC:H para o desenvolvimento de MEMS é a possibilidade de obter filmes com baixa tensão mecânica residual e extremamente resistentes a corrosões úmidas em soluções de KOH e HF ¹⁸, que também podem ser dopados tipo N ou tipo P ¹⁹, permitindo a integração de dispositivos eletrônicos e microestruturas, fabricados inteiramente com a-SiC:H.

Para se desenvolver uma tecnologia de MEMS é necessário dispor de materiais que permitam seletividade em corrosões químicas. Neste sentido, o GNMD procurou otimizar o oxinitreto de silício (SiO_xN_y) obtido por PECVD para ser utilizado conjuntamente com o a-SiC:H no desenvolvimento de MEMS. De fato, ambos são resistentes a corrosões em soluções de KOH (usado para corroer os substratos de Si), mas o SiO_xN_y é facilmente removido em soluções de HF, à qual o a-SiC:H é insensível. Além disso, o SiO_xN_y exibe baixas taxas de corrosão nos plasmas de O₂ + CHF₃ utilizados para corroer o a-SiC:H, o que o habilita a ser utilizado como material de mascaramento nesses processos de corrosão ¹⁸, além de possuir baixa tensão mecânica residual ²⁰.

O oxinitreto de silício (SiO_xN_y) é um material opticamente transparente e excelente isolante elétrico, que tem como grande atrativo a possibilidade de modificar as suas propriedades estruturais, ópticas e mecânicas, controlando sua composição química. Assim, a partir da variação de parâmetros de deposição podem-se obter filmes de SiO_xN_y com composições químicas entre a do SiO₂ e a do Si₃N₄. Por este motivo, este material também

pode ser usado, por exemplo, para a fabricação de guias de ondas ópticas, abrindo interessantes possibilidades para aplicações em sistemas microoptoeletromecânicos (MOEMS).

A disponibilidade de dois materiais com seletividade nas corrosões e baixa tensão mecânica residual, permitiu ao GNMD o desenvolvimento de processos de micro-fabricação em substrato ^{20,21} e em superfície ²¹ e a partir disso, a fabricação de membranas, grades, pontes e *cantilevers* de SiO_xN_y (por microfabricação de substrato) e *cantilevers*, micro-pontes e micro-túneis de a-SiC:H (por micro-usinagem de superfície).

Em trabalhos anteriores, especificamente no trabalho de mestrado deste autor ^{22,23}, foi implementada a atuação termo-mecânica de estruturas bilaminares de a-SiC:H e SiO_xN_y utilizando a diferença de coeficiente de expansão térmica entre os materiais para obter movimento controlado. Foram fabricados conjuntos de *cantilevers* e micro-pontes que, através do efeito Joule induzido pela passagem de corrente elétrica em resistores metálicos integrados, apresentam movimento vertical com deslocamentos de até 30 µm, com frequência de até 150 Hz. Um dos principais aspectos dessas estruturas é que, quando atuados sincronizadamente, as matrizes de *cantilevers* reproduzem um movimento de tipo ciliar, onde fileiras de estruturas se movimentam seqüencialmente.

Assim, o estudo das propriedades termo-mecânicas é essencial para dar prosseguimento ao desenvolvimento de MEMS, possibilitando o projeto adequado de dispositivos. O conhecimento do módulo de elasticidade, por exemplo, é fundamental para projetar qualquer estrutura mecânica, permitindo o conhecimento de seu comportamento estático e dinâmico através de cálculos analíticos ou simulações numéricas. Por outro lado, os efeitos causados nas microestruturas pela mudança de temperatura, forma utilizada para movimentação controlada de MEMS, só podem ser estimados se o coeficiente de expansão térmica e a condutividade térmica dos materiais são conhecidos. Sobretudo, o conhecimento e controle da tensão mecânica residual de filmes finos são cruciais para a obtenção de estruturas autosustentadas. Estruturas fabricadas a partir de filmes com alta tensão mecânica deformam-se quando suspensas e tendem a quebrar durante a fabricação.

Por isso, este trabalho visa dar continuidade a trabalhos prévios e tem dois objetivos principais: (1) o estudo de propriedades termo-mecânicas, como o módulo de elasticidade, a tensão mecânica residual, o coeficiente de expansão térmica e a condutividade térmica do a-SiC:H e SiO_xN_y depositados por PECVD; e (2) o desenvolvimento de MEMS voltados para aplicações específicas utilizando movimento controlado.

2. PROPRIEDADES TERMO- MECÂNICAS

Existem diversas técnicas para medir o módulo de elasticidade, a tensão mecânica residual, a expansão térmica e a condutividade térmica de filmes finos, as quais normalmente são diferentes das utilizadas em materiais maciços (*bulk*), devido principalmente à espessura reduzida dos filmes e à influência do substrato sobre o qual são depositados. De forma geral, as técnicas utilizadas para medir as propriedades termo-mecânicas destes filmes podem ser divididas em três categorias que envolvem o filmes desprendidos do substrato, o conjunto substrato/filme e microestruturas. As técnicas que utilizam “filmes” requerem a separação do filme fino do substrato e o manuseio de um filme extremamente delicado. As técnicas que utilizam o conjunto filme/substrato requerem, em sua maioria, que o efeito do substrato na medida seja considerado. Para isto, muitas vezes é necessário conhecer a priori as propriedades do substrato como, o módulo de elasticidade, número de Poisson, densidade e espessura, entre outras. Finalmente, as técnicas que utilizam microestruturas são normalmente independentes das propriedades do substrato, no entanto, requerem a fabricação das microestruturas. Dentro destas três categorias existem inúmeras variantes e muitas vezes não existe um consenso de qual é a melhor forma para medir determinada propriedade, muito menos normas com padrões definidos. A seguir será apresentada uma breve introdução teórica sobre cada uma das propriedades estudadas, bem como uma descrição das técnicas mais utilizadas. Ainda, as técnicas escolhidas serão descritas detalhadamente.

2.1 MÓDULO DE ELASTICIDADE

Também conhecido como módulo de Young, é a medida da rigidez de um material sólido. Este módulo é definido pela razão entre tensão exercida e a conseqüente deformação sofrida por um material, conforme Equação 1. Pode ser também definido experimentalmente através da inclinação da região linear da curva de tensão versus deformação gerada durante um ensaio à tração realizado em uma amostra do material.

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{F/A}{\Delta L/L} \quad \text{Equação 1}$$

Onde,

E = Módulo de elasticidade
 σ = Tensão mecânica
 ε = Deformação
 F = Força

A = Área
 ΔL = Aumento do Comprimento
 L = Comprimento

Na Figura 1 é mostrada uma curva típica de tensão versus deformação para um metal, usada aqui somente para ilustração. Neste gráfico podem-se ver três pontos: 1. Resistência máxima à tração; 2. Limite de escoamento; 3. Ruptura. A região da curva entre a origem e o ponto 2 é considerada a região linear, de onde é extraído o módulo de elasticidade.

Figura 1. Curva típica de tensão versus deformação de um metal

Foram escolhidas duas técnicas para a obtenção do módulo de elasticidade dos filmes a serem estudados neste trabalho: Nanoindentação e Frequência de Ressonância. Estas técnicas foram escolhidas depois de uma detalhada revisão das técnicas existentes, comparando vantagens e desvantagens de cada uma, assim como a disponibilidade de equipamentos para elaborar as medidas. A nanoindentação foi escolhida por ser uma técnica padronizada com equipamentos comerciais disponíveis, enquanto a técnica que utiliza a ressonância de *cantilevers* foi escolhida devido a resultados preliminares muito promissores obtidos anteriormente²².

A seguir é feita uma revisão detalhada dos métodos que serão utilizados neste trabalho, seguida de uma breve descrição de outros métodos encontrados na literatura.

Nanoindentação ^{24,25,26,27,28}

Esta técnica visa testar propriedades mecânicas de materiais em escalas bem pequenas e tornou-se uma caracterização rotineira para filmes finos. A nanoindentação utiliza sensores e atuadores de alta resolução para monitorar e controlar continuamente cargas e deslocamentos de um indentador ao ser forçado e retirado da superfície de um filme fino. A nanoindentação permite a obtenção do módulo de elasticidade localizado através de equipamentos padronizados por normas específicas. Esta é uma das poucas técnicas que são bem difundidas para a medida do módulo de elasticidade e dureza de filmes finos.

A nanoindentação é utilizada para determinar a dureza H e o módulo de elasticidade E de filmes finos. Esta medida é feita aplicando uma força P a um indentador (ponta diamante) em contato com o filme a ser analisado. Inicialmente, a carga é aplicada com uma taxa pré-determinada até atingir um valor máximo, P_{max} . Depois, a força é mantida constante por um determinado intervalo de tempo, permitindo a acomodação do material. Em uma última etapa, a carga é controladamente retirada e o indentador removido da amostra.

Durante todo o processo de indentação a profundidade de penetração da ponta é medida em função de P . Quando a carga é removida do indentador, o material tende a retornar à sua forma original, podendo ocorrer, deformações plásticas (Figura 2a), elasto-plásticas (Figura 2b) e elásticas (Figura 2c).

Figura 2. Curvas de carga e descarga utilizadas na nanoindentação. a) deformação plástica b) deformação elasto-plástica c) deformação elástica.

A análise da profundidade do indentador quando a carga é removida da amostra permite o cálculo do módulo de elasticidade, que é dado pela Equação 2 e Equação 3.

$$E_R = \frac{\sqrt{\pi}}{2\sqrt{A}} S \quad \text{Equação 2}$$

$$\frac{1}{E_R} = \frac{1-\nu_f^2}{E_f} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \quad \text{Equação 3}$$

onde S é a rigidez do material, que é obtida a partir da inclinação da porção inicial da curva de descarga e A é a área de indentação com carga máxima, que, para um indentador ideal do tipo *Vickers* (uma pirâmide com cada lado formando um ângulo de 136° com um plano normal à base da pirâmide), é igual ao quadrado da diagonal, d , (Figura 3a) dividido por dois, como mostra a Equação 4. Os índices i e f referem-se ao indentador e filme, respectivamente. Na Figura 3b pode-se ver uma região deformada plasticamente após a indentação.

$$A = \frac{d^2}{2} \quad \text{Equação 4}$$

Figura 3. (a) Profundidade de contato, h_c . (b) Deformação plástica da região indentada.

Frequência de Ressonância

Neste método, descrito inicialmente por Petersen e Guarnieri em 1979²⁹, *cantilevers* metálicos ou camadas duplas de filmes isolantes e metálicos são atuados e sua frequência fundamental de ressonância é determinada, permitindo assim a determinação do módulo de elasticidade. Este é um método não destrutivo que permite a obtenção do módulo de elasticidade localizado. A atuação dos *cantilevers* pode ser eletrostática²⁹, térmica³⁰, magnética³¹, acústica³² e piezoelétrica³³.

Utilizando o modelo de Euler-Bernoulli para vigas engastadas em uma das extremidades (e a outra livre), obtém-se a equação das frequências de ressonância em flexão de um *cantilever* sem amortecimento (Equação 5)^{34,35}.

$$f_r = \frac{\lambda_n^2}{4\pi} \frac{d}{L^2} \sqrt{\frac{E}{3\rho}} \quad \text{Equação 5}$$

onde d é a espessura do filme, ρ é sua densidade, E é seu módulo de elasticidade, L é o comprimento do *cantilever* e λ_n são autovalores, onde n denota o número do modo de ressonância do *cantilever*. Para o modo fundamental de ressonância, $\lambda_1=1,875$.

Com o intuito de reduzir erros na medida do módulo de elasticidade, este não é calculado a partir da frequência de ressonância de um único *cantilever*, mas sim, utilizando um grupo de *cantilevers* com comprimentos diferentes. De acordo com a Equação 5, a frequência de ressonância é diretamente proporcional a $1/L^2$. Desta forma, para um grupo de *cantilevers*, pode-se plotar $1/L^2$ em função da frequência de ressonância e obter uma reta com inclinação u . Assim:

$$u = \frac{4\pi}{\lambda_n^2 d} \sqrt{\frac{3\rho}{E}} \quad \text{Equação 6}$$

Rearranjando a Equação 6 para obter-se o módulo de elasticidade em função de u :

$$E = \frac{48\pi^2 \rho}{\lambda_n^4 d^2} \frac{1}{u^2} \quad \text{Equação 7}$$

Para a determinação da frequência de ressonância dos *cantilevers* é necessário movimentar as estruturas e observar sua resposta dinâmica. A movimentação pode ser induzida de diversas formas, como por atração eletrostática, térmica ou induzida por uma cerâmica piezoelétrica. Na atuação eletrostática, como demonstrado por Petersen e Guarnieri, é necessária a utilização de um filme metálico na estrutura, pois o a-SiC:H intrínseco e o SiO_xN_y são materiais isolantes, e por isto é necessário considerar este filme metálico no cálculo da frequência de ressonância. Para isto, adiciona-se uma constante, K , (Equação 8 e Equação 9) à Equação 5, de modo a permitir o cálculo da frequência de ressonância para *cantilevers* formado por dois materiais contínuos que formam uma estrutura bilaminar. Neste caso, o cálculo do módulo de elasticidade torna-se um pouco

mais complicado, mas pode ser obtido com a ajuda de programas computacionais adequados.

$$f_r = \frac{\lambda_n^2}{4\pi} \frac{d}{L^2} \sqrt{\frac{E \cdot K}{3\rho}} \quad \text{Equação 8}$$

Onde:

$$K = \left[4 + 6 \frac{d_m}{d} + \frac{Ed}{E_m d_m} + 4 \left(\frac{d_m}{d} \right)^2 + \frac{E_m}{E} \left(\frac{d_m}{d} \right)^3 \right] \times \left[\left(1 + \frac{E \cdot d}{E_m d_m} \right) \left(1 + \frac{\rho_m d_m}{\rho \cdot d} \right) \right]^{-1} \quad \text{Equação 9}$$

Na Equação 9, os termos com subscrito m são relacionados ao filme metálico utilizado e os termos sem subscrito são relacionados ao filme isolante estudado.

Teste de Tração Uniaxial³⁶

Este método é baseado no clássico ensaio à tração, no qual um material maciço é tracionado com uma força conhecida e sua deformação é medida, gerando uma curva como a ilustrada na Figura 1. O módulo de elasticidade é dado pela inclinação da região linear do gráfico de deformação versus a tração gerada pelo ensaio, como visto anteriormente. Em filmes finos, o filme, livre do substrato, é preso em um equipamento específico, que traciona o filme de forma controlada e mede sua deformação. O tracionamento é feito perpendicularmente à espessura do filme, necessitando alinhamento cuidadoso do equipamento. A grande vantagem deste método é a fácil interpretação dos resultados, que é feita da mesma forma do ensaio à tração clássico. Porém, a principal desvantagem é a dificuldade de preparação das amostras e manuseio dos filmes, uma vez que estes precisam ser separados dos substratos. Por outro lado, também existe a possibilidade de utilizar microestruturas³⁷ eliminando a necessidade de manuseio do filme fino.

Excitação por Impulso³⁸

Nesta técnica, um filme depositado sobre um substrato é submetido a um impulso mecânico, que faz o sistema vibrar como um conjunto massa-mola. Este sistema possui uma frequência natural específica de vibração que pode ser medida e depende do módulo de Young do filme e do substrato. Um equipamento comercial chamado GrindoSonic pode ser utilizado para a medição da frequência natural do sistema. A montagem experimental deste método é simples e a preparação das amostras é fácil. No entanto, é necessária a

utilização do GrindoSonic e a extração do módulo de elasticidade requer o conhecimento do número de Poisson, entre outras propriedades, tanto do filme como do substrato.

Microscopia Acústica de Força Atômica³⁹

O princípio da microscopia acústica de força atômica é excitar a ponta de prova do Microscópio de Força Atômica (AFM), que está em contato com o filme, utilizando frequências ultra-sônicas e determinar um de seus modos de ressonância, que depende da dureza de contato do filme e que por sua vez depende do módulo de Young do filme fino. A vantagem deste método é a possibilidade de obter alta resolução lateral, sendo fácil a preparação das amostras. Porém, é necessário utilizar um AFM e conhecimento das propriedades da sua ponta de prova, além da utilização de um algoritmo complexo para a obtenção do módulo de elasticidade.

Microscopia Acústica³⁸

Neste método, um equipamento específico gera, através de um transdutor excitado por sinais elétricos, ondas ultra-sônicas que incidem sobre o conjunto substrato-filme. As ondas acústicas são refletidas pela amostra e detectadas por um detector. As ondas refletidas causam pequenos deslocamentos na estrutura atômica do sistema que podem ser medidos e relacionados com as propriedades mecânicas do filme e substrato.

Gradiente de Temperatura⁴⁰

Este método consiste em analisar a variação da tensão mecânica térmica em função da temperatura de um conjunto filme/substrato. Isto é feito medindo a curvatura do substrato em função da temperatura, para temperaturas que não modificam a organização atômica e composição dos materiais. Pode-se também, utilizar dois substratos diferentes, obtendo, assim, simultaneamente o coeficiente de expansão térmica do material e o módulo de elasticidade, sendo este função do número de Poisson. A montagem experimental deste método é relativamente simples e os resultados são de fácil interpretação. Necessita-se também do conhecimento prévio do número de Poisson.

Teste de Tração Biaxial⁴¹

Nesta técnica, membranas de filmes finos são defletidas ao se aplicar uma pressão uniforme. Medindo a deflexão no centro da membrana e conhecendo a pressão aplicada, pode-se determinar a tensão e deformação biaxial do filme e, assim, as suas propriedades elásticas e plásticas. Utilizando membranas com áreas reduzidas, pode-se obter o módulo de elasticidade localizado. O teste de tração Biaxial, também conhecido como Bulge Test

pode ser utilizado para obtenção da tensão mecânica residual, uma vez que o módulo de elasticidade é conhecido. Na Figura 4 é ilustrada a obtenção da tensão mecânica através deste método.

Figura 4. Esquema para obtenção do módulo de elasticidade através do Bulge Test.

Deflexão de Vigas – AFM ⁴² e Perfilômetro ⁴³

A deflexão de um *cantilever* (viga) de filme fino é utilizada para extrair o módulo de elasticidade. Tanto um microscópio de força atômica, quanto um perfilômetro podem ser utilizados para exercer uma força na ponta do *cantilever* e medir sua deflexão. Ambos permitem a obtenção do módulo de elasticidade, no entanto o AFM possibilita um resultado mais preciso na determinação da carga aplicada e na medição do deslocamento do *cantilever*, fornecendo assim um resultado mais preciso para o módulo de elasticidade. O método que utiliza o AFM requer conhecimento detalhado da ponta de prova do microscópio. Por outro lado, o que utiliza o perfilômetro requer calibração do equipamento.

Voltagem de Contato ⁴⁴

Conhecido como M-Test, o teste em questão determina a voltagem necessária aplicada a pontes e cantilevers para que estas estruturas sejam atraídas por forças eletrostáticas e encostem-se no substrato, como é mostrado na Figura 5. Esta tensão elétrica é relacionada ao módulo de elasticidade do material. No caso da utilização de um material isolante, é necessária a utilização de um filme metálico para a aplicação da voltagem. A tensão de contato pode ser determinada pela passagem de corrente, que aumenta consideravelmente no instante do contato ou pela variação da capacitância, mas nos dois casos é de fácil detecção. Esta técnica permite a obtenção do módulo de elasticidade efetivo referente aos

dois filmes, isolante e metálico. Dependendo da estrutura utilizada, pode-se obter o módulo de elasticidade ou a tensão mecânica residual do material.

Figura 5. *Cantilever* e ponte utilizados para determinação do módulo de elasticidade pelo M-test.

2.2 TENSÃO MECÂNICA RESIDUAL

A grande maioria dos filmes finos possui alguma forma de tensão mecânica residual que pode ser originado intrínseca ou extrinsecamente. A tensão extrínseca é basicamente a tensão mecânica térmica que é decorrente da diferença de coeficientes de expansão térmica entre o filme e o substrato, quando o filme é depositado em temperaturas diferentes da ambiente. Este tipo de tensão mecânica é bem conhecida e pode ser calculado facilmente através da Equação 10, caso as propriedades mecânicas e térmicas do filme sejam conhecidas.

$$\sigma_t = \left(\frac{E}{1-\nu} \right) (\alpha_f - \alpha_s) \cdot (T_d - T_r) \quad \text{Equação 10}$$

onde,

- σ_t = Tensão mecânica térmico
- α_f = Coeficiente de expansão térmica do filme
- α_s = Coeficiente de expansão térmica do substrato
- T_d = Temperatura de deposição do filme
- T_r = Temperatura ambiente
- E = Módulo de elasticidade
- ν = Número de Poisson do filme

Ao contrário da tensão mecânica térmica, a tensão mecânica intrínseca é decorrente de uma combinação de fatores ligados à estrutura interna do filme, o que dificulta a modelagem desta tensão mecânica. Este tipo de tensão mecânica depende do método, da taxa e da temperatura de deposição, além da espessura, da pressão ambiente, do tipo de substrato utilizado (diferença de cadeias atômicas) e da incorporação de impurezas durante a deposição, entre outros fatores.

A tensão mecânica residual em filmes finos é a soma da tensão mecânica intrínseca e extrínseca, podendo ser compressivo ou tensivo. No compressivo, o filme tende a expandir paralelamente à superfície do substrato, podendo causar deformações como envergamento, bolhas e separação em camadas, e quanto mais espesso for o filme, mais pronunciadas são estas deformações. Na tensão mecânica tensiva, o filme tende a contrair, podendo formar trincas. A tensão mecânica residual também pode danificar microestruturas, rompendo estruturas biengastadas, como pontes. Estruturas como *cantilevers* são envergadas para baixo com tensões mecânicas compressivas e para cima com tensões tensivas. A tensão mecânica residual também pode deformar o substrato como mostra a Figura 6, deixando-o convexo se a tensão mecânica for compressiva ou côncavo se tensiva.

Figura 6. Esquema da deformação do substrato com tensão mecânica residual de filmes finos.

Em muitos casos, a tensão mecânica pode variar com a espessura do filme, gerando um gradiente. Neste caso, a tensão mecânica residual total é função da espessura do filme, sendo, em aproximação, a soma da tensão mecânica média σ_0 e do gradiente de tensão mecânica σ_1 , como se pode ver abaixo na Figura 7. Nesta aproximação, os termos de ordem superior foram desconsiderados. O gradiente de tensão mecânica intensifica as deformações de microestruturas, fazendo-as envergar para fora do plano do substrato. Por exemplo, *cantilevers* feitos com filmes que possuem alto gradiente de tensão mecânica tendem a enrolar.

Figura 7. Representação da variação da tensão mecânica residual em função da espessura do filme.

A tensão mecânica residual pode ser medida por meio de algumas técnicas: curvatura do substrato, microestruturas e utilização de técnicas de caracterização de filmes finos como Raman e difração de raios X.

Algumas técnicas utilizadas para medir o módulo de elasticidade, como o M-test e o Bulge teste, também podem ser utilizados para medir a tensão mecânica residual de filmes finos; estas técnicas não serão descritas aqui, pois já foram comentadas acima.

Foram escolhidas duas técnicas para a obtenção da tensão mecânica residual dos filmes a serem estudados neste trabalho: Curvatura do Substrato e Deflexão de *Cantilevers*. Estas técnicas, que serão descritas abaixo, foram escolhidas depois de uma detalhada revisão das técnicas existentes, comparando vantagens e desvantagens de cada uma, assim como a disponibilidade de equipamentos para elaborar as medidas. A curvatura de substrato foi escolhida por ser provavelmente a técnica mais utilizada para medir as tensões mecânicas em filmes finos. Por outro lado, a deflexão de cantilevers pode ser utilizada para medir tanto a tensão mecânica média quanto o gradiente de tensão mecânica, o que não pode ser feito pela maioria das técnicas e é muito importante para a fabricação de microestruturas.

A seguir encontra-se uma revisão detalhada dos métodos que serão utilizados neste trabalho, seguida de uma breve descrição de outros métodos encontrados na literatura.

Curvatura do Substrato

Esta técnica, baseada no trabalho de Stoney⁴⁵, é utilizada extensivamente para obter a tensão mecânica residual de filmes finos depositados em substratos espessos, para espessuras de substrato muitas vezes maiores que as espessuras dos filmes. Este método mede a deformação média causada no substrato pela deposição de filmes finos com tensão mecânica residual. Desta forma, obtêm-se valores médios de tensão mecânica referentes à área total do filme depositado. Atualmente existem várias formas para medir a curvatura do substrato que vão desde alavanca óptica a mapeamento tridimensional, existindo também equipamentos comerciais como Tencor.

Em 1909, Stoney descreveu pela primeira vez este método que utilizou para obter a tensão mecânica residual de filmes metálicos em substratos circulares. Trabalhos posteriores como de Preissig ⁴⁶ mostraram a possibilidade da utilização desta técnica com outros formatos de substratos e outros materiais não metálicos.

Stoney desenvolveu um modelo físico que relaciona a curvatura do substrato com a tensão mecânica residual do filme fino, sendo esta, função somente das espessuras do filme e substrato, do módulo de elasticidade e número de Poisson do substrato. Esta relação é conhecida com equação de Stoney que pode ser vista na Equação 11.

$$\sigma = \left(\frac{1}{R} \right) \frac{E_s}{6(1-\nu_s)} \frac{d_s^2}{d_f} \quad \text{Equação 11}$$

onde:

- σ = Tensão mecânica residual do filme
- E_s = Módulo de elasticidade do substrato
- ν_s = Número de Poisson do substrato
- d_s = Espessura do substrato
- d_f = Espessura do filme
- R = Raio de curvatura do substrato envergado

Como dito anteriormente, o módulo de elasticidade de materiais maciços difere do módulo de filmes finos, que muitas vezes não é conhecido. Por isto, a utilização da curvatura do substrato para medir a tensão mecânica é muito prática por não necessitar do conhecimento desta propriedade mecânica dos filmes. Normalmente, o substrato utilizado na obtenção de filmes finos e fabricação de MEMS é o silício cristalino que possui propriedades mecânicas muito estudadas, não sendo assim uma dificuldade na determinação da tensão mecânica pela curvatura do substrato.

Praticamente todos os substratos possuem alguma curvatura antes da deposição de filmes. Assim, é necessária a determinação da curvatura do substrato antes da deposição do filme para poder então, subtraí-la da curvatura do substrato após a deposição e obter a curvatura decorrente da tensão mecânica residual do filme fino. A equação de Stoney modificada pode ser vista abaixo (Equação 12).

$$\sigma = \left(\frac{1}{R_f} - \frac{1}{R_i} \right) \frac{E_s}{6(1-\nu_s)} \frac{d_s^2}{d_f} \quad \text{Equação 12}$$

onde:

- σ = Tensão mecânica residual do filme
- E_s = Módulo de elasticidade do substrato
- ν_s = Número de Poisson do substrato

d_s = Espessura do substrato
 d_f = Espessura do filme
 R_f = Raio de curvatura do substrato com filme
 R_i = Raio de curvatura do substrato sem filme

Deflexão de Cantilever⁴⁷

Esta técnica consiste em medir o perfil de *cantilevers* auto-sustentados e relacionar a sua curvatura e deflexão à tensão mecânica e ao gradiente de tensão mecânica do filme. Assim, medindo o perfil do *cantilever* e fazendo um ajuste quadrático, obtém-se uma equação do segundo grau que pode ser relacionada à Equação 13.

$$y \approx (\theta_0 + \theta_1)x + \frac{1}{2R}x^2 \quad \text{Equação 13}$$

onde:

$\theta_0 + \theta_1 = \theta$ = Ângulo entre o plano do substrato e o *cantilever*
 y = Posição em y
 x = Posição em x
 R = Raio de curvatura do substrato

A Figura 8 ilustra um *cantilever* envergado com um raio de curvatura R e deflexão θ .

Figura 8. Cantilever auto-sustentado envergado e defletido pelo gradiente de tensão mecânica e tensão mecânica média.

Da equação de segundo grau pode-se extrair o raio de curvatura R e o ângulo θ . O gradiente de tensão mecânica é relacionado ao raio de curvatura pela Equação 14.

$$\sigma_1 = Ed/2R \quad \text{Equação 14}$$

onde:

E = Módulo de elasticidade
 d = Espessura do filme
 R = Raio de curvatura do substrato

Através de modelos numéricos, Fang e Wickert ⁴⁷ relacionaram σ_0 e σ_1 aos ângulos θ_0 e θ_1 , como mostra a Equação 15 e a Equação 16.

$$\theta_0 \approx \frac{\sigma_0}{E} (1.33 + 0.45\nu_f)(-0.014d + 1.022) \quad \text{Equação 15}$$

$$\theta_1 \approx \frac{\sigma_1}{E} (0.0086d^2 - 0.047d + 0.81) \quad \text{Equação 16}$$

onde:

- E = Módulo de elasticidade
- d = Espessura do filme
- ν_f = Número de Poisson do filme

Desta forma, pode-se obter tanto a tensão mecânica média quanto o gradiente de tensão mecânica utilizando somente uma estrutura.

Raman ⁴⁸ e Raios X ⁴⁹

Muitos trabalhos relatam a utilização de espectrometria Raman e difração de raios X para determinar a tensão mecânica residual de filmes finos. Ambas as técnicas são, normalmente, utilizadas para caracterizar materiais através da determinação de ligações interatômicas que vibram em uma frequência determinada (frequência de ressonância) específica para cada ligação e relacionadas às distâncias interatômicas.

As distâncias interatômicas são ligeiramente modificadas devido à tensão mecânica residual do filme, o que também modifica a frequência de ressonância destas ligações, que podem ser detectadas pelas técnicas mencionadas e relacionadas à tensão mecânica. No caso da difração de raios X é necessário que o filme seja cristalino para efetuar a medida.

Estruturas “T” e “H” ⁵⁰

Estas estruturas foram desenvolvidas para medir somente a tensão mecânica tensiva. Quando a estrutura é liberada do substrato, ela deforma devido à tensão mecânica e medindo-se o quanto ela deformou, pode-se obter a tensão mecânica tensiva. Na Figura 9 são mostrados exemplos de estruturas “T” e “H”. Apesar de ser um método simples para medição da tensão mecânica, o deslocamento da estrutura é muito pequeno, reduzindo a precisão desta técnica e dificultando a medida.

Figura 9. Estruturas “T” e “H” utilizadas para medir tensão mecânica tensiva.

Conjunto de Pontes⁵¹

Utilizando um conjunto de pontes auto-sustentadas de diferentes comprimentos, pode-se determinar a tensão mecânica residual do material. No entanto, somente tensões compressivas podem ser detectadas. Este método consiste na determinação do comprimento crítico, no qual as estruturas flambam. Justamente o conhecimento deste comprimento crítico permite a obtenção da tensão mecânica. Este método é relativamente simples, porém sua precisão depende da precisão do processo de fabricação e da determinação do comprimento crítico, que pode ser difícil. Também é necessário um grande número de estruturas para fazer esta medida, especialmente quando não se sabe que faixa de tensão mecânica que será medida.

Anéis e Diamantes

Estruturas em forma de anéis ou diamantes com vigas transversais são usadas para medir tensão mecânica em tração. Neste caso, anéis ou diamantes são, devido à tração, esticados nas extremidades opostas à viga transversal (estas extremidades estão ancoradas ao substrato). Isto faz com que a viga transversal de cada estrutura seja comprimida. Assim, da mesma forma que nos conjuntos de pontes, conjuntos de anéis ou diamantes com vigas transversais de comprimentos diferentes são utilizados para determinar o comprimento crítico a partir do qual as vigas flambam, possibilitando assim, a determinação da tensão mecânica residual. Exemplos dessas estruturas podem ser vistas na Figura 10

(a)

(b)

Figura 10. Estruturas utilizadas para medir tensão mecânica tensiva. (a) anel⁵² (b) grupo de diamantes⁵³

Estrutura Rotacional⁵³

Esta é uma estrutura que pode medir tanto tensões mecânicas tensivas quanto compressivas. Quando a estrutura é liberada do substrato, a ponta da haste gira para um lado, dependendo da tensão mecânica. Isto ocorre porque os pequenos suportes funcionam como alavancas que puxam ou empurram a haste. A quantidade que a haste gira pode ser lida em uma escala (Figura 11) e relacionada à tensão mecânica residual. Para se obter alta resolução na medida da tensão mecânica, é necessária uma haste comprida e plana e uma escala com boa resolução. Muitas vezes o gradiente de tensão mecânica de um filme impossibilita esta medida, pois este causa deformações na estrutura que a fazem sair do plano do substrato, inviabilizando a leitura da escala.

Figura 11. Estrutura rotacional utilizada para obter tensão mecânica residual de filmes finos⁵³.

Ressonância de Pontes⁵⁴

Da mesma forma como foi descrito anteriormente que *cantilevers* podem ser atuados em diferentes frequências para determinar a frequência de ressonância e obter o módulo de elasticidade, pontes podem ser usadas para medir a tensão mecânica de filmes finos, uma vez que o módulo de elasticidade do filme é conhecido. *Cantilevers*, por possuírem uma de

suas extremidades livre, possuem a frequência natural de vibração independente da tensão mecânica residual. No entanto, a ressonância das pontes é função da geometria da estrutura, do módulo de elasticidade, da densidade do filme fino e da tensão mecânica.

2.3 COEFICIENTE DE EXPANSÃO TÉRMICA

Na transferência de calor, a energia armazenada nas ligações intermoleculares muda. Quando a energia armazenada aumenta, aumentam também as distâncias destas ligações. Como resultado, os sólidos tipicamente expandem quando aquecidos e contraem quando resfriados (existem exceções como a água). O coeficiente linear de expansão térmica é uma propriedade específica de cada material e simboliza quanto este material expande ou contrai em uma dimensão, com uma determinada mudança de temperatura (Equação 17).

$$\alpha = \frac{\Delta L}{\Delta T} \quad \text{Equação 17}$$

onde,

$$\begin{aligned} \alpha &= \text{Coeficiente de expansão térmica} \\ \Delta L &= \text{Mudança do Comprimento} \\ \Delta T &= \text{Mudança da Temperatura} \end{aligned}$$

Existem vários métodos para determinar o coeficiente de expansão térmica de filmes finos que envolvem o conjunto filme/substrato ou microestruturas. No entanto, devido à dificuldade experimental das outras técnicas, somente a técnica do gradiente de temperatura será utilizada. Esta técnica é detalhada abaixo e outros métodos existentes na literatura serão descritos brevemente em seguida.

Gradiente de Temperatura^{55,56}

Este método consiste em analisar a mudança de curvatura do substrato com filme, em função da temperatura. A curvatura do substrato, como visto anteriormente, pode ser relacionada à tensão mecânica do filme. Porém, a variação da tensão mecânica em função da temperatura ($d\sigma/dT$) é causada pela diferença de coeficientes de expansão térmica entre o filme e o substrato, como é mostrado na Equação 18.

$$\frac{d\sigma}{dT} = (\alpha_s - \alpha_f) \frac{E_f}{1 - \nu_f} \quad \text{Equação 18}$$

onde:

- σ = Tensão mecânica residual do filme
- E_f = Módulo de elasticidade do filme
- ν_f = Número de Poisson do filme
- α_s = coeficiente de expansão térmica do substrato
- α_f = coeficiente de expansão térmica do filme

A variação da tensão mecânica em função da temperatura também é função do módulo de elasticidade biaxial ($E_f/1-\nu_f$) do filme. Assim, utilizando dois substratos diferentes pode-se obter simultaneamente o coeficiente de expansão térmica e o módulo biaxial do filme. O coeficiente de expansão térmica e o módulo de elasticidade biaxial são obtidos utilizando a Equação 19 e Equação 20.

$$\alpha_f = \frac{k_2 \alpha_s^1 - k_1 \alpha_s^2}{k_2 - k_1} \quad \text{Equação 19}$$

e

$$M_f = \frac{k_2 - k_1}{\alpha_s^2 - \alpha_s^1} \quad \text{Equação 20}$$

onde:

- α_f = Coeficiente de expansão térmica do filme
- α_s^1 = Coeficiente de expansão térmica do substrato 1
- α_s^2 = Coeficiente de expansão térmica do substrato 2
- k_1 = $(d\sigma/dT)$ do filme sobre o substrato 1
- k_2 = $(d\sigma/dT)$ do filme sobre o substrato 2
- M_f = Módulo de elasticidade biaxial ($E_f/1-\nu_f$)

Utilizando os valores do módulo de elasticidade obtidos por nanoindentação ($E_f/1-\nu_f^2$) e o módulo biaxial ($E_f/1-\nu_f$), também é possível obter o número de Poisson.

Elipsômetro⁵⁷

Neste método, um elipsômetro com um estágio de aquecimento de amostras é utilizado para medir o coeficiente de expansão térmica. O elipsômetro pode ser usado para medir a espessura de filmes finos, sendo o índice de refração conhecido. Neste caso, a espessura é medida para várias temperaturas (controladas pelo estágio de aquecimento) e, a variação da espessura com a variação da temperatura, possibilita a determinação do coeficiente de expansão térmica. Para permitir esta medida é necessário o conhecimento do índice de refração da amostra em função da temperatura em que será feita a análise. Uma possibilidade é utilizar difração de raios X para verificar se o índice de refração muda com a

temperatura, mas para isso é necessário que os filmes analisados sejam cristalinos, o que não é o caso neste trabalho.

Capacitância⁵⁸

Nesta medida, dois eletrodos são separados por um filme isolante formando um capacitor. A capacitância deste conjunto pode ser medida em função da temperatura. Com o aumento da temperatura o filme isolante expande e o deslocamento muda a capacitância. A mudança de capacitância está ligada à expansão do filme levando à obtenção do coeficiente de expansão térmica. Na Figura 12 é ilustrado um dispositivo a uma temperatura T , separado por um filme com espessura d . Quando a temperatura aumenta um determinado ΔT , a espessura aumenta Δd , permitindo a obtenção do coeficiente.

Figura 12. Medição do coeficiente de expansão térmica pela variação da capacitância.

Microgauge⁵⁹

Esta microestrutura, ilustrada na Figura 13, quando submetida a uma mudança de temperatura, permite a determinação do coeficiente de expansão térmica. Quando o *microgauge* esquenta e a haste expande, a microescala permite uma leitura proporcional à expansão da haste. Sabendo-se quanto a haste expande em função da temperatura, sabe-se o coeficiente de expansão térmica. Para se ter precisão na medida a haste de teste deve ser o mais comprida possível e a haste da microescala também. No entanto, caso exista pelo menos um pequeno gradiente de tensão mecânica no filme esta medida fica comprometida, pois não será possível ler a microescala devido ao envergamento das hastes.

Figura 13. Microestrutura utilizada para medir o coeficiente de expansão térmica ⁵⁹.

2.4 CONDUTIVIDADE TÉRMICA

A condutividade térmica k é uma propriedade intrínseca dos materiais e descreve a sua capacidade de conduzir calor. Ela é definida como a quantidade de calor Q transmitida no intervalo de tempo t por uma espessura L na direção normal à superfície da área A devido a uma mudança de temperatura ΔT em condição de fluxo de calor estacionário (Equação 21).

$$k = \frac{Q \cdot L}{t \cdot \Delta T \cdot A} \quad \text{Equação 21}$$

Em filmes finos, a condutividade térmica é medida pelo método 3ω ou utilizando microestruturas (esses métodos serão descritos abaixo). O método 3ω mede a condutividade térmica pela espessura do filme, enquanto as microestruturas são usadas para medir um valor normal à espessura do filme.

Existem basicamente duas formas para medir a condutividade térmica de um filme fino: estática e transiente. No modo estático, a medida pode ser feita pela diferença de temperatura entre duas regiões do filme ou pelo cálculo da condutância térmica. No modo transiente, o filme é aquecido de forma periódica e a condutividade térmica é obtida através da amplitude e fase da temperatura medida.

O aquecimento dos filmes nos dois modos de medição pode ser feito por efeito Joule, no qual a corrente elétrica aquece uma resistência elétrica, ou por radiação. No caso da

radiação, a grande dificuldade é determinar a dose de radiação utilizada e quanto ela aqueceu o filme. Por isso, o efeito Joule é mais usado. A medição de temperatura normalmente é feita por uma das três formas: termopar, pirômetro ou termistores.

Neste trabalho, a obtenção da condutividade térmica será feita utilizando dois métodos diferentes: diferença de temperatura e condutância térmica. Ambos os métodos utilizam microestruturas.

O método 3ω não será utilizado, devido a dificuldade de obtenção do sinal em 3ω ; no entanto, esta é uma técnica muito utilizada para a obtenção da condutividade em filmes finos e será descrita abaixo.

Diferença de Temperatura⁶⁰

Neste método uma região do filme, normalmente auto-sustentados para eliminar influências do substrato, é aquecida a uma temperatura determinada através de um aquecedor. Então, a temperatura do filme é medida em outra região desta membrana por um dos medidores mencionados acima. Na Figura 14 é ilustrado um dispositivo utilizado para esta medida.

Este método assume condução de calor somente em uma direção, do aquecedor para o medidor. Sendo a espessura do filme muitas vezes menor que a distância entre o aquecedor e o medidor, a temperatura pode ser considerada homogênea na espessura do filme. Além disso, o comprimento da membrana deve ser longo o suficiente para que a transferência de calor seja realmente em uma única dimensão, não sendo considerável o efeito dos suportes da membrana.

Assim, a condutividade térmica do material da membrana pode ser obtida através da lei de Fourier, Equação 22. Esta medida deve ser feita em vácuo para eliminar a condução de calor por convecção.

Esta microestrutura também pode ser usada para medir a condutividade térmica utilizando o modo transiente. Neste caso, a corrente é pulsada e a variação da temperatura do filme é medida. Observando a fase e a amplitude da temperatura em relação à frequência de aquecimento, pode-se obter a condutividade térmica.

Figura 14. Medição estática da condutividade térmica de filmes finos utilizando diferença de temperatura.

$$k = \frac{Q/2 \cdot (X_M - X_A)}{A_C (T_M - T_A)}$$

Equação 22

onde:

- k = Condutividade térmica
- Q = Potência elétrica aplicada ao aquecedor
- X_M = Posição do medidor
- X_A = Posição do aquecedor
- T_M = Temperatura do medidor
- T_A = Temperatura do aquecedor
- A_C = Área do filme (espessura x comprimento)

Condutância Térmica⁶¹

Este método utiliza uma estrutura como a ilustrada na Figura 15.

Figura 15. Medição estática da condutividade térmica de filmes finos utilizando a condutância térmica.

Neste método, uma resistência elétrica aquece uma membrana e, devido ao aquecimento, o valor da própria resistência muda. É possível, utilizando a Equação 23, obter a temperatura da membrana através da mudança da resistência elétrica. Assim, sabendo a potência aplicada ao resistor, pode-se obter a condutância térmica (Equação 24).

$$R = R_0(1 + \alpha(T - T_0)) \quad \text{Equação 23}$$

onde:

- R = Resistência elétrica
- R_0 = Resistência elétrica sem aquecimento
- T = Temperatura medida
- T_0 = Temperatura sem aquecimento
- α = coeficiente de temperatura da resistência

$$G(T - T_0) = I^2 R \quad \text{Equação 24}$$

onde:

- G = Condutância térmica da membrana
- I = Corrente elétrica aplicada ao resistor

Com a condutância térmica da membrana, pode-se obter a condutividade térmica. Se o experimento é feito em vácuo, as únicas formas de dissipar o calor são por condução e radiação. No entanto, a temperaturas inferiores a 300°C, a radiação é pequena, podendo ser desconsiderada. Assim, os suportes da membrana são as únicas áreas responsáveis pela dissipação de calor e podem ser utilizados para o cálculo da condutividade térmica, como mostra a Equação 25.

$$G = k \frac{A}{L} \quad \text{Equação 25}$$

onde:

- k = condutividade térmica
- A = Área de todos os suportes
- L = Comprimento dos suportes

Método 3 ω ^{62,63}

O método 3 ω consiste em aplicar uma corrente para aquecer uma trilha metálica e medir a tensão aplicada. Na Figura 16a é ilustrado um dispositivo utilizado por este método para obter a condutividade térmica de filmes finos. Nos dois terminais das extremidades é aplicada uma corrente senoidal com frequência ω e nos outros terminais a tensão é medida. Na Figura 16b é mostrado um exemplo de tensão medida. Nesta curva pode-se ver a tensão em ω decorrente da aplicação da corrente e um sinal sobreposto com frequência de 3 ω . Isto

ocorre, porque a corrente aquece a resistência em 2ω , gerando o componente da tensão em 3ω visto na Figura 16b.

Figura 16. (a) Dispositivo para medição da condutividade térmica. (b) Voltagem de polarização medida com 3ª harmônica sobreposta ⁶².

Obtendo a amplitude da componente da tensão em 3ω , obtém-se a variação da resistência e da temperatura que está diretamente ligada à condutividade térmica do filme. No entanto, a grande dificuldade deste método é, justamente, a obtenção da amplitude da terceira harmônica. Para isso, amplificadores diferenciais, lock-in, filtros, entre outros são usados para tratar o sinal obtido.

3. EXPERIMENTAL: PROPRIEDADES TERMO-MECÂNICAS

As propriedades termo-mecânicas dos filmes finos utilizados neste trabalho são medidas utilizando-se um conjunto filme/substrato e microestruturas. Para as técnicas que utilizam o filme depositado sobre o substrato, não é necessário nenhum processamento da amostra após a deposição do filme. Por outro lado, as microestruturas são fabricadas por processos de fotografação e corrosão do filme depositado, como será visto adiante. Por isso, é necessário determinar a geometria das estruturas a serem fabricadas. Neste trabalho, serão utilizados dois tipos de estruturas: *cantilevers* e membranas. Estas estruturas serão descritas a seguir, assim como seu processo de fabricação e as máscaras utilizadas na fotografação dos filmes. Por fim, serão descritas as condições de deposição por PECVD dos filmes utilizados e sua caracterização.

3.1 CANTILEVERS

Muitas das técnicas escolhidas para determinar as propriedades citadas utilizam *cantilevers*. Os *cantilevers* são feitos de materiais isolantes depositados por PECVD, como o carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H) ou oxinitreto de silício (SiO_xN_y) e, em alguns casos, serão recobertos com cromo depositado por sputtering, para permitir a atuação destas estruturas.

Somente para a determinação do módulo de elasticidade é necessária a atuação das estruturas. Pretende-se atuar os *cantilevers* termicamente, por efeito Joule. Neste caso, uma trilha metálica é fabricada sobre o *cantilever*, permitindo a passagem de corrente elétrica que dissipa calor e aquece a estrutura. Com o calor os materiais se expandem, movimentando o *cantilever*.

Para a determinação da tensão mecânica residual, que também utiliza *cantilevers*, somente seu perfil é analisado. Por isso, foram desenvolvidos dois tipos de *cantilevers*: recoberto com metal com trilhas para atuação térmica; e sem metal para observação do perfil.

Na Figura 17 são ilustrados *cantilevers* que serão fabricados para atuação térmica. Estes *cantilevers* necessitam que corrente passe pela metalização para aquecê-los. Então, é necessário que uma trilha metálica seja colocada sobre o *cantilever*, como mostra a figura. Assim, polarizando os dois contatos elétricos, pode-se passar corrente pela trilha metálica e movimentar a estrutura devido à diferença de coeficiente de expansão térmica entre os materiais. Foram intercalados *cantilevers* com e sem metalização em cada conjunto de

estruturas para comparar o perfil dos *cantilevers* metalizados e não metalizados. Estas estruturas são de 700 a 100 microns de comprimento e 100 μm de largura.

Figura 17. Conjunto de *cantilever* de 100 μm x 100 μm a 100 μm x 700 μm intercalado com e sem metalização. Metalização para atuação térmica.

3.2 MEMBRANAS

As membranas desenvolvidas serão usadas para a determinação da condutividade térmica. Pretende-se fabricar todas as membranas por microfabricação de substrato, na qual parte do substrato é removida para a formação de membranas e estruturas auto-sustentadas.

Para a determinação da condutividade térmica pela diferença de temperatura, foi feito um estudo por elementos finitos para minimizar o efeito dos suportes da estrutura na distribuição de temperatura. Como mencionado anteriormente, para a utilização da lei de Fourier, é necessário que a condução de calor seja unidimensional entre o aquecedor e o medidor de temperatura.

As simulações foram feitas utilizando o software comercial JL Analyzer (AutoFEA – versão demo). Foram simuladas membranas auto-sustentadas utilizando o substrato como dissipador de calor. Uma das laterais da membrana foi aquecida e a distribuição de calor foi observada. Na Figura 18 é mostrada a primeira simulação com uma membrana quadrada. Nesta simulação nota-se que a região medida não possui temperatura uniforme. Isto ocorre por influência dos suportes da membrana que estão muito próximos e conduzem muito calor. Para obter uma distribuição mais homogênea da temperatura na região medida, simulou-se uma estrutura retangular com suportes de larguras diferentes, como é mostrado na Figura 19. Observa-se nesta figura uma menor variação de temperatura na região

medida e também menos influência dos suportes, especialmente se estes forem mais estreitos.

Com base na análise por elementos finitos, verificou-se que as membranas devem ser retangulares e com suportes estreitos.

Figura 18. Simulação da distribuição de calor em uma membrana quadrada.

Figura 19. Simulação da distribuição de calor em uma membrana retangular.

As membranas desenvolvidas são semelhantes à estrutura ilustrada na Figura 20. Esta membrana possui duas trilhas metálicas. Uma trilha será usada para aquecer a estrutura e medir a temperatura do aquecimento através da variação da resistência elétrica (Equação 23). E a outra trilha será usada só para medir a temperatura também pela variação da resistência elétrica. Em ambas as trilhas são usados quatro contatos elétricos para medição da resistência, eliminando, assim, resistências de contato. Esta medição é feita inserindo corrente elétrica por dois contatos e medido a tensão nos outros dois, obtendo a resistência pela lei de Ohms. Quatro membranas de diferentes dimensões e diferentes suportes foram desenvolvidas: 2000 μm de comprimento por 500 μm de largura com suportes de 500 μm de comprimento por 50 μm de largura; 1500 μm de comprimento por 500 μm de largura com suportes de 500 μm de comprimento por 50 μm de largura; 1500 μm de comprimento por 500 μm de largura com suportes de 250 μm de comprimento por 50 μm de largura; 400 μm de comprimento por 500 μm de largura com suportes de 500 μm de comprimento por 50 μm de largura. A membrana de 400x500 μm foi feita somente para comparação uma vez que as simulações por elementos finitos mostraram uma distribuição de temperatura não homogênea.

Figura 20. Membrana para medir condutividade térmica pela diferença de temperatura.

Para a medição da condutividade térmica pelo método de condutância térmica, uma membrana como a Figura 21 da foi desenvolvida. Nesta estrutura, somente uma trilha metálica é necessária para o aquecimento e medição da temperatura. Quatro contatos elétricos também foram utilizados neste caso. Quatro membranas de diferentes dimensões e diferentes suportes foram desenvolvidas: 750 X 750 μm com suportes de 300 μm de comprimento por 50 μm de largura; 500 X 500 μm com suportes de 300 μm de comprimento por 50 μm de largura; 500 X 500 μm com suportes de 200 μm de comprimento por 50 μm de

largura; 260 X 300 μm com suportes de 300 μm de comprimento por 50 μm de largura. As diferentes dimensões das membranas são usadas para corroborar os resultados.

Figura 21. Membrana para medir condutividade térmica pela condutância térmica.

3.3 ETAPAS DE FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS

Na Figura 26 são mostradas as etapas de fabricação que serão utilizadas para fabricar as estruturas mencionadas acima. A primeira etapa será a preparação do substrato que envolve:

- Corte do *wafer* de silício cristalino em substratos de 2,5 cm x 2,5 cm
- Marcação dos substratos para identificação das amostras
- Medida da curvatura do substrato sem filme fino para posteriormente obter a tensão mecânica residual medindo a curvatura induzida pelo filme.
- Limpeza do substrato
- Pesagem em balança de precisão para obter a densidade do filme depositado.

Depois, o material a ser estudado (a-SiC:H ou SiO_xN_y) é depositado por PECVD (Figura 22a). Em seguida, o metal (cromo) para a atuação das estruturas é depositado por sputtering (Figura 22b). Além de sua utilização na atuação das estruturas, o filme de cromo também é usado como máscara em plasma de CHF_3 e O_2 , etapa necessária quando o material depositado é o a-SiC:H . A próxima etapa, (Figura 22c) é a fotogração do cromo utilizando a máscara da Figura 23 para definir a geometria do filme fino. Caso o material seja o a-SiC:H a etapa seguinte será a corrosão deste em plasma de CHF_3 e O_2 , caso o material seja o SiO_xN_y , a etapa seguinte será sua corrosão em HF (Figura 22d). Em seguida

será feita a definição das trilhas metálicas utilizando-se a máscara da Figura 24. E finalmente será feita a corrosão em KOH para a liberação das estruturas (Figura 22f).

Figura 22. Processo de fabricação de microestruturas para obtenção das propriedades termo-mecânicas.
a) Deposição de filme fino por PECVD. b) Deposição de cromo por sputtering. c) Fotogravação do cromo para máscara do filme fino. d) Corrosão do filme fino para definição da geometria das estruturas em plasma de CHF_3 e O_2 ou HF. e) Definição da geometria das trilhas metálicas. f) Corrosão do substrato de silício em KOH para liberação das estruturas.

Figura 23. Layout da máscara para definição da geometria das microestruturas.

Figura 24. Layout da máscara para definição das trilhas metálicas das microestruturas.

As máscaras utilizadas neste trabalho foram desenvolvidas para que a dimensão mínima fosse de 20 nm, uma vez que esta é a resolução do processo de fabricação disponível.

3.4 MATERIAIS ESTUDADOS

Neste trabalho, os filmes de carbeto de silício amorfo hidrogenado ($a\text{-SiC:H}$) e oxinitreto de silício (SiO_xN_y) são estudados. Estes materiais foram escolhidos por serem especialmente interessantes para o desenvolvimento de MEMS. Por um lado, o $a\text{-SiC:H}$ é um semicondutor (que pode ser dopado tipo N ou tipo P¹⁹), inerte a soluções químicas (KOH e HF) e possui baixa tensão mecânica residual¹⁸. Por outro lado, o SiO_xN_y é um isolante elétrico, com boa qualidade óptica, também resistente a corrosão em soluções de KOH, porém corroído facilmente em HF. O SiO_xN_y também possui baixa tensão mecânica residual²⁰.

Estes filmes são obtidos utilizando a técnica PECVD, que permite a deposição destes materiais a baixas temperaturas (inferiores a 400°C). Esta técnica consiste na injeção controlada de fluxos de gases em uma câmara previamente evacuada, na qual os gases são ionizados através da aplicação de potência r.f. (13,56 MHz) a duas grades paralelas.

Dependendo da combinação dos gases, fluxos, pressão da câmara, potência e temperatura utilizada, pode-se controlar a composição dos materiais obtidos na deposição. Desta maneira, as pesquisas anteriores com carbetos de silício amorfo hidrogenado foram direcionadas ao estudo das condições de deposição para se obter filmes de $a\text{-Si}_x\text{C}_{1-x}\text{:H}$ estequiométrico ($x \approx 0.5$) com ordem estrutural e química similar à do SiC cristalino¹⁷ e, posteriormente, este material foi utilizado para fabricar microestruturas como cantilever e pontes que foram atuadas termicamente²³.

Entretanto, somente o $a\text{-SiC:H}$ estequiométrico foi utilizado para a fabricação de MEMS, por isso, neste trabalho alguns tipos de $a\text{-SiC:H}$ são estudados, visando analisar a variação das propriedades termo-mecânicas com a variação de composição dos filmes e sua aplicação em MEMS.

Os filmes de $a\text{-SiC:H}$ são obtidos através da mistura gasosa de silana (SiH_4) e metano (CH_4), sempre utilizando 3,6 sccm de silana nas deposições. O fluxo de metano é variado para se obter diferentes concentrações de carbono nos filmes. Por exemplo, um filme depositado com 70% do fluxo total de metano (8,4 sccm) e 3,6 sccm de silana é denominado 3670.

Na Tabela 1 são relacionados todos os materiais estudados até o momento e suas condições de deposição. Também foi estudado o $a\text{-SiC:H}$ estequiométrico que utiliza hidrogênio em sua deposição (3690H).

Tabela 1 – Condições de deposição de filmes de $a\text{-SiC:H}$ por PECVD

Material	3670	3680	3690	3695	3690H
Silana (SiH_4) sccm	3,6	3,6	3,6	3,6	3,6
Metano (CH_4) sccm	8,4	14,4	32,4	68,4	32,4
Hidrogênio (H_2)	-	-	-	-	200
Potência (W)	20	20	20	20	100
Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	320	320	320	320	320

Neste trabalho também será estudado um filme de SiO_xN_y denominado 30/45/30, pois utiliza em sua deposição 30 sccm de óxido nitroso (N_2O), 45 sccm de nitrogênio (N_2) e 30 sccm de silana, a 320°C e 200 W. Somente este filme será estudado, pois, em trabalhos anteriores²⁰, foi determinado que o mesmo possui tensão mecânica residual praticamente nula. Este fator é muito importante para a fabricação de MEMS e para obtenção de filmes com até 10 μm de espessura, utilizados como material de sacrifício na fabricação de estruturas por microusinagem de superfície.

Para a atuação térmica ou eletrostática dos *cantilevers* é necessária a utilização de um filme metálico na estrutura. Neste caso, será utilizado o cromo, por ser de fácil deposição por *sputtering* e por ser inerte a processos químicos de corrosão em KOH e HF, comumente

utilizados na fabricação de MEMS. Na Tabela 2 são listados os parâmetros para a deposição de cromo por sputtering.

Tabela 2 – Condições de deposição de cromo por sputtering.

Material	Cromo
Pressão (mTorr)	2
Fluxo de Argônio (sccm)	15
Potência RF (W)	100
Temperatura (°C)	27

Algumas caracterizações mecânicas, como a tensão mecânica residual e o módulo de elasticidade, também serão feitas nos filmes de cromo por serem importantes para projeto e desenvolvimento de MEMS.

3.4.1 Caracterização

Os filmes de a-SiC:H foram caracterizados para se determinar: sua espessura e taxa de deposição por perfilometria, sua absorção óptica no espectro visível para a obtenção do gap óptico; suas ligações químicas por interferometria no infravermelho (FTIR); e sua composição por Rutherford *Backscattering* (RBS).

Na Tabela 3 são resumidas as medidas obtidas para estes filmes e a Figura 25 mostra os espectros de infravermelho desses materiais. O gap óptico dos materiais é obtido através da banda de absorção do semiconductor utilizando o método de Tauc⁶⁴.

Tabela 3 – Caracterização dos filmes de a-SiC:H – Taxa de deposição, Gap Óptico e Composição

Material	3670	3680	3690	3695	3690H
Taxa de Deposição (nm/min)	6,36	6,09	6,60	6,23	6,49
Gap Óptico (eV)	2,06	2,15	2,30	2,46	2,21
Silício (%)	70,0	55,1	50,5	54,4	42,4
Carbono (%)	22,2	38,1	44,3	42,4	56,1
Oxigênio (%)	7,8	6,8	5,3	3,2	1,45

Analisando estes dados, é possível verificar que a taxa de deposição não varia consideravelmente para os diferentes parâmetros de deposição do a-SiC:H. No entanto, com o aumento do fluxo de metano a composição do material varia, diminuindo a concentração de silício nos filmes e aumentando seu gap óptico.

Figura 25. Espectro de absorção no infravermelho para filmes de a-SiC:H.

A diluição em hidrogênio tem outro fator importante na composição do filme, que é a diminuição do conteúdo de hidrogênio nos filmes. Isto ocorre porque o hidrogênio adicionado ao plasma, durante a deposição, consegue remover do filme o hidrogênio ligado ao silício e ao carbono. Desta forma, a concentração de hidrogênio no filme depositado com diluição de hidrogênio tende a ser menor do que em filmes sem diluição.

Ainda na Figura 1, pode-se observar o aumento do pico em $\sim 780\text{ cm}^{-1}$ (referente a ligações Si-C *stretching*) com o aumento do fluxo de metano. Isto ocorre devido ao aumento da quantidade de ligações Si-C que deve ser maior quando o filme é estequiométrico (3690 - 3695 e 3690H), o que é confirmado pela composição do filme medida por RBS.

4. RESULTADOS: PROPRIEDADES TERMOMECÂNICAS

4.1 MÓDULO DE ELASTICIDADE

Para a obtenção desta propriedade foram utilizados a nanoindentação e a frequência de ressonância de *cantilevers*, como descrito anteriormente.

4.1.1 Nanoindentação

Inicialmente, os materiais tipo 3670, 3680 e 3690 foram indentados em um indentador Vickers (Fisherscope HV100). Para cada amostra foram feitas aproximadamente 8 indentações em regiões diferentes da superfície do filme. Para estas primeiras medidas foi utilizada uma carga de 5 mN. Curvas típicas de indentações em uma mesma amostra (3670) podem ser vistas na Figura 26. É interessante notar que as curvas desta figura são muito similares, o que indica um comportamento homogêneo do filme.

Na Tabela 4 é mostrado um resumo das medidas de indentação destes materiais. O módulo de elasticidade dos filmes obtido pela indentação é uma função do número de Poisson. Na realidade, o valor obtido é $E/(1-\nu^2)$, onde E é o módulo de elasticidade e ν é o número de Poisson. Como o número de Poisson não é conhecido para estes materiais, não se pode obter o módulo de elasticidade diretamente. No entanto, o módulo de elasticidade não é muito diferente do valor de $E/(1-\nu^2)$ obtido por nanoindentação, uma vez que o número de Poisson de um carbeto de silício cristalino é $\nu = 0,16$ ⁶⁵ e, portanto, $(1-\nu^2) = 0.9744$.

Tabela 4 – Medidas de indentação para o a-SiC:H 3670, 3680 e 3690.

Material	Espessura (μm)	Carga (mN)	Profundidade Indentada (μm)	Módulo $E/(1-\nu^2)$ (GPa)	Dureza Vickers (GPa)
3670	0,763	4,981	0,120	95,39±0,60	7.61±0,45
3680	0,731	4,981	0,121	90,16±1,52	7.04±0,24
3690	0,792	4,981	0,129	83,29±1,77	6.43±0,29

Figura 26. Curva típica obtida durante a indentação dos a-SiC:H.

Outro estudo foi realizado utilizando os materiais 3680 e 3690H com espessuras diferentes, visando analisar possíveis variações do módulo de elasticidade em função da espessura do filme (Tabela 5). Nestas medidas, cargas maiores foram utilizadas especialmente para os filmes depositados com diluição de H₂. Isto foi necessário para permitir a obtenção de curvas adequadas para a extração do módulo de elasticidade e da dureza. O módulo de elasticidade do substrato de silício cristalino <100> também foi medido. Foi obtido para o silício cristalino um valor de $E/(1-\nu^2) = 148,34$ GPa, que está dentro dos valores reportados na literatura ⁶⁶.

Tabela 5 – Medida do módulo de elasticidade e da dureza em função da espessura dos filmes de a-SiC:H 3680 e 3690H

Material	Espessura (μm)	Carga (mN)	Profundidade Indentada (μm)	Módulo $E/(1-\nu^2)$ (GPa)	Dureza Vickers (GPa)
3680	0,592	9,982	0,195	97,28±0,76	7,22±0,15
3680	0,988	9,982	0,191	94,67±1,02	7,76±0,14
3680	1,630	9,982	0,211	83,15±1,37	6,93±0,31
3690H	0,771	19,984	0,215	149,89±0,76	15,30±0,19
3690H	1,132	19,984	0,222	145,52±1,01	14,01±0,18
3690H	1,470	19,984	0,221	144,35±4,41	14,31±1,35

É possível verificar um considerável aumento nos valores do módulo de elasticidade e da dureza do material 3690H em comparação com o 3680. Isto pode ser proveniente da redução da concentração de hidrogênio nos filmes depositados com diluição de hidrogênio.

Além disso, é possível verificar um aumento do módulo de elasticidade e da dureza com a diminuição da espessura do filme para aproximadamente a mesma profundidade indentada. Este comportamento pode estar ligado a influências do substrato na medida, uma vez que a profundidade relativa indentada (profundidade indentada dividida pela espessura do filme) varia nos filmes medidos. Por isto, é importante realizar um estudo da dureza (ou módulo de elasticidade) em função da profundidade indentada.

Dependendo da profundidade que o indentador alcança, é possível obter valores de dureza que não são apenas do filme, mas sim, uma combinação do filme e do substrato. A Figura 27 ilustra como varia a dureza do conjunto filme/substrato para um filme com baixa dureza e um substrato com alta dureza, como é o caso do a-SiC:H e o Si. Quando a profundidade indentada relativa é pequena, a dureza medida é a do filme. Ao se aumentar a carga da indentação, a profundidade aumenta e a dureza também aumenta devido à alta dureza do substrato. Assim, é importante saber a carga a ser utilizada na indentação para que não haja efeito do substrato na medida.

Figura 27. Variação da dureza do conjunto filme/substrato em função da profundidade indentada.

Para fazer o estudo da dureza em função da profundidade indentada, a carga do indentador Vickers (Fisherscope HV100) foi variada de 10 mN a 1000 mN para verificar a variação da dureza do filme de a-SiC:H 3680. Na Figura 28 é mostrada a curva obtida para esta amostra. É possível verificar que a dureza varia com a profundidade relativa, porém não é possível determinar que a dureza medida com 10 mN seja a dureza do filme, pois o valor obtido ainda pode ser o valor relativo a uma combinação da dureza do filme e do

substrato. Para se ter certeza de que a dureza medida é somente a do filme, seria necessário utilizar cargas menores, indentando profundidades menores e, assim, verificar que a dureza não varia com estas profundidades menores (correspondente à região “Filme” da Figura 27).

Figura 28. Variação da dureza do conjunto filme/substrato em função da profundidade indentada para um filme de a-SiC:H 3680

Para isso, foram feitas medidas em outro equipamento (Nanodurômetro Hysitron) que permite a variação da carga de 10 mN a 0,01 mN. A Figura 29 mostra valores de módulo de elasticidade e de dureza em função da profundidade relativa indentada. Neste estudo foram realizadas medidas utilizando cargas de 1, 3, 4, 5 e 10 mN. Com a redução da carga e, conseqüentemente, a diminuição da profundidade relativa, não se notou variação significativa nos valores do módulo de elasticidade e da dureza para o a-SiC:H 3695. Assim, verifica-se que ao se medir as amostras com cargas que indentem até 10% da espessura dos filmes de a-SiC:H, pode-se obter a dureza e o módulo de elasticidade destes filmes. Na Tabela 6 é mostrada a média das medidas para o a-SiC:H 3695 para as diferentes cargas e o valor médio para cada propriedade.

Figura 29. Módulo de elasticidade e dureza do a-SiC:H medido para várias cargas e profundidades relativas

Tabela 6 – Medida do módulo de elasticidade e dureza para a-SiC:H 3695 com 2,78 μm de espessura.

Carga (mN)	Profundidade Indentada (μm)	Módulo $E/(1-\nu^2)$ (GPa)	Dureza Vickers (GPa)
1	0,078	74,82±4,06	7,24±1,46
3	0,129	77,48±9,04	7,89
4	0,150	76,18±6,15	7,40±1,05
5	0,177	73,92±6,71	5,94
10	0,236	74,58±2,26	6,49±0,57
Média		75,38±5,08	6,99±1,09

Na Tabela 6, nota-se que o valor do módulo de elasticidade é menor para o a-SiC:H 3695 em relação aos outros filmes medidos neste trabalho, mantendo a tendência de diminuição do módulo de elasticidade com o aumento da concentração de carbono nos filmes.

4.1.2 Frequência de Ressonância

Para a obtenção da frequência de ressonância dos cantilevers e conseqüentemente o módulo de elasticidade, foi utilizado inicialmente a atuação térmica. A seguir, são descritos a montagem experimental e os resultados obtidos.

4.1.2.1 Atuação Térmica

Este foi o primeiro método de atuação analisado, pois foi desenvolvido em trabalhos anteriores²². As estruturas fabricadas para atuação térmica, como visto anteriormente, possuem uma trilha metálica que permite a passagem de corrente sobre a estrutura. A corrente aquece o *cantilever*, devido ao efeito Joule, e movimenta a estrutura devido à diferença de coeficiente de expansão térmica entre o metal e filme fino. Na Figura 30 é ilustrado um *cantilever* utilizado para atuação térmica.

Figura 30. *Cantilever* com trilha metálica para atuação térmica. Dimensões em microns.

Devido à existência da fenda do metal, o modelo analítico para um *cantilever* bilaminar não é mais válido como mostra a análise da Figura 31. Nesta análise, a frequência de ressonância do *cantilever* da Figura 30 foi simulada por elementos finitos (ANSYS). A frequência de ressonância de uma estrutura com as mesmas dimensões, mas com uma camada metálica contínua (bilaminar), também foi simulada e comparada ao cálculo analítico utilizando a Equação 8. Essas estruturas foram simuladas variando-se o módulo de elasticidade do a-SiC:H e mantendo-se as outras propriedades (densidade, número de Poisson e módulo de elasticidade do metal) constantes.

Figura 31. Análise da influência de descontinuidade na camada metálica de um *cantilever* utilizado para atuação térmica.

Através da Figura 31, é possível verificar que o cálculo analítico e a simulação por elementos finitos da estrutura bilaminar são muito similares. No entanto, o modelo analítico não pode ser utilizado para a obtenção do módulo de elasticidade de estruturas atuadas termicamente devido à influência da fenda em sua frequência de ressonância.

Contudo, a utilização da atuação térmica para obtenção da frequência de ressonância é interessante, pois permite atuar estruturas fabricadas por microusinagem de substrato, nas quais a distância entre a estrutura e o substrato é muito grande para atuação eletrostática. No processo de fabricação de microestruturas utilizando microusinagem de substrato (sem *etch-stop*), regiões do substrato são retiradas formando cavidades sob as estruturas. A profundidade destas cavidades é proporcional à largura das estruturas, sendo as cavidades da ordem de 100 a 200 μm . Se o substrato é utilizado como um eletrodo fixo e a estrutura, como um eletrodo móvel, a tensão elétrica necessária para movimentar as estruturas por atração eletrostática seria muito alta (da ordem de centenas de volts), podendo levar ao rompimento do dielétrico (filme de a-SiC:H, neste caso).

Os mesmos filmes de a-SiC:H 3670, 3680, 3690 utilizados na análise de nanoindentação foram utilizados para fabricar *cantilevers* para atuação térmica e eletrostática conforme as máscaras para litografia desenvolvidas anteriormente. Neste caso, os *cantilevers* foram fabricados por micro-usinagem de substrato, inviabilizando a atuação eletrostática.

Para se obter o módulo de elasticidade através da atuação térmica, um *cantilever* de 300 μm de comprimento (outras dimensões vide Figura 30 e espessuras dos filmes vide

Tabela 7) foi simulado por elementos finitos. Da simulação, obtém-se a frequência de ressonância para diferentes valores de módulo de elasticidade. Simulações foram feitas para três tipos de a-SiC:H, cada um com espessura diferente. Foram utilizados dados da literatura ²⁹ para a densidade do carbeto de silício e cromo (3,0 e 7,2 g/cm³), módulo de elasticidade do cromo (180 GPa) e número de Poisson para os dois materiais (0,16 e 0,3 para o a-SiC:H e cromo, respectivamente). As curvas simuladas para *cantilevers* dos três tipos de a-SiC:H são vistas na Figura 32a.

Tabela 7– Espessuras do a-SiC:H e cromo utilizados nas simulações por elementos finitos.

Material	Espessura (μm)	Filme de Cromo (μm)
3670	0,763	0,34
3680	0,731	0,35
3690	0,792	0,30

Figura 32. (a) Simulação por elementos finitos da frequência de ressonância de *cantilevers* de 300 μm fabricados com espessuras referentes às dos filmes de a-SiC:H 3670, 3680 e 3690. (b) Simulação da frequência de ressonância de *cantilevers* com comprimentos variados.

Na Figura 32b é mostrado por simulação de elementos finitos, que a frequência de ressonância mantém a relação proporcional a $1/L^2$ para *cantilevers* com trilha metálica para atuação térmica. Por isso, para estes *cantilevers* ainda é possível utilizar a regressão linear para reduzir erros de medida, utilizando grupos de *cantilevers* com diferentes comprimentos, obtendo a inclinação da reta de $1/L^2$ vs. f_r .

A inclinação de uma curva experimental similar a da Figura 32b é utilizada para obter-se a frequência de ressonância de um *cantilever* de 300 μm de comprimento. Essa frequência é então utilizada na Figura 32a para se obter o módulo de elasticidade.

A frequência de ressonância dos *cantilevers* é determinada opticamente, utilizando o movimento dos *cantilevers* para modular um *laser* He-Ne. O *laser* é projetado por uma fibra

óptica sobre um *cantilever* que é atuado eletricamente com uma onda quadrada. Ao passar corrente pelo *cantilever*, este se aquece e movimenta-se para baixo, para dentro da cavidade de silício. Ao cortar a corrente, o *cantilever* estria voltando à posição inicial. Desta forma é possível modular o laser com o *cantilever* e sua reflexão pode ser captada por um fototransistor que é posicionado a 30-40 cm da amostra. As pequenas variações da intensidade luminosa causada pela movimentação do *cantilever* são amplificadas pelo caminho óptico que a luz percorre até alcançar o detector, podendo, assim, serem facilmente captadas e analisadas em um osciloscópio. Na Figura 33 é ilustrada a montagem experimental da medida.

Figura 33. Montagem experimental para determinação da frequência de ressonância de *cantilevers*.

As estruturas utilizadas para atuação térmica podem ser vistas na Figura 34, que mostra fotografias do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Grupos similares de *cantilevers* de 100 a 700 μm de comprimento com estruturas de a-SiC:H e cromo (com fenda) são utilizados em todas as medidas. Na Figura 34, que apresenta estruturas de a-SiC:H 3695, nota-se que os *cantilevers* mais compridos estão levemente envergados para dentro da cavidade. Isso ocorre devido ao gradiente de tensão mecânica existente neste filme e que será comentado detalhadamente nos resultados sobre a tensão mecânica residual (seção 4.2.2). Também se pode ver nos *cantilever* que possuem um filme de cromo que o envergamento é mais intenso.

Figura 34. Grupo de *cantilevers* de a-SiC:H 3695 para atuação térmica. Estruturas de a-SiC:H e a-SiC:H com cromo (com fenda) com comprimento de 100 a 700 µm.

Como os *cantilever* são atuados termicamente, com o aumento da frequência da onda quadrada aplicada, a amplitude do movimento do *cantilever* diminui, uma vez que a movimentação é proveniente do aquecimento e resfriamento da estrutura e o tempo deste aquecimento e resfriamento não é tão rápido. A observação da transformada rápida de Fourier (FFT) do sinal no osciloscópio auxilia na detecção da frequência de ressonância do *cantilever* que ocorre no momento em que a amplitude atinge um máximo e a fase muda 90 graus.

Na Figura 35a é mostrada a variação da amplitude do sinal da FFT no osciloscópio em função da frequência de atuação para três *cantilevers* de comprimentos diferentes fabricados com a-SiC:H 3690. Observa-se que para uma determinada faixa de frequências há um aumento da amplitude do sinal da FFT, sendo a ressonância determinada pelo valor máximo nesta faixa.

Devido ao amortecimento da vibração do *cantilever*, causado principalmente pelo ar, a frequência de ressonância observada na medida é, na realidade, um pouco menor que a frequência de ressonância real. No entanto, de acordo com Petersen ²⁹, o erro proveniente desta redução é inferior a 1,5 %, não sendo significativo, uma vez que incertezas resultantes da medida de espessura são maiores que esse valor. Assim, a influência do amortecimento não será considerada no cálculo do módulo de elasticidade.

Figura 35. (a) Variação da amplitude do sinal do fototransistor na frequência de ressonância para *cantilevers* de 200, 300 e 400 μm de a-SiC:H 3690. (b) Frequência de ressonância para *cantilevers* de vários comprimentos do a-SiC:H 3670.

Na Figura 35b é mostrada a medida experimental da frequência de ressonância para seis grupos de *cantilevers* fabricados com o a-SiC:H 3670. Para cada grupo, foi realizada uma regressão linear para se obter uma reta que melhor se ajusta aos pontos experimentais. Como dito anteriormente, através dessa reta foram obtidos valores de frequência para um *cantilever* de 300 μm de comprimento, permitindo assim, a obtenção do módulo de elasticidade através das curvas da Figura 32a, uma vez que estas foram simuladas para estruturas de 300 μm de comprimento.

Na Tabela 8 é listada a frequência de ressonância corrigida (pela regressão linear) e o módulo de elasticidade para os seis grupos de *cantilevers* de a-SiC:H 3670. É possível verificar que o módulo de elasticidade calculado não varia consideravelmente entre os grupos, mostrando uma pequena variação em diferentes regiões da amostra.

Tabela 8 – Variação do módulo de elasticidade do a-SiC:H 3670

	Grupo 1	Grupo 2	Grupo 3	Grupo 4	Grupo 5	Grupo 6	Média
Frequência de ressonância (300 μm)	9.98	9.79	9.76	9.61	10.53	9.64	9.79
Módulo de Elasticidade (GPa)	21.68	20.60	20.42	19.64	24.93	19.78	20.60 ± 1.9

A variação do módulo de elasticidade para as estruturas de a-SiC:H 3680 e 3690 também foi pequena e os valores médios são mostrados na Tabela 9.

Tabela 9 – Valores médios do módulo de elasticidade do a-SiC:H 3670, 3680 e 3690

Material	Módulo de Elasticidade, E (GPa)
a-SiC:H 70%	20.60 ± 1.8
a-SiC:H 80%	30.64 ± 2.8
a-SiC:H 90%	35.58 ± 3.2

Comparando os módulos de elasticidade obtidos por nanoindentação e por ressonância com *cantilevers* atuados termicamente, nota-se uma grande disparidade entre os valores. Além disso, nas medidas por nanoindentação, o módulo de elasticidade diminui com o aumento da concentração de carbono, enquanto nas medidas por ressonância, o módulo aumenta.

Alguns fatores podem ser responsáveis por essa discrepância obtida entre as medidas. Por exemplo, os valores de densidade e do número de Poisson para os filmes de a-SiC:H e cromo e do módulo de elasticidade do cromo, utilizados nas simulações, foram retirados da literatura e podem não refletir os valores corretos para os filmes utilizados, resultando na obtenção de valores de E menores que os valores reais. Ainda, é possível que a densidade dos diferentes filmes de a-SiC:H não seja a mesma, uma vez que sua composição varia com a concentração do metano nas deposições. Isto pode causar uma mudança no comportamento do módulo de elasticidade em função da concentração de carbono que aumenta nas medidas por frequência de ressonância e diminui para medidas por nanoindentação. Por outro lado, como mencionado anteriormente, as medidas de nanoindentação para os filmes em questão foram feitas com cargas altas e não permitiram determinar precisamente os módulos de elasticidades desses filmes, que podem ser menores que os medidos.

Assim, a metodologia para determinar a frequência de ressonância de *cantilevers* atuados termicamente se mostrou adequada, de fácil execução, utilizando montagem experimental simples e permitindo a obtenção do módulo de elasticidade (ainda que neste caso as medidas não sejam condizentes com as medidas por nanoindentação) para estruturas fabricadas por micro-usinagem de substrato. No entanto, a obtenção das curvas de E vs f_r por simulação de elementos finitos requerem um tempo computacional longo e é necessário obter uma curva específica para cada amostra.

4.1.2.2 Atuação Eletrostática

Com o intuito de eliminar a fenda da camada metálica e utilizar o cálculo analítico, sem necessidade de simulação por elementos finitos para obtenção do módulo de elasticidade, estruturas foram fabricadas para serem atuadas eletrostaticamente.

A atuação eletrostática dos *cantilevers* é obtida aplicando tensão elétrica entre o substrato e a camada metálica do *cantilever*. Como o *cantilever* é uma estrutura móvel, ele é

atraído em direção ao substrato com a presença de um campo elétrico. No entanto, é necessário que a distância entre o substrato e *cantilever* seja pequena (5-10 μm), para que tensões baixas sejam utilizadas.

Por exemplo, para movimentar um *cantilever* aproximadamente 4 μm são necessários aproximadamente 16 V para eletrodos separados por 10 μm . Se a distância entre os eletrodos aumentasse de 10 μm para 100 μm , a tensão necessária para movimentar 4 μm o mesmo *cantilever* seria de aproximadamente 250 V. Por isso, o controle da distância que separa os eletrodos é importante e pode ser feito com precisão. Além disso, não há necessidade da utilização de uma fenda na camada metálica, permitindo o cálculo do módulo de elasticidade utilizando as Equação 8 e Equação 9.

No entanto, o método de fabricação utilizado anteriormente não permite a obtenção de *cantilevers* com pequenas separações entre a estrutura e o substrato. Por isso, os cantilevers para atuação eletrostática são fabricados por micro-usinagem de superfície.

Na técnica de microfabricação por superfície, a espessura do filme sacrificial, que pode ser controlada com precisão de dezenas de nanômetros, é responsável por determinar a separação entre o *cantilever* e o substrato. O SiO_xN_y depositado por PECVD e utilizado neste trabalho como material sacrificial permite obter espessuras de até 10 μm .

Neste trabalho, os *cantilevers* fabricados para atuação eletrostática utilizaram as mesmas máscaras para litografia que os *cantilever* fabricados por microusinagem de substrato. As máscaras e as estruturas são ilustradas na Figura 23 e na Figura 24. O processo de fabricação das estruturas por microusinagem de superfície é ilustrado na Figura 36.

Figura 36. a) substrato de silício {100}. b) Deposição de 0,2 μm de cromo por sputtering. c) Deposição de SiO_xN_y por PECVD (10 μm). d) Deposição de a-SiC:H por PECVD (1 μm). e) Deposição por *sputtering* e fotogravação do cromo (0,3 μm). f) Corrosão do a-SiC:H por RIE. g) Fotogravação do cromo para formar contatos elétricos. h) Corrosão do SiO_xN_y em DLV.

Uma das grandes vantagens deste processo de fabricação é a ausência de degraus, pois estes podem comprometer a continuidade elétrica da camada metálica e reduzir a resistência mecânica das estruturas. Estruturas fabricadas por microusinagem de superfície utilizam um material sacrificial que define a região autosustentada do filme estrutural. Classicamente, o material sacrificial tem sua geometria definida antes da deposição do filme estrutural, resultando em um degrau na estrutura, como mostra a Figura 37a. No processo utilizado aqui, o filme sacrificial não tem sua geometria definida, formando uma camada contínua que é corroída (*under-etch*) somente nas regiões desejadas para liberar as estruturas. Neste processo, o material sacrificial não é totalmente removido (Figura 37b).

Figura 37. Micro-usinagem de superfície. a) Topologia clássica. b) Topologia utilizada neste trabalho.

A existência de um degrau pode resultar na falta de conformidade na deposição do filme estrutural e metálico, que não possuem a mesma taxa de deposição em paredes verticais. Um filme mais fino na região do degrau pode levar à falta de continuidade elétrica da camada metálica e a uma estrutura mais frágil de forma geral.

As estruturas da Figura 38 foram fabricadas por microusinagem de superfície, utilizando o a-SiC:H 3680. Na Figura 38 é mostrado um grupo de *cantilevers* simples intercalados com *cantilevers* bilaminares. Observando a figura, pode-se verificar que o processo de fabricação é viável, permitindo a obtenção de estruturas autosustentadas de a-SiC:H, utilizando o SiO_xN_y como material sacrificial e cromo como metalização. Nessa

figura, nota-se que os cantilevers bilaminares estão curvados para cima. Isto ocorre devido a elevada tensão residual do filme de cromo, como será visto adiante.

Figura 38. Cantilevers simples e bilaminares de a-SiC:H 3680 e cromo.

Os *cantilevers* simples estão levemente curvados para cima, para longe do substrato, devido ao gradiente de tensão mecânica como explicado anteriormente. Já os *cantilevers* bilaminares estão bastante envergados para cima, devido ao filme de cromo. Na fabricação destas estruturas foi utilizado um filme de cromo com $0,3\ \mu\text{m}$ de espessura. No entanto, filmes mais finos podem ser utilizados, diminuindo, assim, a influência deste filme na curvatura do *cantilever*. Como visto, uma separação muito grande entre o *cantilever* e o substrato requer altas tensões para movimentar as estruturas, por isso a deformação causada pelo filme de cromo não é desejada. Apesar disso, é possível atuar os cantilevers eletrostaticamente, porém tensões elétricas mais elevadas são necessárias.

A atuação periódica das estruturas é feita aplicando uma onda quadrada, utilizando um circuito elétrico igual ao da Figura 39. Desta forma, é possível aplicar uma onda quadrada com até 200 V de amplitude, controlada por um gerador de funções.

Figura 39. Circuito elétrico para atuação da cerâmica eletrostática.

A movimentação dos *cantilevers* é medida opticamente, da mesma forma como foi feito para os cantilevers atuados termicamente e ilustrado na Figura 33.

Na Figura 40, é possível visualizar a oscilação de um *cantilever* quando atuado eletrostaticamente com uma onda quadrada. Esta figura mostra a tensão aplicada aos eletrodos e a tensão elétrica do fototransistor proveniente da movimentação da estrutura. Ainda nesta figura, pode-se ver a resposta típica de um *cantilever* atuado com baixa frequência (200 Hz). Com esta frequência é possível observar claramente a resposta do *cantilever* em 200 Hz, mas observa-se também, sobreposta a esta frequência, oscilações de aproximadamente 2,5 kHz (para um *cantilever* de 700 μm de comprimento) provenientes da frequência de ressonância do *cantilever*.

Na realidade, notam-se duas oscilações distintas com frequências similares na tensão do fototransistor, que estão sobrepostas à frequência de atuação do *cantilever*. A frequência dessas oscilações é independente da frequência de atuação do *cantilever* e sempre se mantém constante. A oscilação com maior amplitude é a frequência de ressonância do *cantilever*, pois nesta situação a força aplicada ao *cantilever* é retirada e a estrutura oscila livremente. A oscilação com menor amplitude possui uma frequência ligeiramente maior que a outra. Nessa situação, o *cantilever* tende a oscilar na frequência de ressonância, mas a atração eletrostática continua a exercer força na estrutura, diminuindo a amplitude desta oscilação e aumentando ligeiramente sua frequência. Por exemplo, um *cantilever* de 600 μm de comprimento de a-SiC:H 3680 possui frequência de ressonância de 3,22 kHz, enquanto a outra oscilação, durante a aplicação da força eletrostática, possui frequência de 3,27 kHz.

Figura 40. Observação das oscilações causadas pela aplicação de força eletrostática em degrau em *cantilevers* fabricados por micro-usinagem de superfície.

Na Figura 41 são mostradas em detalhe as oscilações da frequência de ressonância de um *cantilever* de 450 μm de a-SiC:H 3680. O amortecimento dos *cantilevers* é pequeno, permitindo vários ciclos de oscilação, como pode ser visto na Figura 41.

Figura 41. Oscilações na frequência de ressonância de um *cantilever* de 450 μm de comprimento.

Cantilevers fabricados por microusinagem de superfície atuados eletrostaticamente foram produzidos com intenção de simplificar a obtenção do módulo de elasticidade, eliminando a etapa de simulação por elementos finitos e aplicando os modelos analíticos. Diferentemente da atuação térmica, que aquece e deixa a estrutura esfriar para possibilitar o

movimento, a força eletrostática aplicada através de uma tensão elétrica entre a estrutura e o substrato é praticamente instantânea, dependendo somente da rampa de subida do gerador de função. Quando uma onda quadrada é aplicada entre os eletrodos (substrato e cantilever), uma força eletrostática é aplicada à estrutura em forma de degrau, o que faz o cantilever vibrar em sua frequência de ressonância.

Classicamente, a ressonância de *cantilevers* é obtida fazendo uma varredura na frequência de atuação e observando a amplitude do seu movimento. A ressonância é determinada pelo aumento da amplitude do movimento e pela mudança de fase (em 90°) da movimentação do *cantilever* em relação à tensão de atuação. A utilização das oscilações na frequência de ressonância provenientes da aplicação da força eletrostática em forma de degrau pode ser considerada uma contribuição original deste trabalho, pois simplifica a determinação da frequência de ressonância de um *cantilever*, eliminando a necessidade de varrer a frequência de atuação para determinar o máximo do aumento de sua amplitude.

Para facilitar a determinação da frequência de ressonância utilizando as oscilações descritas acima (semelhantes às da Figura 40), foi elaborada uma rotina em MatCad que permite, a partir das curvas de oscilação para cada *cantilever* de comprimento diferente, obter a inclinação da reta de correção da curva de $1/L^2$ vs f_r e com isso, o módulo de elasticidade para o filme. A Figura 42 mostra a curva de $1/L^2$ vs f_r para um grupo de *cantilevers* de a-SiC:H 3680, que foi obtida utilizando a rotina desenvolvida em MatCad.

Figura 42. Valores da frequência de ressonância para *cantilevers* de a-SiC:H 3680 e inclinação, u , da reta da regressão linear.

Assim como pelo método de atuação térmica de *cantilevers*, o módulo de elasticidade também não pode ser determinado com precisão por este método, por causa

das incertezas relacionadas às propriedades do filme de cromo. Entretanto, ao se aplicar uma onda quadrada às estruturas de a-SiC:H 3680 e cromo (bilaminares), notou-se que as estruturas vizinhas, feitas somente de a-SiC:H 3680 sem cromo (simples), também foram atraídas em direção ao substrato. Essa movimentação inesperada ocorre, supostamente, devido a cargas presas dentro do a-SiC:H que são atraídas pelo potencial elétrico aplicado ao substrato. O estudo das causas desse fenômeno é de grande interesse, pois permite a movimentação de estruturas isolantes sem a utilização de um filme metálico.

Especialmente para a determinação do módulo de elasticidade, a possibilidade de movimentar estruturas de a-SiC:H sem a presença do cromo é providencial, pois elimina incertezas (módulo de elasticidade, número de Poisson e densidade) relacionadas a este filme metálico.

Dessa maneira, as frequências de ressonância dos *cantilevers* sem cromo, atuados eletrostaticamente, foram medidas e seu módulo de elasticidade calculado. Na Figura 43 é mostrada a frequência de ressonância de um grupo de *cantilevers* de a-SiC:H 3680 (1,12 μm de espessura) que foi determinada analisando as oscilações provenientes da atuação eletrostática.

Figura 43. Valores da frequência de ressonância para *cantilevers* de a-SiC:H 3680 sem cromo, inclinação da reta de regressão linear u e módulo de elasticidade E .

A inclinação da reta, u , foi obtida por regressão linear. Para diminuir as incertezas no cálculo do módulo de elasticidade, a densidade do filme de a-SiC:H 3680 foi determinada

através da pesagem do substrato antes e depois da deposição do filme. Sabendo a área do substrato e a espessura do filme (medida por perfilometria), foi possível calcular a densidade para duas amostras diferentes. O valor médio da densidade obtida para este filme foi de $2,42 \text{ g/cm}^3$ e o módulo de elasticidade calculado a partir da Equação 7. O módulo de elasticidade calculado para o a-SiC:H utilizando esta metodologia foi de $101,42 \text{ GPa}$ para este grupo de *cantilevers*.

Devido a características inerentes ao processo de fabricação, que utiliza um material sacrificial (SiO_xN_y), as estruturas fabricadas não estão ancoradas diretamente ao substrato, como são as estruturas fabricadas por micro-usinagem de substrato. Os *cantilevers* fabricados por este processo são presos a uma membrana de a-SiC:H proveniente do *under-etching* realizado para remover o SiO_xN_y sacrificial e esta membrana é ancorada ao substrato. Por este motivo, simulações por elementos finitos foram feitas para verificar a influência desta membrana na frequência de ressonância dos *cantilevers*.

A Figura 44 ilustra um *cantilever* preso à membrana e um *cantilever* preso diretamente ao substrato, bem como suas respectivas frequências de ressonância. Simulações foram feitas para um *cantilever* de $1,12 \text{ }\mu\text{m}$ de espessura, $100 \text{ }\mu\text{m}$ de largura e $300 \text{ }\mu\text{m}$ de comprimento, com membrana de $40 \text{ }\mu\text{m}$, módulo de elasticidade com valor aleatório de 100 GPa , densidade de $2,42 \text{ g/cm}^3$ e número de Poisson de $0,16$.

Figura 44. Comparação da frequência de ressonância de: (a) um *cantilever* preso a uma membrana ancorada ao substrato; (b) um *cantilever* ancorado diretamente ao substrato.

Como pode ser visto na figura acima, as frequências de ressonância são bem distintas, não permitindo a obtenção do módulo de elasticidade de maneira direta (aplicando o modelo analítico). Seria possível, através de simulações por elementos finitos, utilizar a mesma metodologia aplicada aos *cantilevers* para atuação térmica, porém seria necessária a simulação de *cantilevers* de cada amostra a ser medida, caindo no mesmo problema encontrado nas medidas por atuação térmica: tempo computacional.

Em suma, a determinação da frequência de ressonância utilizando as oscilações provenientes da aplicação de força eletrostática em forma de degrau se mostrou um método muito simples e fácil, eliminando a necessidade de varrer a frequência de atuação a procura da frequência de ressonância. Por outro lado, a técnica de fabricação por usinagem de superfície, utilizada neste trabalho, não é adequada para se obter *cantilevers* que permitam a obtenção do módulo de elasticidade de forma direta e simples. A atuação eletrostática pode ser utilizada para *cantilevers* que são ancorados diretamente ao substrato, como os obtidos por micro-usinagem de substrato. No entanto, é necessária a utilização de um *etch-stop* para interromper a corrosão do substrato, controlando a distância entre o substrato e o *cantilever*. A utilização de uma lâmina SOI seria adequada para tal finalidade, pois o óxido enterrado da lâmina funcionaria como *etch-stop*.

4.1.2.3 Atuação Piezoelétrica

Visto que os dois métodos de atuação anteriores não possibilitaram a obtenção do módulo de elasticidade de forma direta, procuraram-se alternativas a esses métodos de atuação. Uma possibilidade encontrada foi a utilização de dispositivos piezoelétricos. Neste caso, o substrato inteiro é montado sobre um disco de cerâmica piezoelétrica de baixo custo (R\$1,00), obtida comercialmente e que é normalmente utilizado como autofalante em miniatura. Este dispositivo piezoelétrico possibilita pequenos deslocamentos na direção axial do disco, proporcionais ao campo elétrico aplicado entre suas duas superfícies. Assim, aplicando uma onda quadrada ao piezoelétrico, obtém-se uma força em forma de degrau. Uma vez que o substrato é montado sobre o piezoelétrico, este também sofre ação da força em degrau, como os *cantilevers*.

Devido à vibração do piezoelétrico, é necessário colar o substrato para que este não se desloque durante a medida. Neste trabalho, foi utilizado um líquido corretivo para canetas (liquid paper), solúvel em água, aplicado às bordas da amostra, possibilitando sua fácil remoção.

A resposta dinâmica dos *cantilevers* é obtida como anteriormente, incidindo um *laser* sobre o *cantilever* e captando sua reflexão com um fototransistor conectado a um osciloscópio. A tensão aplicada ao piezoelétrico pode variar de 30 a 80 V. No entanto, não é possível gerar uma onda quadrada com este nível de tensão com um gerador de funções convencional. É necessário um circuito elétrico específico para modular uma fonte de tensão contínua que forneça ao menos 80 V (neste trabalho foi utilizada uma fonte de corrente contínua de 0-200 V). A Figura 39 mostra o circuito utilizado para se obter uma onda quadra de 0 a 200 V.

Na Figura 45 é ilustrada a montagem experimental utilizada para efetuar essa medida.

Figura 45. Montagem experimental par atuar *cantilevers* utilizando cerâmica piezoelétrica.

Utilizando a montagem experimental apresentada, é possível aplicar uma força em forma de degrau a todas as estruturas da amostra ao mesmo tempo, tanto aos *cantilevers* bilaminares (a-SiC:H e cromo), quanto aos *cantilevers* simples (a-SiC:H), permitindo a obtenção da frequência de ressonância para ambas as estruturas.

Na Figura 46 são mostradas imagens do microscópio eletrônico de varredura dos *cantilevers* bilaminares e simples que foram utilizados nesta medida.

Figura 46. Estruturas bilaminares e simples de a-SiC:H 3695

Na Figura 47 são mostradas as medidas experimentais de $1/L^2$ vs. f_r para *cantilevers* bilaminares e simples de a-SiC:H 3695. Utilizando a Equação 7 e a inclinação da reta de regressão linear das medidas experimentais dos *cantilevers* simples de a-SiC:H 3695,

obtém-se o módulo de elasticidade deste material. O módulo de elasticidade deste grupo específico de *cantilevers* é de $E = 98,67$ GPa. Utilizando este resultado, a inclinação da reta para os *cantilevers* bilaminares e a Equação 8 e a Equação 9, obtém-se o módulo de elasticidade do filme de cromo. O valor obtido para o filme de cromo é de 285,64 GPa. Este valor foi calculado considerando a densidade do cromo igual a $7,2$ g/cm³ e sua espessura de $0,80$ μ m, medido por perfilometria.

Figura 47. Medidas experimentais para obtenção da frequência de ressonância de *cantilevers* simples e bilaminares fabricados com a-SiC:H 3695, inclinação da reta de correção das medidas e módulo de elasticidade do a-SiC:H e cromo.

A espessura do filme de a-SiC:H 3695, medida por perfilometria, foi de $2,4$ μ m. No entanto, medidas utilizando o microscópio eletrônico de varredura (Figura 48) mostraram que, na realidade, a espessura do filme é de $2,78$ μ m. Esta discrepância entre as medidas de espessura pode estar relacionada à máscara mecânica utilizada para obtenção de um degrau (substrato – filme) na medição da espessura por perfilometria. Utiliza-se uma máscara mecânica (pedaço de silício cristalino) sobre o substrato de silício durante a deposição de a-SiC:H por PECVD. Na região da máscara mecânica o filme não é depositado, formando o degrau utilizado na medida. Porém, a existência dessa máscara pode influenciar o crescimento do filme nas regiões próximas a ela (efeito de borda), reduzindo a taxa de deposição nesta região, que é justamente a região medida por perfilometria. Isso não acontece na medida por microscopia eletrônica, pois a amostra é clivada ao meio e seu perfil analisado, como mostra a Figura 48. Desta maneira, pode-se obter uma medida precisa da espessura dos filmes de a-SiC:H. Já a medida do cromo por perfilometria pode ser considerada adequada, uma vez que o degrau utilizado na medida foi

obtido por processo de fotogração, descartando a necessidade de utilização de máscara mecânica durante a deposição de cromo.

Figura 48. Medida da espessura do a-SiC:H 3695 por microscopia eletrônica de varredura.

As medidas apresentadas na Figura 47 foram feitas apenas para um grupo de *cantilevers* simples. Porém, em cada amostra existem 14 grupos de *cantilevers* simples passíveis de se obter seu módulo de elasticidade, o que permite um mapeamento deste em toda a amostra.

Na Figura 49 é mostrada a frequência de ressonância de todos os *cantilevers* medidos para todos os 14 grupos de *cantilevers* simples. Também pode ser observada a reta obtida através da regressão linear da média das frequências de ressonância para cada comprimento de *cantilever*. Nota-se que o desvio do valor médio é pequeno para todas as frequências medidas, mostrando homogeneidade do material em espessura, densidade e módulo de elasticidade.

Figura 49. Medidas experimentais de ressonância de 14 grupos de *cantilevers* simples fabricados com a-SiC:H 3695.

A localização de cada grupo na amostra pode ser vista na Figura 50, assim como os valores da inclinação da reta de correção das medidas experimentais para cada grupo e seus respectivos valores do módulo de elasticidade. O valor médio do módulo de elasticidade para o a-SiC:H 3695 foi obtido pela média aritmética dos valores obtidos para cada grupo de *cantilevers*. O desvio padrão (3,5 GPa) mostra que o filme é homogêneo com pequenas variações no valor calculado do módulo de elasticidade. Estas variações não são necessariamente mudanças do módulo de elasticidade do filme, mas podem estar relacionadas a variações da espessura do filme, da geometria das estruturas ou da densidade do filme.

A medida do módulo de elasticidade a partir da frequência de ressonância de *cantilevers* atuados piezoelectricamente, mostrou-se fácil, simples e precisa. Os valores obtidos (91,0 GPa) são comparáveis aos obtidos por nanoindentação para esse material. Além disso, foi possível obter o módulo de elasticidade do filme de cromo medindo as estruturas bilaminares. Os resultados obtidos pela atuação eletrostática apresentaram valores próximos (~101 GPa) aos obtidos com a atuação piezoeletrica. Porém, os resultados obtidos pela atuação térmica (de 20 a 35 GPa) apresentaram grande disparidade, provavelmente devido a combinação de fatores mencionados anteriormente.

Figura 50. Mapeamento do módulo de elasticidade utilizando os 14 grupos assinalados. Valores de inclinação das retas (u) de correção das medidas experimentais e de módulo de elasticidade obtido para cada grupo de *cantilever* de a-SiC:H 3695.

A mesma metodologia utilizada na obtenção do módulo de elasticidade do a-SiC:H foi empregada para a extração do módulo de elasticidade do SiO_xN_y . A Figura 51 mostra as medidas da frequência de ressonância de quatro grupos de *cantilevers*. O módulo de elasticidade de 42,2 GPa foi calculado utilizando a densidade de 2.19 g/cm^{-3} , baseado em trabalhos anteriores em que a densidade deste material foi medida utilizando-se um método de flotação⁶⁷.

Figura 51. Medidas experimentais para obtenção da frequência de ressonância de *cantilevers* simples de SiO_xN_y

4.2 TENSÃO MECÂNICA RESIDUAL

A tensão mecânica residual nesse trabalho é medida pela curvatura do substrato e pela curvatura de *cantilevers*. Os resultados obtidos utilizando as duas técnicas serão descritos a seguir.

4.2.1 Curvatura do Substrato

Nesse trabalho, a curvatura do substrato é medida utilizando-se a alavanca óptica ilustrada na Figura 52. No entanto, foi desenvolvido posteriormente às medidas relatadas a seguir, um método que facilita a medida e permite a obtenção da tensão mecânica residual do filme com maior precisão, vide apêndice 1.

Figura 52. Medida da curvatura do substrato utilizando uma alavanca óptica. (a) Posição 1. (b) Posição 2.

Inicialmente, na posição 1 (Figura 52a), um laser HeNe é incidido na amostra no ponto X₁. O laser é refletido pelo substrato e incide em um anteparo após percorrer o caminho óptico, L, a 15,81 metros de distância. Então, na posição 2 (Figura 52b), a amostra é deslocada uma distância X para que o laser incida no ponto X₂. Novamente, o laser reflete no substrato, incidindo no anteparo no ponto Y₂. A distância entre X₁ e X₂ é igual a Da e o raio de curvatura, R, da amostra é dado pela Equação 26, que é derivada no apêndice 2.

$$R = 2L \frac{X}{Da} \quad \text{Equação 26}$$

Na Tabela 10 podem ser vistas as medidas de tensão mecânica residual pela curvatura do substrato para os filmes de a-SiC:H 3670, 3680, 3690, 3695 e 3690H, SiO_xN_y 30/45/30 e cromo. Nessa tabela, também se encontram os valores do raio de curvatura do substrato antes (R_i) e depois (R_f) da deposição dos filmes. Lembrando que o valor negativo de tensão mecânica é referente a uma tensão compressiva, enquanto o valor positivo refere-se a uma tensão tensiva. Nessas medidas foi utilizado um valor de $E/(1-\nu^2)$ igual a 180,5

GPa ⁶⁸ e espessura do substrato de 406 μm , medida com um micrômetro. O valor da tensão mecânica residual foi calculado utilizando-se a Equação 12.

Tabela 10 – Medidas de tensão mecânica residual pela curvatura do substrato.

Material	Espessura (μm)	R_i (m)	R_f (m)	Tensão Mecânica (MPa)
a-SiC:H 3670	0,763	39,95	-33,58	-356
a-SiC:H 3680	1,630	92,55	-18,97	-299
a-SiC:H 3690	0,792	474,3	-67,16	-93
a-SiC:H 3695	2,78	24,96	284,58	-65
a-SiC:H 3690H	0,771	-210,8	-3,61	-1750
SiO_xN_y 30/45/30	9,79	677,57	4,52	111
Cromo	0,264	-16,71	-98,37	930

É interessante notar a tendência de redução da tensão mecânica do a-SiC:H com o aumento da concentração de carbono nos filmes, sendo o 3695 o filme com menor tensão mecânica residual. Cinco amostras foram medidas para este filme e um valor médio de -69 MPa com desvio padrão de 23 MPa foi obtido. Este valor da tensão mecânica para o a-SiC:H 3695 pode ser considerado baixo, especialmente quando comparado ao a-SiC:H 3690H. Nota-se que a existência de um conteúdo maior de hidrogênio nos filmes auxilia na redução da tensão neste material.

O filme de SiO_xN_y também apresentou valor de tensão mecânica baixa (considerando as deformação das estruturas fabricadas posteriormente), porém, em trabalhos anteriores, foi observado que este material possuía valores próximos de zero e, justamente por isto, este filme foi escolhido para ser utilizado neste trabalho. No entanto, as medidas anteriores foram feitas com filmes de até 2 μm de espessura. Neste trabalho, o SiO_xN_y é utilizado como material de sacrifício na fabricação de estruturas para atuação eletrostática. Por isso, é importante saber a tensão mecânica de filmes mais espessos, com até 10 μm , pois esta pode variar com a espessura do filme. Apesar de não apresentar valor de tensão mecânica próximo a zero, como anteriormente, o valor de 111 MPa pode ser considerado baixo e não influencia a obtenção de filmes de SiO_xN_y com até 10 μm . Estes filmes não apresentaram trincas ou descolamento do substrato que são efeitos de tensões mecânicas elevadas em filmes finos.

Nos resultados de tensão mecânica residual, nota-se que o filme de cromo possui uma tensão tensiva alta. Este resultado é corroborado pelo fato de alguns filmes de cromo apresentaram trincas e descolamento do substrato durante o processamento e fabricação de microestruturas. Seria interessante para o desenvolvimento de MEMS estudar condições de deposição do cromo por *sputtering* para obtenção de filmes com menor tensão mecânica residual.

Na Tabela 11 é mostrado um estudo da tensão mecânica residual de filmes de a-SiC:H 3680 e 3690H em função da espessura. Observa-se uma variação da tensão, porém, sem relação direta com a espessura. Esta variação pode estar relacionada a erros na medida da espessura dos filmes, que foi feita por perfilometria utilizando-se um degrau obtido com máscara mecânica e, como visto anteriormente, esta medida não é precisa (Figura 48).

Tabela 11 – Medidas de tensão mecânica em função da espessura

Material	Espessura (um)	Tensão Mecânica (MPa)
3680	0.592	-199
3680	0.988	-319
3680	1.630	-299
3690H	0.771	-1750
3690H	1.132	-1442
3690H	1.470	-1739

Na fabricação de estruturas por microusinagem de superfície são utilizados quatro filmes finos depositados nesta ordem: cromo, SiO_xN_y, a-SiC:H e cromo (vide seção 4.1.2.2). Na intenção de verificar a influência de um filme depositado por cima de outro, foi feito um estudo da tensão mecânica destas camadas. Para isso, mede-se, inicialmente, a curvatura do substrato sem filme. Depois da deposição do filme de cromo, mede-se novamente a curvatura do substrato e, utilizando a Equação 12, obtém-se a tensão mecânica deste filme. Deposita-se, então, o filme de SiO_xN_y por PECVD e mede-se novamente a curvatura do substrato e, assim, sucessivamente para cada camada posterior. Para o cálculo da tensão mecânica de cada camada utiliza-se a Equação 27 e é necessário o conhecimento da tensão das camadas inferiores ⁶⁹.

$$\sigma_n = \left(\frac{1}{R_n} - \frac{1}{R_i} \right) \frac{E_s}{6 \cdot (1 - \nu_s)} \frac{d_s^2}{d_n} - \sigma_1 \cdot \frac{d_1}{d_n} - \sigma_2 \cdot \frac{d_2}{d_n} - \dots - \sigma_{n-1} \cdot \frac{d_{n-1}}{d_n} \quad \text{Equação 27}$$

onde:

- σ_n = tensão mecânica residual da camada n
- σ_1 = tensão mecânica residual da camada 1
- σ_2 = tensão mecânica residual da camada 2
- σ_{n-1} = tensão mecânica residual da camada $n - 1$
- E_s = módulo de elasticidade do substrato
- ν_s = número de Poisson do substrato
- d_s = espessura do substrato
- d_n = espessura da camada n
- d_1 = espessura da camada 1
- d_2 = espessura da camada 2
- d_{n-1} = espessura da camada $n - 1$

R_n = raio de curvatura após a deposição da camada n
 R_i = raio de curvatura do substrato sem filme

Na Tabela 12 são relacionadas as tensões mecânicas de cada filme fino depositado para a fabricação de estruturas por microusinagem de superfície. Nesse estudo foram utilizados o a-SiC:H 3680 e 3690H.

Tabela 12 – Medida de tensão mecânica residual para quatro filmes depositados em camadas.

Material	1° Filme (Cromo)	2° Filme (SiO _x N _y)	3° Filme (a-SiC:H)	4° Filme (Cromo)
Tensão Mecânica Residual (MPa)	881±215	105±7	-550±128 (3680) -1408±18 (3690H)	870±101

A tensão mecânica residual dos filmes depositados sobre outras camadas não foi alterado significativamente quando comparado ao valor da tensão mecânica para filmes depositados diretamente sobre o substrato de silício. Somente o a-SiC:H 3680 mostrou um aumento de aproximadamente 250 MPa quando depositado sobre o SiO_xN_y.

4.2.2 Curvatura de *Cantilevers*

A deflexão e curvatura dos *cantilever*, neste trabalho, foi medida por um microscópio confocal do Departamento de Biologia Celular e do Desenvolvimento, do Instituto de Ciências Biomédicas, da Universidade de São Paulo. Com esta técnica, é possível obter imagens bidimensionais (nos eixos x-y) de seções da estrutura ao longo do eixo z, que agrupadas, permitem a reconstrução tridimensional dos *cantilevers*. A partir da imagem reconstruída é possível obter medidas da curvatura e deflexão dos *cantilevers*.

A Figura 24 mostra uma reconstrução em 3D das imagens obtidas pelo microscópio confocal. Observa-se nessa figura, o perfil dos *cantilevers* (Figura 53a) e uma vista 3D de oito *cantilevers* com comprimentos diferentes (Figura 53b).

Figura 53. Reconstrução 3D de *cantilevers* bilaminares e simples de a-SiC:H 3695 com 500 a 350 µm de comprimento. (a) Vista do perfil dos *cantilevers*. (b) Vista em 3D das estruturas.

Como se pode ver na Figura 53, os *cantilevers* se deformam quando autosustentados. Na figura acima, nota-se uma leve curvatura das estruturas, no entanto, este comportamento pode ser acentuado em diferentes materiais, como o *cantilever* da Figura 54.

Nessa figura, observa-se um *cantilever* fabricado com a-SiC:H 3690H e nota-se uma deformação muito grande da estrutura. Isso ocorre devido à tensão mecânica residual no filme. Especificamente, um gradiente de tensão mecânica (variação da tensão mecânica com a espessura do filme) gera uma curvatura nas estruturas autosustentadas, enquanto a tensão mecânica média (tensão mecânica constante na espessura do filme) causa uma deflexão das estruturas. Por isso, é de extrema importância caracterizar a tensão mecânica residual nos filmes finos.

Figura 54. *Cantilever* de a-SiC:H 3690H deformado pela tensão mecânica.

A vista de perfil das estruturas, similar a da Figura 53a, é digitalizada utilizando um software (Engauge Digitizer 4.1) que transforma a imagem do microscópio confocal em pontos, como é mostrado na Figura 55. Nessa figura, pode se ver o perfil de um *cantilever* de a-SiC:H 3695 com 500 μm de comprimento e os pontos digitalizados pelo software. A região que não contém pontos corresponde ao substrato de silício e não é utilizada para o cálculo da tensão mecânica.

Figura 55. Digitalização do perfil de um *cantilever* de a-SiC:H 3695.

Apesar da possibilidade de obtenção da tensão mecânica residual utilizando-se

somente um *cantilever*, quatro estruturas de a-SiC:H 3695 foram analisadas para confirmar os resultados. Os *cantilevers* analisados foram fabricados por microusinagem de substrato e os perfis digitalizados destes *cantilevers* podem ser vistos na Figura 56a. Fazendo um ajuste quadrático aos pontos digitalizados de cada *cantilever*, é possível obter uma equação do segundo grau que relaciona o deslocamento vertical de cada *cantilever* em função da posição horizontal ao longo do comprimento (Figura 56b). Nota-se na Figura 56 que os *cantilevers* possuem um perfil similar. Utilizando a equação quadrática de cada *cantilever* é possível calcular o gradiente de tensão mecânica e a tensão mecânica média de todas as estruturas, assim como o valor médio da tensão mecânica residual para o a-SiC:H 3695 (Tabela 13).

Figura 56. (a) Perfil digitalizado de *cantilever* de a-SiC:H 3695 com , 450, 400 e 350 μm de comprimento. (b) ajuste quadrático dos pontos digitalizados.

Tabela 13 – Gradiente de tensão mecânica e tensão mecânica média do a-SiC:H 3695.

L (μm)	500	450	400	350	Média
R (mm)	-2.56	-2.49	-2.59	-2.38	
σ_1' (MPa)	-49.3	-50.8	-48.8	-53.1	
σ_1 (MPa/μm)	-35.5	-36.6	-35.1	-38.2	-36.4±1.4
θ_1 (mrad)	-0.44	-0.45	-0.43	-0.47	
$\theta_0 + \theta_1$ (mrad)	-27.5	-25.3	-29.1	-23.8	
θ_0 (mrad)	-27.1	-24.8	-28.7	-23.3	
σ_0 (MPa)	-1787	-1641	-1893	-1540	-1715±156

Com base na curvatura dos *cantilevers* analisados, foi obtido um gradiente de tensão mecânica para o a-SiC:H 3695 de -36.4 ± 1.4 MPa. Para estes cálculos foram utilizados o módulo de elasticidade de 91 GPa, obtido através da ressonância de cantilevers. Notou-se uma pequena variação no raio curvatura (R) medido, o que resultou em valores similares

para o gradiente de tensão mecânica. Por outro lado, os valores obtidos para a tensão mecânica média mostraram uma grande variação, com desvio padrão de 150 MPa. Além disso, estes valores médios σ_0 não condizem com valores medidos utilizando-se a curvatura do substrato (~ -69 MPa), que apresenta valores confiáveis. Este erro pode ser proveniente do nivelamento do substrato ao fazer a medida no microscópio confocal, que, não estando completamente horizontal, causou mudanças da deflexão dos *cantilevers*, alterando θ .

Para corrigir a influência deste desnível, a inclinação do substrato foi obtida analisando a região do substrato nas medidas do perfil dos *cantilever* (Figura 55). A inclinação do substrato na região de cada *cantilever* pode ser vista na Figura 57.

Figura 57. Inclinação do substrato na região de cada *cantilever* medido.

O perfil de cada *cantilever* foi corrigido levando em consideração a inclinação do substrato. Para isso, as posições x e y de cada ponto foram modificadas utilizando uma matriz de rotação de vetores. A deflexão e curvatura corrigida para cada *cantilever* pode ser vista na Figura 58 e nos valores de tensão mecânica na Tabela 14.

Figura 58. Perfil dos *cantilevers* de a-SiC:H 3695 corrigidos pela inclinação do substrato.

Tabela 14 – Gradiente de tensão mecânica e tensão mecânica média do a-SiC:H 3695 corrigidos pela inclinação do substrato.

L (μm)	500	450	400	350	Média
R (mm)	-2.56	-2.50	-2.59	-2.39	
σ_1' (MPa)	-49.3	-50.6	-48.8	-52.9	
σ_1 (MPa/μm)	-35.5	-36.4	-35.1	-38.0	-36.3$\pm$1.43
θ_1 (mrad)	-0.44	-0.45	-0.43	-0.47	
$\theta_0 + \theta_1$ (mrad)	-17.10	-10.50	-15.50	-12.70	
θ_0 (mrad)	-16.7	-10.0	-15.1	-12.2	
σ_0 (MPa)	-1100	-664	-995	-807	-891$\pm$194

É possível observar na Figura 58 que os perfis dos *cantilevers* não estão mais alinhados como antes da correção, sugerindo que o método utilizado para efetuar esta correção não foi adequado. Possivelmente a região analisada do substrato não foi extensa o suficiente para determinar a inclinação precisa do substrato na base de cada *cantilever*. Notou-se também que a medida da tensão mecânica média é muito sensível, por isso pequenas variações da inclinação do substrato levam a grandes mudanças no valor da tensão mecânica média. Por exemplo, uma rotação de 1 mrad do substrato causa uma variação de 60 MPa na tensão mecânica média, dependendo do módulo de elasticidade e espessura do filme. A inclinação do substrato medida foi de 12.6 ± 2 mrad, levando a uma variação de ± 120 MPa. Essa variação é maior que a diferença entre os valores de tensão mecânica medida para vários tipos de a-SiC:H pela curvatura do substrato. Além disso, os valores obtidos para a tensão mecânica médio continuam discordando dos valores obtidos pelo método da curvatura do substrato.

Assim, para efetuar a medida da tensão mecânica média utilizando o perfil do substrato, é necessário obter valores da inclinação do substrato mais confiáveis e com menor dispersão. Isto pode ser feito melhorando a qualidade das imagens obtidas no microscópio confocal e aumentando a região medida do substrato.

No entanto, nota-se que os valores do gradiente de tensão mecânica praticamente não são afetados pela inclinação do substrato e a obtenção quantitativa deste gradiente é importante para permitir o controle da deformação de microestruturas.

Por isso, as curvaturas de *cantilevers* fabricados por microusinagem de substrato com a-SiC:H 3670, 3680 e 3690, e de um *cantilever* fabricado por microusinagem de superfície de a-SiC:H 3680, foram analisadas e os gradientes de tensão mecânica destes materiais foram extraídos. A Tabela 15 mostra os valores calculados para o gradiente de tensão mecânica destes materiais e a Figura 59 mostra o perfil das estruturas analisadas. A tensão mecânica média não foi investigada, uma vez que as imagens do microscópio confocal não permitiram obter estes valores com precisão, como visto acima.

Tabela 15 – Gradiente de tensão mecânica dos a-SiC:H 3670, 3680 e 3690 (microusinagem de substrato) e a-SiC:H 3680 (microusinagem de superfície).

<i>Material</i>	3670 (substrato)	3680 (substrato)	3690 (substrato)	3680 (superfície)
R (mm)	-0.71	-1.1	-0.45	1.1
σ_1' (MPa)	-51.4	-30.1	-73.8	47.4
σ_1 (MPa/ μm)	-134.7	-82.3	-186.3	84.6

Os gradientes de tensão mecânica dos filmes listados na Tabela 15 mostraram-se mais elevados, quando comparados ao a-SiC:H 3695. Isso significa que as estruturas fabricadas com os a-SiC:H 3670, 3680 e 3690 tendem a se deformar com mais intensidade que as fabricadas com o a-SiC:H 3695. Ainda, a curvatura dos *cantilever* fabricados por microusinagem de substrato foi sempre negativa (lado côncavo virado para o substrato), enquanto a curvatura do a-SiC:H 3680 fabricado por usinagem de superfície foi positiva (lado convexo virado para o substrato). Este fator é importante, pois mostra uma influência do processo de fabricação no gradiente de tensão mecânica, levando a diferentes curvaturas das estruturas.

Figura 59. Curvatura de *cantilevers* fabricados com a-SiC:H 3670, 3680, 3690 e 3695 por microusinagem de substrato e superfície (3680).

Em suma, a obtenção do gradiente de tensão mecânica utilizando a curvatura de *cantilevers* foi bastante simples e permitiu obter e comparar valores deste gradiente para diversos materiais. Por outro lado, este método, utilizando imagens do microscópio confocal, não foi adequado para obter a tensão mecânica média dos filmes analisados.

4.3 COEFICIENTE DE EXPANSÃO TÉRMICA

A obtenção do coeficiente de expansão térmica (CET) neste trabalho foi realizada utilizando a técnica do gradiente de temperatura.

4.3.1 Gradiente de Temperatura

A medida da curvatura do substrato em função da temperatura utiliza uma alavanca óptica similar à ilustrada na Figura 52. No entanto, a amostra é colocada em uma câmara em vácuo que também possibilita o aquecimento do substrato. Esta medida foi feita no Laboratório de Pesquisas Fotovoltaicas do Departamento de Física Aplicada da Universidade Estadual de Campinas. A medida realiza oito ciclos de aquecimento e resfriamento de 30° a 150°, medindo a curvatura do substrato durante os ciclos. A Figura 60 mostra a curvatura do substrato de silício com a-SiC:H 3695 em função da temperatura para

o aquecimento de um dos oito ciclos. A dispersão dos pontos experimentais, observada na Figura 60, é proveniente de ruídos eletromagnéticos do sensor de posição utilizado para medir a curvatura do substrato. No entanto, em média, a medida experimental mostra uma redução da curvatura do substrato com o aumento da temperatura.

Figura 60. Variação da curvatura do substrato de silício com a-SiC:H 3695 em função da temperatura.

O mesmo procedimento foi feito com um substrato de vidro (corning 7059) com a-SiC:H 3695. Na Figura 61 é mostrada a regressão linear de todos os ciclos de aquecimento e resfriamento para os dois substratos. Nota-se que, ao contrário da medida feita com o substrato de silício, a curvatura do substrato de vidro aumenta com o aumento da temperatura. Isso ocorre devido à diferença de coeficientes de expansão térmica entre os substratos utilizados.

Figura 61. Variação da curvatura dos substratos de silício e vidro com a-SiC:H 3695 em função da temperatura para oito ciclos de aquecimento e resfriamento

A inclinação das retas obtidas pela regressão linear dos dados experimentais é a taxa de variação da curvatura do substrato em função da temperatura, $d(1/R)/dT$, que pode ser convertida em $d\sigma/dT$ utilizando a Equação 12. Na Tabela 16 são listadas as propriedades dos substratos utilizadas para obter o CET, e na Tabela 17 são mostrados os valores de $d\sigma/dT$ para cada substrato com a-SiC:H 3695, os valores do coeficiente de expansão térmica e o módulo de elasticidade.

Tabela 16 – Propriedades do substrato de silício e vidro corning 7059.

	Módulo de Elasticidade Biaxial (GPa)	Coeficiente de Expansão Térmica ($\mu\text{m}/\text{m}\cdot^{\circ}\text{C}$)	Espessura (μm)
Silício	180,5	2,6	406
Vidro 7059	95,7	4,6	813
a-SiC:H 3695	-	-	2,78

Tabela 17 – Coeficiente de expansão térmica e módulo de elasticidade para o a-SiC:H 3695.

	$d(1/R)/dT$ ($\mu\text{m}^{-1}/^{\circ}\text{C}$) $d\sigma/dT$ (kPa/ $^{\circ}\text{C}$)		Coeficiente de Expansão Térmica ($\mu\text{m}/\text{m}\cdot^{\circ}\text{C}$)	Módulo de Elasticidade Biaxial (GPa)
Silício	49,3	-87,9	3,22	142,6
Vidro 7059	52,0	197,3		

O coeficiente de expansão térmica de $3,22 \mu\text{m/m}^\circ\text{C}$ é próximo do coeficiente relatado na literatura para o carbetto de silício cristalino ($4,2 \mu\text{m/m}^\circ\text{C}^{70}$). Porém, o módulo de elasticidade biaxial do material não condiz com os resultados obtidos por outras técnicas. Por isso, o coeficiente de expansão térmica foi calculado utilizando-se o valor do módulo de elasticidade (91 GPa) obtido para o a-SiC:H 3695 através da ressonância dos *cantilevers*. A Tabela 18 mostra os valores calculados para o coeficiente de expansão térmica do a-SiC:H 3695, utilizando-se a Equação 18, o número de Poisson de 0,16 e o módulo de elasticidade de 91 GPa.

Tabela 18 – Coeficiente de expansão térmica e módulo de elasticidade para o a-SiC:H 3695 calculado utilizando o módulo de elasticidade obtido pela ressonância de cantilevers.

	$d(1/R)/dT \ (\mu\text{m}^{-1}/^\circ\text{C})$	$d\sigma/dT \ (\text{kPa}/^\circ\text{C})$	Coeficiente de Expansão Térmica ($\mu\text{m/m}^\circ\text{C}$)
Silício	49,3	-87,9	3,41
Vidro 7059	52,0	197,3	2,78

Os valores calculados para o CET do a-SiC:H depositado sobre silício e sobre vidro são diferentes, como mostra a tabela acima. O valor do CET do a-SiC:H sobre o silício se aproximou do valor do carbetto de silício cristalino, porém o valor do CET para o material depositado sobre o vidro mostrou uma diferença maior do que o valor da literatura. Uma possibilidade é que o valor do CET do a-SiC:H depositado sobre vidro seja realmente $2,78 \mu\text{m/m}^\circ\text{C}$. No entanto, também é possível que o valor do módulo de elasticidade do material depositado sobre o vidro não seja 91 GPa, resultando disparidade entre os valores. Contudo, como visto anteriormente, os gradientes de tensão mecânica do a-SiC:H 3680 depositado diretamente sobre o silício e depositado sobre um filme de SiO_xN_y são diferentes, sugerindo que o módulo de elasticidade e o coeficiente de expansão térmica do a-SiC:H também sejam diferentes do a-SiC:H depositado sobre vidro. Por esse motivo, é importante medir o módulo de elasticidade do a-SiC:H sobre vidro para permitir o cálculo correto do CET do a-SiC:H sobre o vidro.

Novas medidas do CET foram realizadas em nosso laboratório utilizando-se montagem similar à utilizada no Laboratório de Pesquisas Fotovoltaicas da UNICAMP. Na Figura 62 é mostrada uma curva da tensão mecânica em função da temperatura para o a-SiC:H 3695. Esta medida foi realizada utilizando-se uma variação de temperatura de 20 a 120°C , na qual foi constatada uma variação da tensão mecânica do filme de -18 MPa, que é proporcional a um CET de $4,36 \mu\text{m/m}^\circ\text{C}$. Este valor é superior ao medido anteriormente, porém verificou-se, através de medidas de RBS, que este material possui uma concentração carbono maior que aquela do filme de a-SiC:H 3695 (Tabela 3) utilizado na medida anterior de CET. Neste caso, o filme apresentou 38,2% de silício, 58,1% de carbono e 3,7% de oxigênio e por isso espera-se que seu CET seja diferente.

Figura 62. CTE do a-SiC:H 3695 rico em carbono.

4.4 CONDUTIVIDADE TÉRMICA

As membranas para a obtenção da condutividade térmica podem ser vistas na Figura 63. Nesta figura, podem-se observar membranas de a-SiC:H 3695 fabricadas para se obter a condutividade térmica tanto pelo método da diferença de temperatura (Figura 63a) quanto pelo método da condutância térmica (Figura 63b). Estas membranas só puderam ser fabricadas utilizando o a-SiC:H 3695 e o SiO_xN_y , devido ao baixo stress destes materiais. Membranas fabricadas utilizando os outros tipos de a-SiC:H (3670, 3680 e 3690) se romperam durante a fabricação.

Figura 63. Membranas de a-SiC:H 3695 para medida da condutividade térmica. (a) Diferença de temperatura. (b) Condutância térmica.

Para a determinação da condutividade térmica do a-SiC:H e do SiO_xN_y, filmes de cromo foram utilizados tanto como aquecedores quanto como sensores de temperatura. Para utilizar o cromo como sensor de temperatura, foi necessária a caracterização da variação da sua resistência em função da temperatura. A resistência de uma trilha de cromo de uma membrana similar às mostradas na Figura 63 foi medida em uma estufa variando-se a temperatura de 31 a 95°C. Na Figura 64, é possível observar um gráfico da variação da resistência do cromo em função da temperatura. Pouca variação da resistência ($\Delta R=0.3 \text{ } \Omega$) foi observada entre as temperaturas de 31 a 60°C. Nesta faixa de temperatura, a utilização do cromo como sensor de temperatura permitiria uma resolução de 7.93°C para cada 0.1 Ω (resolução do multímetro utilizado). Ou seja, o coeficiente de temperatura da resistência do cromo (*resistance temperature coefficient* – RTC), nesta faixa de temperatura, é de $5,38 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$. Entre 60 e 95°C a variação da resistência foi maior ($\Delta R=2.2 \text{ } \Omega$), permitindo uma resolução de 1,55°C. Nesta faixa de temperatura o RTC é de $40,9 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$.

Figura 64. Variação da resistência de uma trilha de cromo em função da temperatura.

Comparando o RTC do cromo com os de outros metais, como platina ($3,93 \cdot 10^{-3}/^{\circ}\text{C}^{71}$) e níquel ($6,18 \cdot 10^{-3}/^{\circ}\text{C}^{71}$) que normalmente são utilizados como sensores de temperatura (RTD – *resistance temperature detectors*), este é extremamente baixo, quase 100 vezes menor, no melhor dos casos. Por isso, não foi possível obter a condutividade térmica dos filmes estudados neste trabalho.

O RTC de um filme de níquel depositado pela técnica de *electron beam* também foi medido. Na Figura 65 é mostrada a variação da resistência do níquel em função da temperatura. Nota-se que de fato, o RTC do níquel ($4,7 \cdot 10^{-3}/^{\circ}\text{C}$) é consideravelmente maior

que o do cromo. No entanto, para a utilização do níquel na obtenção da condutividade térmica será necessário um estudo de compatibilidade deste metal com processo de fabricação atual.

Figura 65. Variação da resistência de uma trilha de níquel em função da temperatura.

5. DESENVOLVIMENTO DE MEMS

Neste trabalho foram feitos dois estudos visando o desenvolvimento de MEMS para aplicações específicas. O primeiro visa à fabricação de chaves ópticas e portas lógicas, utilizando guias de ondas de oxinitreto de silício e *cantilevers*. O segundo tem o intuito de integrar micro-fontes de luz incandescentes aos guias de onda ópticos.

Ambos os estudos se utilizam da boa qualidade óptica dos oxinitretos de silício depositados por PECVD e da possibilidade de variar o índice de refração desses filmes, dependendo da concentração de nitrogênio, para fabricar guias de onda ópticos. O a-SiC:H estequiométrico também é utilizado, tendo um papel fundamental, pois possibilita a movimentação térmica das estruturas fabricadas devido à diferença do seu coeficiente de expansão térmica em relação ao SiO_xN_y .

Estes estudos foram feitos concomitantemente ao estudo das propriedades termomecânicas, por isso, estas propriedades não foram empregados no projeto dos dispositivos fabricados.

A seguir são apresentados os estudos, incluindo introdução, parte experimental e resultados dos dispositivos fabricados.

5.1 CHAVES ÓPTICAS E PORTAS LÓGICAS

Introdução

A óptica integrada e dispositivos ópticos fabricados com tecnologia do silício permitirão velocidades mais rápidas de processamento, devido a maior largura de banda em que os sinais ópticos podem ser transferidos e processados. Além disso, dispositivos baseados em óptica possuem baixa sensibilidade a interferências eletromagnéticas e possibilitam, idealmente, maior densidade de empacotamento, devido à menor dissipação de calor^{72,73}. Ainda, o desenvolvimento de dispositivos eletro-ópticos usando óptica integrada segue um caminho natural, pois a maioria da informação transmitida atualmente é feita por fibras ópticas que são um meio barato, rápido e efetivo de transferir informação óptica a longas distâncias. Geralmente o sinal óptico transmitido é processado eletronicamente, limitando as velocidades de processamento. Isto significa que o sinal óptico é convertido para sinal elétrico para ser processado e convertido novamente para óptico para ser transmitido pelas fibras ópticas. Com o desenvolvimento da óptica integrada é esperado que os sinais ópticos sejam processados diretamente, sem a necessidade de conversões, evitando as limitações encontradas na atual tecnologia de circuitos integrados. Assim, será possível implementar

funções de processamento de sinais como divisão de potência, *switching*, *multiplexing* e *demultiplexing* dos sinais ópticos ⁷⁴.

Na eletrônica digital, os sinais elétricos são processados combinando portas lógicas feitas de transistores CMOS para obter a operação lógica desejada. Em óptica, muitas portas lógicas foram desenvolvidas usando-se amplificadores ópticos semicondutores (SOA) ^{75,76}, SOA/interferômetro Mach-Zehnder ^{77,78}, sistemas digitais ópticos livres ⁷⁹, sistemas de *shadow casting* ⁸⁰ e válvulas de cristal líquido ⁸¹. Outras portas lógicas e *switches* ópticos também foram feitos utilizando-se MEMS ^{82,83,84}, mas a maioria foi fabricada utilizando-se óptica livre.

Neste trabalho é apresentada a fabricação e caracterização de portas lógicas AND, OR e XOR integradas que utilizam a combinação de óptica e dispositivos microeletromecânicos. Estas estruturas são formadas por guias de onda de oxinitreto de silício que conduzem feixes de luz de 633 nm e *cantilevers* atuados termo-eletricamente que funcionam como chaves liga-desliga.

Teoria de Funcionamento

As operações lógicas são baseadas na abertura e fechamento de chaves arranjadas em série ou paralelo, formando portas lógicas, como mostra a Figura 66. Duas chaves em série formam uma porta AND (Figura 66a) e duas chaves em paralelo formam uma porta OR (Figura 66b). A porta permite ou bloqueia a passagem de informação, dependendo de seu estado (aberto ou fechado). Como exemplo, em uma porta OR, se uma chave está aberta e a outra fechada, então a porta funcionaria como uma chave fechada e a informação será transmitida. A Figura 66 mostra também a tabela de verdade para as portas AND e OR, para as quais 0 e 1 na entrada (*input*) correspondem, respectivamente, a chave aberta e a chave fechada. Na saída (*output*) 1s e 0s correspondem à informação sendo ou não transmitida. Uma porta XOR pode ser feita utilizando combinações de portas AND e OR, mas também pode ser realizada utilizando duas chaves cruzadas, nas quais a saída é 1 somente se as entradas são diferentes. (Figura 66c).

Figura 66. Representação esquemática e tabelas de verdade das portas lógicas (a) AND (b) OR (c) XOR.

As portas lógicas ópticas deste trabalho são formadas por chaves ópticas que permitem ou não a passagem de um laser (informação) que é conduzido por um guia de onda. A saída das portas é a própria luz do laser, sendo a presença de luz na saída relacionada a um 1 lógico e sua ausência a um 0 lógico. As entradas são tensões elétricas aplicadas às chaves, abrindo-as quando uma diferença de tensão é aplicada. Neste caso, a presença de potencial elétrico é considerada um 0 lógico e ausência de potencial é considerada um 1 lógico (lógica invertida). A Figura 67 mostra um diagrama esquemático das portas lógicas ópticas. A porta XOR é basicamente uma porta OR, mas ao invés de aterrar o eletrodo comum, uma tensão pode ser aplicada ao *input C*. Esta entrada é a operação lógica AND entre os valores de A e B, implementado eletronicamente. Quando 1 é aplicado a A e B, então C deve ser 0 (caso contrário C deve ser 1). Assim, quando nenhuma tensão é aplicada a A e B, tensão deve ser aplicada a C, forçando as chaves a abrirem e fazendo a saída ser 0. Deste modo, a porta XOR comporta-se como ilustrado na Figura 67.

Figura 67. Esquemática das portas lógicas ópticas AND, OR e XOR.

As chaves ópticas (Figura 68) são regiões auto-sustentadas de um guia de onda que conduz o laser, formando *cantilevers* móveis que movimentam por causa do efeito Joule, quando uma corrente é aplicada a um resistor de filme fino integrado à estrutura. Quando uma tensão é aplicada a aos contatos metálicos, a corrente flui pelo resistor que aquece o *cantilever* e se movimenta devido à diferença de coeficiente de expansão térmica dos materiais utilizados na fabricação do dispositivo. Quando não há tensão aplicada, o cantilever fica alinhado com a continuação do guia de onda, possibilitando a passagem de luz. Por outro lado, quando existe uma diferença de potencial, o cantilever se movimenta e desalinha o guia de onda, bloqueando a passagem de luz.

Figura 68. Esquema simplificado de uma chave óptica.

Processo de Fabricação

As portas lógicas ópticas deste trabalho são fabricadas em substratos de silício cristalino (100) de 2,5 cm x 2,5 cm (Figura 69a) com guias de onda de filmes finos de oxinitreto de silício (SiO_xN_y) com índices de refração de 1.51 para a cobertura e 1.91 para o núcleo. Esses materiais são depositados por PECVD a 320°C de acordo com os parâmetros da Tabela 19.

Tabela 19 – Parâmetros de deposição de filmes finos por PECVD.

Material	Índice de Refração (+/- 0,01)	Gases	Fluxo (sccm)
Cobertura	1,61	Silana, SiH_4	30
		Óxido Nitroso, N_2O	45
		Nitrogênio, N_2	30
Núcleo	1,91	Silana, SiH_4	30
		Nitrogênio, N_2	75

Primeiramente, SiO_xN_y (4 μm) é depositado sobre o substrato de silício (Figura 69b) como a cobertura inferior (índice de refração de 1.61, Tabela 19). Então, um filme fino de cromo (0,4 μm) é depositado por sputtering e fotogravado por litografia convencional (Figura 69c), formando os elementos resistivos integrados que serão utilizados para atuar as chaves ópticas. O núcleo é depositado posteriormente com espessura de 2 μm (Figura 69d). Depois disto, o núcleo é fotogravado e corroído por RIE (*Reactive Ion Etching*) em um plasma de 30 sccm de SF_6 , 50 sccm de O_2 e 100 W de potência RF (Figura 69e). Outro filme de SiO_xN_y é depositado como cobertura superior com os mesmos parâmetros que a cobertura inferior e espessura de 5 μm (Figura 69f, Tabela 19). Na próxima etapa, regiões de todos os filmes de SiO_xN_y são removidas por RIE para expor o substrato de silício e abrir os contatos de cromo para permitir a polarização da estrutura (Figura 69g). Finalmente, as regiões expostas do substrato são sujeitas a corrosão em KOH (28% a 80°C) por aproximadamente 2 horas para formar os *cantilevers* e *V-groove* (aberturas no substrato que serão usadas para inserir luz nos guias de onda) (Figura 69h).

Figura 69. Processo de Fabricação das portas lógicas: a) substrato de silício (100). b) Deposição da cobertura inferior de SiO_xN_y . c) Deposição de fotogravação dos contatos e resistores de cromo. d) Deposição do núcleo de SiO_xN_y . e) Fotogravação do núcleo de SiO_xN_y e corrosão por RIE. f) Deposição da cobertura superior de SiO_xN_y . g) Fotogravação de todas as camadas de SiO_xN_y para expor o silício e os contatos de cromo. h) Corrosão do silício em KOH.

Resultados e Discussão

Na Figura 70 são mostradas várias portas lógicas ópticas fabricadas pelo processo descrito acima. Nesta figura, podem-se ver chaves ópticas, portas AND e portas OR/XOR com saídas simples e duplas. Também podem ser vistos V-grooves nas laterais do substrato. Estes serão utilizados para inserir de luz pela direita, utilizando fibras ópticas comerciais e coletar luz pela esquerda (também com fibras ópticas), conduzindo-a a um sistema (Newport – modelo 8200) para medir a intensidade luminosa. A entrada (tensão elétrica) é aplicada aos contatos de polarização visíveis na parte superior, à direita da Figura 70. Os contatos são conectados aos resistores integrados através de trilhas de cromo, com resistência elétrica reduzida. Os resistores são colocados na região auto-sustentada do guia de onda (cantilever), resultando na movimentação desta estrutura quando polarizada.

Figura 70. Portas lógicas microoptoelectromecânicas.

Um vista mais próxima das chaves ópticas pode ser vista na **Figura 71a**. Nesta figura podem-se ver, em detalhe, dois elementos resistivos sustentados por duas partes do guia de onda que são transparentes e formam uma porta OR. O calor gerado pela passagem de corrente elétrica nos resistores é maior na ponta dos *cantilevers*, uma vez que o substrato atua como dissipador de calor. Assim, é esperado que a amplitude do movimento do *cantilever* seja maior em sua ponta.

Para possibilitar o movimento do *cantilever* e alinhar o guia de onda, carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H – 3690H) foi depositado por PECVD usando silana, metano e hidrogênio 3,6, 32,4 e 200 sccm, respectivamente (100 w). Este material foi depositado depois da cobertura superior de oxinitreto de silício (Figura 69f) e antes da fotogração de todas as camadas para expor o substrato para corrosão em KOH (Figura 69g). Os cantilevers da Figura 71b possuem esta camada de a-SiC:H. O *cantilever* 1 está envergado para baixo, dentro da cavidade, devido à elevada tensão mecânica residual deste filme (~1,7 GPa, compressivo), como visto anteriormente. Este *cantilever*, quando polarizado com aproximadamente 30 mA, mostrou perceptível movimento, porém não suficiente para alinhar os guias de onda. Assim, correntes mais altas foram aplicadas, aquecendo consideravelmente a estrutura que chegou a ficar incandescente. Com isso, as propriedades mecânicas do filme de a-SiC:H mudaram e foi possível alinhar os guias que se mantiveram

alinhados sem polarização. O cantilever 2, na Figura 71b, foi alinhado pelo processo descrito acima.

Figura 71. (a) porta OR em detalhe (b) cantilevers com a-SiC:H – Cantilever 1: como depositado; Cantilever 2: alinhado com microrecozimento.

Na Figura 72a é mostrada uma porta OR/XOR com luz sendo inserida no guia de onda. A luz é dividida chegando até a ponta dos dois *cantilever* (chaves) e passando para a continuação dos guias de onda. Deste modo, quando os *cantilevers* são polarizados, os guias de onda são desalinhados e a luz não passa para a saída desta porta lógica. A fibra óptica utilizada para inserir luz no guia de onda possui um núcleo de 50 µm e os guias possuem somente 4 µm de espessura. Por isso, um anteparo é usado para bloquear a luz que não entra nos guias. A Figura 71b mostra em detalhe a mesma porta OR/XOR com luz saindo da ponta dos *cantilevers*.

Figura 72. (a) porta OR/XOR com laser He-Ne. (b) detalhe das chaves ópticas da porta OR/XOR.

Uma chave óptica pode ser vista na Figura 73, na qual o cantilever não está em repouso em (a) e (b) e é polarizado em (c). A iluminação da amostra foi retida em (b) e (c) para melhor visualizar a mudança de luz com a polarização que pode ser observada no ponto de referência. Neste ponto de referência, luz é refletida para fora do guia de onda devido a um degrau causado por uma trilha de cromo que cruza a guia por baixo do núcleo. Assim, quando o *cantilever* não está polarizado, o guia de onda está alinhado e pode-se ver luz no ponto de referência. (Figura 73a e b). Por outro lado, quando o *cantilever* é polarizado com aproximadamente 25 mA, o guia é desalinhado e muito pouca luz pode ser vista. Foi possível mudar a intensidade luminosa na saída da porta em até 4 vezes com a polarização.

Figura 73. (a) e (b) chave óptica sem polarização. (c) chave óptica polarizada.

Com intuito de melhorar o desempenho das chaves ópticas utilizadas para a fabricação das portas lógicas ópticas, um novo processo de fabricação foi desenvolvido que será descrito a seguir e ilustrado na Figura 74.

Inicialmente, sobre um substrato de silício {100}, um filme de 1 μm de a-SiC:H 3690H é depositado por PECVD. Este filme é recoberto por cromo (0,3 μm) depositado por sputtering e fotogravado para formar um resistor integrado, responsável pela atuação da chave óptica (Figura 74a). Em seguida, a cobertura inferior do guia de onda óptico é depositada com parâmetros listados na Tabela 20 e espessura de 1,5 μm . Outro filme de cromo (0,3 μm) é depositado e servirá como *etch stop* em uma corrosão por plasma posterior. Este filme de cromo também é fotogravado e regiões do cromo são removidas onde será o núcleo do guia de onda. A próxima etapa é a deposição do núcleo (2 μm) do guia de onda com parâmetros listados na Tabela 20 (Figura 74b). Depois, mais uma deposição de cromo (0,3 μm) é feita e o cromo fotogravado (Figura 74c) para ser utilizado como máscara no processo subsequente de corrosão por plasma (SF_6 e O_2) para a formação do núcleo do guia de onda. Nesta etapa, o cromo utilizado como máscara para a corrosão por plasma e o cromo utilizado como *etch stop* são removidos (Figura 74d). Em

seguida, a cobertura superior (1,5 μm) do guia de onda é depositada utilizando os parâmetros da Tabela 20. Novamente, cromo (0,3 μm) é depositado e fotogravado para ser utilizado como máscara na corrosão por plasma (SF_6 e O_2) de todas as camadas para expor o silício (Figura 74e). Então as camadas de SiO_xN_y são fotogravadas para abrir os contatos elétricos da resistência de cromo e, finalmente, o silício é corroído em KOH para formar as estruturas autosustentadas (Figura 74f).

Tabela 20 – Parâmetros de deposição de SiO_xN_y utilizados para a fabricação do guia de onda das chaves ópticas otimizadas.

Material	Índice de Refração (+/- 0,01)	Gases	Fluxo (sccm)
Cobertura	1,65	SiH_4	30
		N_2O	15
		N_2	60
Núcleo	1,47	SiH_4	30
		N_2O	75

Figura 74. Processo de fabricação de chaves ópticas otimizadas.

Na Figura 75a é mostrada uma chave óptica com uma fibra óptica convencional conectada à entrada para injetar luz no guia de onda. Um laser He-Ne é utilizado como fonte de luz e está acoplado à fibra óptica. Nesta figura, também são mostradas micropontas que são utilizadas para aplicar tensão elétrica aos contatos elétricos do resistor integrado. Ainda, um *stopper* é utilizado para bloquear qualquer luz que não seja injetada diretamente no guia de onda e que pode chegar à fibra de saída. Na Figura 75b é possível observar, em detalhe, um *cantilever* que forma uma chave óptica. A região escura do *cantilever* é devido ao resistor integrado.

Figura 75. (a) Chave óptica com fibras ópticas para injetar e coletar luz laser. (b) Chave óptica em detalhe.

Utilizando este processo de fabricação, o *cantilever*, depois de liberado, está envergado para cima, para longe do substrato. Aplicando aproximadamente 20 mA ao resistor integrado é possível aquecer o cantilever a temperaturas (microrecozimento) que mudam as propriedades mecânicas do a-SiC:H, como visto anteriormente. Esta modificação das propriedades causa uma mudança na forma do *cantilever* e reduz sua curvatura original. Caso este microrecozimento seja feito de forma controlada, é possível alinhar o *cantilever* com o guia de onda de saída. Isto é feito injetando luz no guia de onda de entrada, pulsando 20 mA no resistor e observando a potência óptica no guia de onda de saída até chegar a um máximo. Neste estágio, quando a potência luminosa na saída é máxima sem aplicação de corrente, esta chave funciona como normalmente fechada. Aplicando correntes menores (~10 mA), o cantilever movimenta-se para cima, para longe do substrato, desalinhando os guias de onda de entrada e saída. Na Figura 76 é mostrada uma chave óptica não atuada (Figura 76a) e atuada (Figura 76b), onde, neste caso, não é possível visualizar luz na saída do guia de onda.

Figura 76. (a) Chave óptica não atuada, permitindo a passagem de luz na saída. (b) Chave óptica sem luz na saída.

Além disso, se o processo de microrecozimento é continuado, os guias de onda de entrada e saída são desalinhados e a chave óptica pode funcionar como normalmente fechada. Neste caso, o *cantilever* está envergado para dentro da cavidade de silício e movimenta-se para cima quando atuado, o que alinha os guias de entrada e saída. Este comportamento pode ser observado no gráfico da Figura 77. Nesta figura, é possível observar que a potência óptica é praticamente zero quando não existe corrente aplicada à estrutura. Por outro lado, a potência óptica é máxima quando aproximadamente 14 mA são aplicados.

Figura 77. Potência óptica de saída de uma chave funcionando como normalmente aberta.

5.2 MICROLÂMPADAS INCANDESCENTES E INTEGRAÇÃO COM GUIAS DE ONDA.

Introdução

Hoje em dia a substituição de dispositivos eletrônicos por dispositivos ópticos e optoeletrônicos em processamento de sinais para telecomunicação e sensoriamento é considerado de extrema importância principalmente pelo aumento da banda de transmissão e redução da sensibilidade eletromagnética que os dispositivos ópticos e optoeletrônicos proporcionam ⁸⁵. Por isso, a integração de fontes, sistemas guiadores e detetores de luz em um único substrato é de grande interesse ⁸⁶. No entanto, as pesquisas que desenvolvem fontes de luz integradas ainda são incipientes, basicamente pelo silício ser um semicondutor de gap indireto, dificultando a fabricação e o desenvolvimento de dispositivos emissores de luz baseados em silício. Por outro lado, a emissão térmica baseada em lâmpadas

incandescentes feitas de silício policristalino, tungstênio e outros materiais é consideravelmente fácil de se obter e sua emissão é em uma larga faixa do espectro, desde o visível ao infravermelho. Isto faz das lâmpadas incandescentes fontes de luz apropriadas para aplicações em óptica integrada. Além disso, microlâmpadas incandescentes também podem ser usadas em várias aplicações como espectroscopia, fonte de infravermelho, calibração de fotosensores, sensores de pressão e *displays* ^{87,88,89,90}.

Os filamentos resistivos são aquecidos a temperatura de incandescência (400-1200K) através da radiação de corpo negro. No entanto, quando esses filamentos são expostos à atmosfera, ao oxigênio, à umidade ou partículas contaminadoras, as suas características emissoras mudam e comprometem o tempo de vida desses filamentos ⁸⁹. Por esse motivo, estruturas seladas em vácuo foram desenvolvidas para isolar os filamentos do ambiente ⁹¹. O processo de fabricar uma microlâmpada incandescente dentro de uma cavidade selada é complicado e patenteado ⁹², sendo essas microlâmpadas ainda sensíveis a pressão.

Este trabalho visa a obtenção de microlâmpadas incandescentes baseadas em sistemas micro-eleto-mecânicos (MEMS) simples, que não requerem cavidades seladas em vácuo, utilizando um processo de fabricação simples baseado em filamentos de cromo e materiais depositados por PECVD, especificamente o SiO_xN_y . Também são propostas a fabricação de matrizes de microlâmpadas formando *minidisplays*, e a integração de microlâmpadas com guias de onda de SiO_xN_y .

Processo de Fabricação de Microlâmpadas Incandescentes

Baseada em *Cantilevers*

Na Figura 78 é mostrado um desenho de uma microlâmpada baseada em um *cantilever*. O filamento incandescente é colocado entre dois filmes de SiO_xN_y para isolar o filamento da atmosfera.

Figura 78. Desenho esquemático de uma microlâmpada baseada em *cantilevers*.

O filamento é feito com filme de cromo depositado por *sputtering* e definido por fotolitografia convencional. Os contatos elétricos são usados para aplicar corrente à estrutura e as trilhas de cromo conectam os contatos ao resistor de cromo (filamento).

O filamento foi desenvolvido para permitir a passagem de corrente pelo *cantilever*, entrando e saindo da estrutura (Figura 79). O cantiliver de 300 μm de comprimento isola termicamente o filamento do substrato, reduzindo a transferência de calor e permitindo que o filamento aqueça com menores correntes. Outras dimensões podem ser vistas na Figura 79.

Figura 79. Geometria da microlâmpada e dimensões em μm .

Fotolitografia também é usada para definir a geometria dos filmes de SiO_xN_y , expondo os contatos elétricos e regiões do substrato a serem corroídas em solução de KOH (28% a 80°C) para formar o *cantilever*.

Baseada em Pontes

Esta microlâmpada foi desenvolvida para ser utilizada em uma matriz para formar um *minidisplay*. Por isso, é necessário que a microlâmpada seja pequena. Com a configuração da microlâmpada em forma de ponte, a corrente não precisa entrar e sair da estrutura como nos *cantilevers*. Isso permite que a lâmpada seja menor com dimensões de até 20 μm x 20 μm , limitado pelo processo de fabricação. Lâmpadas com essas dimensões foram desenvolvidas para formar matrizes de até 8 x 8 estruturas, utilizando dois níveis de metalização para reduzir a distância entre elas. Duas camadas metálicas são necessárias para separar as conexões entre cada lâmpada da matriz. A primeira camada forma um grupo de contatos elétricos, os filamentos e as conexões entre eles. A segunda camada metálica forma as conexões entre os filamentos e os outros contatos. As duas camadas são separadas por 0,5 μm de SiO_xN_y e outras duas deposições de SiO_xN_y isolam a metalização

do substrato e o filamento da atmosfera. Na Figura 80 é mostrado um desenho esquemático de uma microlâmpada baseada em ponte.

Figura 80. Desenho esquemático de uma microlâmpada baseada em ponte.

O processo de fabricação de microlâmpadas baseadas em pontes está esquematizado na Figura 81. Essa figura ilustra a fabricação de uma única lâmpada, mas foram fabricadas matrizes de 4x4 e 8x8 além de *displays* de sete segmentos. Silício cristalino {100}, tipo-p com resistividade de 1-10 ohm-cm é usado como substrato para a deposição da primeira camada de SiO_xN_y com os parâmetros de deposição listados na Tabela 1 (Figura 81a). Então, cromo é depositado por *sputtering* e gravado por litografia convencional (Figura 81b). Uma segunda camada de SiO_xN_y é depositada a 320°C por PECVD (Figura 81c). Este último SiO_xN_y é fotogravado e corroído em solução de HF (Figura 81d), permitindo o contato da segunda metalização com a primeira. A Figura 81e mostra a etapa de fabricação em que a segunda metalização é depositada por *sputtering* e fotogravada. Então, a segunda metalização é recoberta por uma terceira camada de SiO_xN_y , que é gravada para expor os contatos elétricos e o substrato de silício (Figura 81f e Figura 81g). Finalmente, as regiões expostas do silício são corroídas em solução de KOH, isolando o filamento do substrato (Figura 81h).

Figura 81. Etapas de fabricação das microlâmpadas baseadas em pontes. a) Deposição de SiO_xN_y por PECVD – $0,5\ \mu\text{m}$. b) Deposição e fotogravação de cromo $0,5\ \mu\text{m}$. c) Deposição de SiO_xN_y por PECVD – $0,5\ \mu\text{m}$. d) Fotogravação do SiO_xN_y . e) Deposição ($0,5\ \mu\text{m}$) de cromo e fotogravação. f) Deposição de SiO_xN_y – $0,5\ \mu\text{m}$. g) Fotogravação do SiO_xN_y . h) Corrosão do substrato de silício em KOH.

Resultados – Microlâmpadas e *Minidisplays*

Na Figura 82a são mostradas duas microlâmpadas desligadas (sem a aplicação de corrente elétrica) baseadas em *cantilevers*. Nesta figura, é possível observar os filamentos de cromo, que estão sobre uma cavidade de $120\ \mu\text{m}$ de profundidade feita no substrato de silício. Quando a microlâmpada é ligada (Figura 82b), a luz é refletida para cima e para dentro da cavidade, que também reflete parte da luz para cima, para longe do substrato, devido à sua superfície espelhada. A microlâmpada baseada em *cantilevers* dissipa aproximadamente 700 mW de potência e opera a 20 Vdc. A luz emitida destes dispositivos pode ser vista sem o auxílio de microscópios.

Figura 82. Microlâmpadas baseadas em *cantilevers*. (a) Duas microlâmpadas desligadas. (b) microlâmpada incandescente.

Na Figura 83a são mostradas microlâmpadas baseadas em pontes alinhadas em uma matriz de 8 x 8, formando um *minidisplay* de 5 mm x 5 mm. Em detalhe, na Figura 83b, é possível observar quatro microlâmpadas de 20 μm x 20 μm sobre cavidades com 20 μm de profundidade. Apesar de serem menores que as microlâmpadas baseadas em *cantilevers*, emitindo menos luz, ainda é possível observar a luz emitida destas microlâmpadas sem auxílio óptico, tornando-se viável para aplicações em *minidisplays*. Na Figura 83c são mostradas quatro microlâmpadas acesas e nelas notam-se pequenas variações na coloração das lâmpadas. Isso ocorre devido à passagem de correntes com diferentes intensidades pelos filamentos, mostrando a possibilidade de controle da intensidade luminosa a partir do controle da corrente aplicada.

Figura 83. Microlâmpadas baseadas em pontes. (a) matriz de 8x8. (b) Detalhe de quatro microlâmpadas. (c) quadro lâmpadas acesas.

Na Figura 84a é mostrado um *display* de sete segmentos e em detalhe (Figura 84b) um dos segmentos do *display*. Este dispositivo foi desenvolvido para acender cada um dos segmentos independentemente, permitindo formar letras e números com o *display*.

Figura 84. (a) *Display* de sete segmentos. (a) matriz 8 x 8 (b) microlâmpada em detalhe.

Integração – Microlâmpadas e Guias de Onda

Fabricação do Guia de Onda

Os guias de onda utilizados neste trabalho são feito de oxinitreto de silício com índices de refração de 1,61 para as coberturas e 1,98 para o núcleo. Estes materiais são depositados por PECVD a 320°C de acordo com os parâmetros listados na Tabela 21.

Tabela 21 – Parâmetros de deposição de SiO_xN_y por PECVD.

Material	Índice de Refração (+/- 0,01)	Gases	Fluxo (sccm)
Cobertura	1,61	Silana, SiH_4	30
		Óxido Nitroso, N_2O	45
		Nitrogênio, N_2	30
Núcleo	1,98	Silana, SiH_4	30
		Nitrogênio, N_2	75

Integração

Na Figura 85 é ilustrado o processo de fabricação da microlâmpada integrada ao guia de onda. Nesse processo, carbeto de silício amorfo hydrogenado (a-SiC:H) também é depositado por PECVD a 320°C, utilizando uma mistura gasosa de silana (3,6 sccm), metano (32,4 sccm) e hidrogênio (200 sccm) e potência de rf de 100 W.

Figura 85. Processo de fabricação da microlâmpada integrada ao guia de onda. a) {100} substrato de silício. b) Deposição da cobertura inferior do guia de SiO_xN_y ($4\ \mu\text{m}$). c) Deposição e fotogração dos contatos de cromo ($0,4\ \mu\text{m}$). d) Desenhio do núcleo do guia ($2\ \mu\text{m}$) e definição da geometria por *reactive ion etching* (RIE). e) Deposição da cobertura superior do guia ($5\ \mu\text{m}$). f) Deposição de a-SiC:H ($1\ \mu\text{m}$). g) Gravação de todas as camadas para exposição do silício e contatos elétricos. h) Corrosão do silício em solução de KOH.

O filme de a-SiC:H é muito importante para o processo de integração, pois a microlâmpada por si só é uma estrutura plana (Figura 86a), que emite luz para longe do substrato, não permitindo a inserção de luz no guia de onda. Como depositado, o a-SiC:H é amorfo com uma tensão mecânica residual compressiva ($\sim 1.4\ \text{GPa}$). A deposição deste material sobre a estrutura da microlâmpada em forma de *cantilever*, faz com que esta se curve para dentro da cavidade (Figura 86b). Sujeitando o a-SiC:H a um processo de recozimento térmico, é possível mudar a tensão mecânica residual para tensiva e até cristaliza o material^{93,94}. Esta característica faz o *cantilever* curvar para fora da cavidade depois do recozimento, direcionando a luz da microlâmpada para o guia de onda. Desta forma, é possível acoplar a luz da microlâmpada ao guia de onda (Figura 86c). Este processo de recozimento é, na realidade, um processo de microrecozimento, resultante da dissipação térmica da própria microlâmpada, quando corrente suficiente é aplicada ao filamento.

Figura 86. Ilustração do processo de alinhamento da microlâmpada e do guia de onda. a) microlâmpada como depositada. b) Microlâmpada recoberta com a-SiC:H. c) Recozimento do a-SiC:H, acoplado a microlâmpada ao guia de onda.

Montagem Experimental

A microlâmpada é energizada por uma fonte de corrente (Agilent model E3694A Dual Output DC Power Supply), que aquece o filamento a temperaturas incandescentes, emitindo luz. Parte da luz que entre no guia de onda é coduzida até a borda do substrato, onde a luz é coletada por uma fibra óptica convencional multimodo (50 μm de núcleo) conectada a um fotodiodo com responsividade de 700 nm a 1800 nm. Por sua vez, o fotodiodo é conectado a um medidor de potência óptica Newport PTS-OPM-1, que mostra a radiância que sai do guia. Microposicionadores são utilizados para alinhar a fibra óptica e o guia de onda. Na Figura 87 é ilustrada a montagem experimental usada para caracterizar a integração da microlâmpada e guia de onda.

Figura 87. Montagem experimental.

Resultados e Discussão

Os *cantilevers* da Figura 88 possuem uma camada a-SiC:H. O *cantilever* 1 está curvado para baixo, dentro da cavidade, antes do processo de recozimento. Para realizar o microrecozimento, é necessário aplicar correntes da ordem de 30 mA aos *cantilevers* que são suficientes para incandescer o filamento e mudar as propriedades mecânicas do a-SiC:H, levando a microlâmpada a curvar para cima, permitindo a inserção de luz no guia de onda. O *cantilever* 2 passou por parte do processo de recozimento e sua ponta está levemente curvada para cima.

Figura 88. Microlâmpadas recobertas com a-SiC:H – *Cantilever 1*: como depositado; *Cantilever 2*: alinhado parcialmente pelo processo de recozimento.

O processo de recozimento termina quando o *cantilever* não é mais deformado pela temperatura. Neste ponto, é possível medir a luz na saída do guia de onda. A Figura 89 mostra a relação da radiância total medida na saída do guia de onda em função da corrente aplicada à lâmpada, utilizando a montagem experimental da Figura 87. Na realidade, este valor é a radiância espectral integrada entre 700 nm a 1800 nm.

Por volta de 33 mA a lâmpada normalmente falha. No entanto, a lâmpada pode ser operada continuamente com correntes mais baixas. Na Figura 89 também é mostrada uma microlâmpada que permite o acoplamento da luz emitida ao guia de onda.

Figura 89. Radiância medida na saída do guia de onda em função da corrente aplicada à microlâmpada. Em detalhe: Microlâmpada acoplada ao guia de onda.

Assumindo que o filamento de cromo emite como um corpo cinza (corpo negro com emissividade menor que 1), cálculos foram feitos para determinar a temperatura máxima que uma microlâmpada alcança antes de falhar. Para isso, a radiância teórica de um corpo negro foi calculada através da integração da radiância para os comprimentos de onda entre 700 nm e 1800 nm para uma determinada temperatura, levando em consideração a responsividade do fotodiodo utilizado na medida. Valores diferentes de radiância podem ser obtidos para diferentes temperaturas, como mostra a Figura 90. Desta forma, é possível ajustar a curva experimental ao valor teórico da intensidade, permitindo assim determinar a temperatura máxima que a lâmpada chega antes de falhar. A Figura 90 mostra a intensidade teórica calculada com a temperatura máxima de 1160K, que concorda razoavelmente bem com os dados experimentais. Por isso, pode-se assumir que a lâmpada chega a 1160K antes de falhar. Nesta temperatura, a radiação de corpo negro é máxima em 2500 nm, indicando que esta lâmpada pode ser utilizada como fonte de infravermelho. Trabalhos mais aprofundados são necessários para confirmar a temperatura alcançada pela microlâmpada.

Figura 90. Cálculo teórico para uma temperatura máxima de 1160K ajustado à medida experimental.

6. CONCLUSÃO

Os trabalhos realizados neste doutorado possibilitaram o estabelecimento de uma metodologia para a obtenção das propriedades termo-mecânicas do carbetto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H) e do oxinitreto de silício (SiO_xN_y) depositados por *plasma enhanced chemical vapor deposition* (PECVD). Apesar dos estudos terem sido voltados para materiais depositados por PECVD, esta metodologia pode ser aplicada a diversos outros materiais utilizados na microeletrônica.

Medidas de nanoindentação e ressonância de *cantilevers* foram utilizadas para obter o módulo de elasticidade. Os resultados obtidos a partir das duas técnicas foram similares e permitiram obter o módulo de elasticidade de forma confiável. A ressonância dos *cantilevers* foi medida utilizando-se atuação térmica, eletrostática e piezoelétrica. Porém, somente a atuação piezoelétrica permitiu a obtenção do módulo de elasticidade de forma direta, através de cálculos analíticos e sem necessidade de simulação por métodos numéricos. Foi determinando o módulo de elasticidade do a-SiC:H (tipo 3695) quase estequiométrico. O valor de ~ 91 GPa medido compara-se a valores relatados na literatura (~ 85 GPa⁴³) e ao valor obtido pela nanoindentação (75,4 GPa). Além disso, foi possível atuar estruturas sem camadas metálicas, eliminando incertezas (densidade, espessura, etc.) provenientes destes filmes e permitindo, também, medir o módulo de elasticidade de um filme de cromo.

A tensão mecânica residual dos filmes utilizados neste trabalho foi medida utilizando-se a curvaturas do substrato induzida pela deposição dos filmes e a deformação de *cantilevers*. O valor médio da tensão mecânica, obtido pela curvatura do substrato variou de -69 MPa até -1750 MPa, mostrando grande dependência das condições de deposição dos filmes. O método que utiliza a deformação de *cantilevers* possibilitou a obtenção do gradiente de tensão mecânica, que também mostrou uma dependência das condições de deposição. Por outro lado, não foi possível obter a tensão mecânica média utilizando-se a deformação dos *cantilevers*, pois esta técnica se mostrou muito sensível para determinar este valor. Notou-se que a inclinação do substrato tem grande influência na medida e os valores obtidos não condizerem com os valores da curvatura do substrato.

O coeficiente de expansão térmica foi medido utilizando o gradiente de temperatura e o valor obtido foi similar a valores reportados na literatura para o carbetto de silício cristalino ($4,2 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$ ⁷⁰). Para um a-SiC:H quase estequiométrico foi obtido um coeficiente de expansão térmica de $3,41 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$ (medido no Laboratório de Pesquisas Fotovoltaicas do Departamento de Física Aplicada da Universidade Estadual de Campinas), enquanto para um a-SiC:H rico em carbono o valor foi de $4,36 \mu\text{m}/^\circ\text{C}$ (medida implementada em nosso

laboratório). Estes resultados mostram uma dependência do coeficiente de expansão térmica em relação à composição dos filmes.

Também foi demonstrado que a variação da resistência do cromo em função da temperatura é pequena, não permitindo sua utilização como sensor de temperatura. Inviabilizando assim a obtenção da condutividade térmica dos filmes estudados com o processo de fabricação utilizado neste trabalho. A compatibilidade de outros metais como níquel ou platina com o processo de fabricação das membranas deve ser investigada para a obtenção da condutividade térmica.

Contudo, a obtenção de algumas propriedades termo-mecânicas dos filmes de a-SiC:H e SiO_xN_y abre um importante caminho para o desenvolvimento de MEMS, no qual o projeto de dispositivos baseados nestes materiais torna-se possível. Assim, em trabalho futuros, espera-se que o comportamento mecânico de microestruturas destes materiais possa ser estimado e o projeto destas estruturas otimizado.

Além disso, trabalhos promissores foram apresentados, mostrando o potencial dos materiais estudados para o desenvolvimento de MEMS. Nesses trabalhos, foi demonstrada a viabilidade de integrar microestruturas atuadas termicamente e guias de onda ópticos, utilizando os materiais estudados neste trabalho. Estes sistemas Microoptoeletromecânicos (MOEMS) têm como objetivo principal aplicação em óptica integrada. Por isso, foram desenvolvidos chaves ópticas, portas lógicas ópticas, fontes de luz integradas e acoplamento das fontes de luz com guias de onda.

Além disso, foram fabricados *minidisplays* utilizando matrizes de microlâmpadas. A possibilidade de fabricar microlâmpadas de forma simples, sem necessidade de cavidades seladas em vácuo, aliada a integração dessa luz com guias de onda, é muito promissora para aplicações em telecomunicações e sensoriamento, eliminando etapas de alinhamento da fonte de luz e guia de onda.

Finalmente, foram fabricados *cantilevers* por microusinagem de superfície, utilizando o a-SiC:H como material estrutural e o SiO_xN_y como material sacrificial. Estas estruturas foram atuadas eletrostaticamente e seu comportamento dinâmico foi observado para a determinação da frequência de ressonância. Essas estruturas são promissoras para aplicações em sensores, especialmente devido à facilidade em determinar a frequência de ressonância dos *cantilever*. De fato, o sinal elétrico obtido proveniente da movimentação dos *cantilevers* permitiu até observar o amortecimento desta estrutura quando atuado com uma força em forma de degrau.

APÊNDICE 1

Sistema para medição de tensão mecânica em filmes finos

Este sistema baseia-se em uma alavanca óptica para medir o raio de curvatura da amostra, que é função da tensão mecânica residual de filmes finos (vide seção 2.2 e seção 4.2.1). No entanto, várias melhorias foram incorporadas em comparação ao método de medida utilizado anteriormente pelo Grupo de Novos Materiais e Dispositivos. Neste caso, a determinação da posição do feixe de laser é feito por processamento de imagens e 36 feixes de laser são utilizados para reduzir erros na medida.

Neste método, um feixe de laser com comprimento de onda de 650 nm incide sobre uma lente divergente que aumenta sua largura. Este feixe incide em uma matriz de furos, dividindo-o em outros 36 feixes menores que incidem na amostra. Estes, por sua vez, são refletidos e incidem sobre um anteparo. A imagem deste anteparo é capturada por uma *webcam* para ser processada. Então, a posição de cada feixe é calculada utilizando o ImageJ, um software livre de processamento de imagem. Na Figura A1. 1 é mostrada a montagem experimental para esta medida.

Figura A1. 1. Montagem experimental para medida da curvatura de substratos utilizando imagens.

As medidas são feitas para comparar a diferença entre os raios de curvatura de uma amostra sem filme depositado e uma amostra após a deposição do filme. Para evitar que essa diferença seja afetada por alterações no sistema de medida (posição da webcam, do

anteparo, da amostra ou dos espelhos), o raio de curvatura da amostra é sempre medido com relação a um espelho plano e assim, tem-se sempre uma referência única.

Para reconhecer a posição de cada feixe de laser é necessário calibrar a imagem capturada, isto é, determinar a escala da imagem. Por isso, o anteparo utilizado na montagem é um papel milimetrado, permitindo uma relação entre a distância real entre os feixes e o número de *pixels* das imagens. Inicialmente, tira-se uma foto do papel milimetrado iluminado com luz ambiente. No ImageJ, determina-se uma distância conhecida utilizando a ferramenta “linha reta” (*straight line*). No menu “*Analyze – Set Calibration*”, determina-se qual a relação entre a linha reta desenhada na imagem e a distância real no anteparo.

Após a calibração, são feitas medidas com um espelho plano (com rugosidade de $\lambda/5$ - 633 nm) para referência. Para isso, coloca-se o espelho plano no lugar da amostra, sem movimentar a câmera, e uma imagem é capturada no escuro, como exemplificada na Figura A1. 2a. Em seguida, a imagem é convertida para 8 bits (menu “*Image – Type – 8 bits*”). O limiar (*threshold*) da imagem é então ajustado (menu “*Image – Adjust – Threshold*”) para que a imagem exiba somente os feixes de laser (Figura A1. 2b). Finalmente, o centróide de cada feixe é determinado (menu “*Analyze – Set Measurement*”; escolher “*Centroid*”; menu “*Analyze – Analyze Particles*”). Esta última etapa fornece uma imagem como a apresentada na Figura A1. 2c e uma tabela com as coordenadas horizontal e vertical (X e Y) da posição do centróide de cada feixe de laser.

Figura A1. 2. Determinação da posição dos feixes de laser através de processamento de imagens utilizando o ImageJ. (a) Imagem capturada pela webcam no escuro. (b) Imagem com ajuste de limiar. (c) Reconhecimento de cada feixe de laser.

Após a medida de referência com o espelho plano, é feita a medida com a amostra sem filme depositado, utilizando o mesmo procedimento. Depois, calcula-se a distância entre cada feixe adjacente de cada linha das imagens com o espelho plano e com a amostra, obtendo-se o raio de curvatura desta amostra. Para isso é utilizada a Equação A1. 1, obtida através de relações geométricas.

$$R = \frac{2 \cdot L \cdot X}{Da - De} \quad \text{Equação A1. 1}$$

Onde:

- R = Raio de curvatura
- L = Caminho óptico – Distância entre amostra e anteparo
- X = distância entre feixes de cada linha da matriz na amostra ou espelho
- D_e = distância entre feixes de cada linha da matriz no anteparo com espelho
- D_a = distância entre feixes de cada linha da matriz no anteparo com amostra

Posteriormente, o filme é depositado na amostra e o mesmo procedimento descrito acima é feito para medir seu raio de curvatura. Sabendo-se o raio de curvatura antes e depois da deposição do filme, é possível determinar a tensão mecânica residual do filme, utilizando a Equação 12. Na Tabela A1. 1 é mostrado um exemplo de uma medida da tensão mecânica feita para uma amostra de a-SiC:H 3695. Nesta medida, foi calculada tensão mecânica entre cada feixe de cada linha da imagem. Desta forma, pode-se obter uma média de tensão mecânica para cada linha e uma média para toda a amostra.

Tabela A1. 1 – Exemplo da tensão mecânica obtida para uma amostra de a-SiC:H 3695.

	Feixe 1-2	Feixe 2-3	Feixe 3-4	Feixe 4-5	Feixe 5-6	Média de Cada Linha	Desvio Padrão
Linha 1	-96,4	-68,0	-21,6	-148,9	-44,8	-75,9	49,3
Linha 2	-65,5	-41,0	-60,8	-94,7	-108,3	-74,0	27,1
Linha 3	-6,0	-50,9	-80,8	-78,4	-66,1	-56,4	30,6
Linha 4	-19,7	-85,1	-53,9	-117,7	-45,0	-64,3	38,0
Linha 5	-93,8	-12,8	-62,7	-94,2	-100,3	-72,8	36,6
Linha 6	-35,0	-23,6	-114,4	-52,6	-111,8	-67,5	42,9
Tensão Mecânica Média para a Amostra (MPa)						-68,5	7,3

Nota-se que o desvio padrão calculado para cada linha é relativamente grande. Isso acontece porque qualquer erro na determinação da posição de um determinado feixe influi no cálculo da tensão mecânica nas regiões entre os dois feixes adjacentes a este. Por exemplo, se houver um erro na determinação do feixe 2 da linha 1, este vai influir no cálculo da tensão mecânica do Feixe 1-2 e do Feixe 2-3, o que vai aumentar o desvio padrão desta linha. No entanto, este fato não altera a média e por isso o desvio padrão das médias é pequeno. Erros na medida podem estar relacionados a imperfeições no espelho plano utilizado como padrão; a difrações dos feixes, causando imprecisão da determinação do centróide do feixe; e a ruídos ópticos na aquisição da imagem.

Este método foi utilizado para medir dois espelhos convexos com curvaturas conhecidas (fornecidas pelo fabricante). Neste caso, a curvatura do espelho foi determinada com erro de 4,3% no pior dos casos.

APÊNDICE 2

Alavanca Óptica

A Figure A2. 1 mostra um esquema ilustrando a alavanca óptica utilizada neste trabalho para medir a curvatura do substrato. Na Figure A2. 1a um feixe de luz divergente proveniente do ponto O incide em um espelho plano que reflete a luz que incide em um anteparo. Na Figure A2. 1b o espelho é substituído por uma amostra.

Figure A2. 1. Alavanca óptica (a) espelho plana (b) amostra.

Utilizando o espelho plano é possível obter o ângulo a , que é referente à divergência da luz. Este ângulo pode ser calculado utilizando a relação da Equação A2. 1.

$$a = \text{TAN}^{-1} \left(\frac{De - X}{2L} \right) \quad \text{Equação A2. 1}$$

Onde:

- L = Caminho óptico – Distância entre amostra e anteparo
- X = distância entre feixes na amostra ou espelho
- De = distância entre feixes no anteparo com espelho plano

A Equação A2. 1 pode ser aproximada para pequenos ângulos como mostra a Equação A2. 2.

$$a \approx \left(\frac{De - X}{2L} \right) \quad \text{Equação A2. 2}$$

Utilizando a Figure A2. 1b pode-se relacionar o raio de curvatura da amostra com a distância dos feixes no anteparo, como é mostrado abaixo:

$$b + c = \text{TAN}^{-1}\left(\frac{Da - X}{2L}\right) \approx \left(\frac{Da - X}{2L}\right) \quad \text{Equação A2. 3}$$

sendo,

$$c \approx \frac{R \cdot X}{2} \quad \text{Equação A2. 4}$$

e

$$b = a + c \quad \text{Equação A2. 5}$$

Assim,

$$R = \frac{2L \cdot X}{Da - De} \quad \text{Equação A2. 6}$$

Onde:

- L = Caminho óptico – Distância entre amostra e anteparo
- Da = distância entre feixes no anteparo com espelho plano
- R = Raio de curvatura

No caso da medida utilizando um feixe laser colimado, a é igual a zero e não existe a necessidade de utilizar um espelho plano, logo $De=0$. Assim, a relação do raio de curvatura com as posições do laser na amostra e no anteparo se reduz a aquela da Equação 26.

APÊNDICE 3

PUBLICAÇÕES

Trabalhos publicados em revistas internacionais:

1. REHDER, G. ; CARREÑO, M. N. P. . PECVD A-SiC:H YOUNG'S MODULUS OBTAINED BY MEMS RESONANT FREQUENCY. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 354, p. 2359-2364, 2008.
2. REHDER, G. ; CARREÑO, M. N. P. ; ALAYO, M. I. . Integration of optical waveguides with micro-incandescent light. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 354, p. 2538-2543, 2008.
3. Alayo, M I ; REHDER, G. ; Carreño, M N P . MEMS-based incandescent microlamps for integrated optics applications. *Journal of Optics. A, Pure and Applied Optics*, v. 10, p. 104022, 2008.
4. REHDER, G. ; CARREÑO, M. N. P. . Thermally actuated a-SiC:H MEMS fabricated by a PECVD process. *Journal of Non-Crystalline Solids*, v. 352, p. 1822-1828, 2006.
5. REHDER, G. ; CARREÑO, M. N. P. . Ciliary Motion in PECVD Silicon Carbide Microstructures. *Revista Mexicana de Fisica*, v. 52, n. 2, p. 48-49, 2006.

Os trabalhos abaixo foram apresentados em congressos internacionais e publicados nos respectivos anais:

1. Rehder, G ; Carreño, M N P . Piezoelectric Stimulation of Microcantilever Beams for Young s Modulus Determination of Amorphous Hydrogenated Silicon Carbide. In: 23rd Symposium on Microelectronics Technology and Devices, 2008, Gramado. ECS Transactions, 2008. v. 14. p. 63-71.
2. REHDER, G. ; ALAYO, M. I. ; MEDINA, H. ; CARREÑO, M. N. P. . Electro-opto-mechanical cantilever-based logic gates. In: Photonics West 2007, 2007, Jan Jose, California. Proceedings of SPIE, 2007. v. 6466. p. 64660D.
3. REHDER, G. ; CARREÑO, M. N. P. ; ALAYO, M. I. . Simple MEMS-based Incandescent Microlamps. In: 22nd Symposium on Microelectronics Technology and Devices, 2007, Rio de Janeiro. ECS Transactions. Pennington : The electrochemical Society, 2007. v. 9. p. 489-496.
4. REHDER, G. ; ALAYO, M. I. ; CARREÑO, M. N. P. . INCANDESCENT MICROLAMPS BASED ON MEMS AND PECVD MATERIALS. In: RIAO/OPTILAS 2007: 6th Ibero-American Conference on Optics (RIAO); 9th Latin-American Meeting on Optics, Lasers and Applications (OPTILAS), 2007, Campinas, SP. AIP Conference Proceedings, 2007. v. 992. p. 743-748.
5. REHDER, G. ; CARREÑO, M. N. P. . YOUNG S MODULUS OF a-SiC:H DETERMINED BY THE RESONANT FREQUENCY OF THERMALLY DRIVEN CANTILEVERS. In: 21st Symposium of Microelectronics Technology and Devices, 2006, Ouro Preto. Proceedings - Electrochemical Society. Pennington NJ : Electrochemical Society, 2006. v. 4. p. 131-140.
6. ARY, M. ; REHDER, G. ; PEREYRA, I. . Amorphous hydrogenated silicon carbide films prepared by PECVD for MEMS fabrication. In: INTERCON, 2008, Trujillo. Proceedings of the 15th INTERCON, 2008. v. 1. p. 148-153.
7. CARVALHO, D. O. ; Rehder, G ; MINA, A. M. ; MARTINS, G. S. P. ; ALAYO, M. I. . TOWARDS THE INTEGRATION OF LIGHT SOURCES AND OPTICAL DEVICES ON A SILICON SUBSTRATE. In: INTERCON, 2008, Trujillo. Proceedings of the 15th INTERCON, 2008. v. 1. p. 327-336.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- ¹ ROMIG, A. D.; et al., **Materials issues in microelectromechanical devices: science, engineering, manufacturability and reliability**, Acta Materialia, 51, p.5837–5866, 2003.
- ² MULLER, R. S. **MEMS: Quo vadis in century XXI?**, Microelectronic Engineering, 53, p.47-54, 2000.
- ³ DONG, H.; et al. **A novel out-of-plane MEMS tunneling accelerometer**, Sensors and Actuators A, 120, p.360-364, 2005.
- ⁴ XU, Y.; et al **A MEMS multi-sensor chip for gas flow sensing**, Sensors and Actuators A, 121, p.253-261, 2005.
- ⁵ THIELICKE, E.; OBERMEIER, E. **Microactuators and their technologies**, Mechatronics, 10, 431-455, 2000.
- ⁶ NAGEL, D. J. **Materials and processes for microsystems**, Surface and Coatings Technology, 103–104, p.138–145, 1998.
- ⁷ SPEARING, S. M. **Materials issues in microeletromechnical systems (MEMS)**, Acta mater, 48, p.179-196, 2000.
- ⁸ MEHREGANY, M.; ZORMAN C. A. **SiC MEMS: opportunities and challenges for applications in harsh environments**, Thin Solid Films 355–356, p.518–524, 1999.
- ⁹ MRS Bulletin, **Silicon carbide electronic materials and devices**, 22, No. 3, p.19–56 1997.
- ¹⁰ MRS Bulletin, **Advances in Silicon Carbide Electronics**, 30, p.273-278, 2005.
- ¹¹ ATWELL, A. R.; et al. **Simulation, fabrication and testing of bulk micromachined 6H-SiC high-g piezoresistive accelerometers**, Sensors and Actuators A, 104, p.11-18, 2003.
- ¹² HO, J.; et al., **High sensitivity ethanol gas sensor integrated with a solid-state heater and thermal isolation improvement structure for legal drink-drive limit detecting**, Sensors and Actuators B, 50, p.227–233, 1998.
- ¹³ ROY, S.; et al. **Fabrication and Characterization of Polycrystalline SiC Resonators**, , **IEEE Transactions on electron Devices**, 49, p.2323-2332, 2002.
- ¹⁴ SARRO, P. M. **Silicon carbide as a new MEMS technology**, Sensors and Actuators A, 82, p.210-218, 2000.
- ¹⁵ ALLEN, J. J. **Micro Electro Mechanical System Design**, CRC Taylor & Francis 2005.
- ¹⁶ PRADO, R. J.; et al. **Improvements on the local order of amorphous hydrogenated silicon carbide films**, J. Non-Cryst. Solids, 283, p.1-10, 2001.
- ¹⁷ PRADO, R. J.; et al. **Structural and morphological investigation of amorphous hydrogenated silicon carbide**, J. Appl. Crystallogr. 34, p.465-472, 2001.
- ¹⁸ CARREÑO, M. N. P.; LOPES A. T. **Self-sustained bridges of a-SiC:H films obtained by PECVD at low temperatures for MEMS applications**, Journal of Non-Crystalline Solids, 338-340, p.490-495, 2004.

- ¹⁹ OLIVEIRA, A.R.; CARREÑO, M. N. P. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 352, p.1392, 2006.
- ²⁰ LOPES, A. T.; CARREÑO M. N. P. **Membranes of SiO_xN_y with 3D topography formed by PECVD for MEMS applications**, *Journal of Non-Crystalline Solids*, 338-340, p.788-798, 2004.
- ²¹ LOPES, A. T **Microfabricação à base de materiais crescidos por PECVD**, Dissertação (Mestrado), Depto. de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, PSI-EPUSP, 2002.
- ²² REHDER, G.; CARREÑO, M. N. P. **Motion in microbridges of silicon carbide deposited by PECVD**, *Electrochemical Society Proceedings*, 3, p.125-130, 2004.
- ²³ REHDER, G. **Fabricação e caracterização de MEMS de carbeto de silício (a-SiC:H) obtido por PECVD**, Dissertação (Mestrado), Depto. de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, PSI-EPUSP, 2005.
- ²⁴ PHARR, G. M. **Measurement of mechanical properties by ultra-low load indentation**, *Materials Science and Engineering*, A253, p.151-159, 1998.
- ²⁵ ARCHER, R. R.; LARDNER, T. J. **An Introduction to Mechanics of Solids**, p. 282, 2ª edição, New York : McGraw-Hill, 1972.
- ²⁶ OLIVER, W. C.; PHARR, G. M. **An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments**, *Journal of Materials Research*, 7, p.1564-1583, 1992.
- ²⁷ FISCHER-CRIPPS, A.C. **A review of analysis methods for sub-micron indentation testing**, *Vacuum*, 58, p.569-585, 2000.
- ²⁸ FRANCO, A. R.; et al. **The use of a vickers indenter in depth sensing indentation for measuring elastic modulus and vickers hardness**, *Mat. Res.*, 7, 2004.
- ²⁹ PETERSEN, K. E.; GUARNIERI, C. R. **Young's modulus measurements of thin films using micromechanics**, *Journal of Applied Physics*, 50, p.6761-6766, 1979.
- ³⁰ YANG, E. H.; FUJITA, H. *International Conference on Solid-state Sensors and Actuators (Transducers '97)*, p.603, 1997.
- ³¹ B. LOCHEL, et al., *Sensors and Actuators A*, 46, p.98, 1995.
- ³² NNEBE, I.; SCHNEIDER, J. W.; *Langmuir*, 20, 3195-3201, 2004.
- ³³ BUCHAILLOT, L.; et al, *L. Apply Phys.*, 36, p.794, 1997.
- ³⁴ ROARK, R. J.; YOUNG, W. C.; **Formulas for Stress and Strain**, p.113, McGraw-Hill, New York, 1975.
- ³⁵ DEN HARTOG, J. P. **Mechanical Vibrations**, McGraw-Hill, New York, 1956.
- ³⁶ TSUCHIYA, T. **Tensile testing of silicon thin films**, *Fatigue Fract. Eng. Mater Struct.*, 28, p.665-674, 2005.
- ³⁷ TSUCHIYA, T.; et al. **Specimen Size Effect on Tensile Strength of Surface-Micromachined Polycrystalline Silicon Thin Films**, *J. Microelectromechanical Systems*, 7, p. 106, 1998.
- ³⁸ BELLAN, C.; DHERS, J. **Evaluation of Young modulus of CVD coatings by different techniques**, *Thin Solid Films*, 469-470, p.214-220, 2004.
- ³⁹ KESTER, E.; et al. **Measurement of Young's modulus of nanocrystalline ferrites with spinel structures by atomic force acoustic microscopy**, *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, 61, p.1275-1284, 2000.

- ⁴⁰ CHEN, T.-C.; LIN, W.-J.; CHEN, D.-L. **Effect of temperature gradient on simultaneously experimental determination of thermal expansion coefficients and elastic modulus of thin film materials**, Journal of applied physics, 96, p.3800-3806, 2004.
- ⁴¹ XIANG, Y.; CHEN, X.; VLASSAK, J. J. **The Mechanical Properties of Electroplated Cu Thin Films Measured by means of the Bulge Test Technique**, Material Research Society Symposium Proceedings, 695, p.L4.9.1- L4.9.6, 2002.
- ⁴² SERRE, C.; et al. **Determination of micromechanical properties of thin films by beam bending measurements with an atomic force microscope**, Sensors and Actuators, 74, p.134–138, 1999.
- ⁴³ TAI, Y.-C.; MULLER, R. S. **Measurement of Young's Modulus on Microfabricated Structures Using a Surface Profiler**, Microelectromechanical Systems 1990 proceedings: An Investigation of Micro Structures, Sensor, Actuators and Robots, p. 147-152, 1990.
- ⁴⁴ OSTERBERG, P. M.; SENTURIA S. D. **M-TEST: A Test Chip for MEMS Material Property Measurement Using Electrostatically Actuated Test Structures**, Journal of Microelectromechanical Systems, 6, 1997.
- ⁴⁵ STONEY, G. G. **The Tension of Metallic Films Deposited by Electrolysis**, Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character, 82, p.172-175, 1909.
- ⁴⁶ VON PREISSIG, F. J. **Applicability of the classical curvature-stress relation for thin films on plate substrates**, J. Applied Physics, 66, p.4262-48-68, 1989.
- ⁴⁷ FANG, W.; WICKERT, J. A. **Determining mean and gradient residual stresses in thin-films using micromachined cantilevers**, J. Micromech. Microeng., 6, p.301-309, 1996.
- ⁴⁸ NOYAN, I. C.; HUANG, T. C.; YORK, B. R. **Residual stress/strain analysis in thin films by x-ray diffraction**, Crit. Rev. Solid State Mater., 20, p.125-177, 1995.
- ⁴⁹ DE WOLF, I. **Micro-Raman spectroscopy to study local mechanical stress in silicon integrated circuits**, Semicond. Sci. Technol., 11, p.139-154, 1996.
- ⁵⁰ ALLEN, M. G. ; et al. **Novel microstructures for the in situ measurement of mechanical properties of thin films**, J. Applied Physics, 62, p.3579-3584, 1987.
- ⁵¹ GUCKEL, H.; RANDAZZO, T.; BURNS, D. W. **A simple technique for determination of mechanical strain in thin films with applications to polysilicon**, J. Applied Physics, 57, 1671-1675, 1985.
- ⁵² GUCKEL, H.; et al. **Diagnostic microstructures for the measurement of intrinsic strain in I thin films**, J. Micromech. Microeng., 2, p.86-95, 1992.
- ⁵³ ELBRECHT, L.; et al. **Comparison of stress measurement techniques in surface micromachining**, J. Micromech. Microeng. 7, p.151–154, 1997.
- ⁵⁴ BAEK, C. W. ; et al. **Measurement of the mechanical properties of electroplated gold thin films using micromachined beam structures**, Sensors and Actuators A, 117, p.17 2005.
- ⁵⁵ RETAJCZYK, T. F.; SINHA, A. K. **Elastic stiffness and thermal expansion coefficient of BN films**, Applied Physics Letters, 36, p.161-163, 1980.
- ⁵⁶ CHEN, T.-C.; LIN, W.-J.; CHEN, D.-L. **Effect of temperature gradient on simultaneously experimental determination of thermal expansion coefficients and**

- elastic modulus of thin film materials**, Journal of applied physics, 96, p.3800-3806 2004.
- ⁵⁷ RAFLA-YUAN, H.; HICHWA, B. P.; ALLEN, T. H. **Noncontact method for measuring coefficient of linear thermal expansion of thin films**, J. Vac. Sci. Technol. A, 16, p.3119-3122, 1998.
- ⁵⁸ TONG, H. M.; et al. **Thickness-direction coefficient of thermal expansion measurement of thin polymer films**, Rev. Sci. Instrum. 62, p.422-430, 1991.
- ⁵⁹ CHAE, J.-H.; LEE, J.-Y.; KANG, S.-W. **Measurement of thermal expansion coefficient of poly-Si using microgauge sensors**, Sensors and Actuators, 75, p.222-229, 1999.
- ⁶⁰ IRACE, A.; SARRO, P. M. **Measurement of thermal conductivity and diffusivity of single and multilayer membranes**, Sensors and Actuators, 76, p.323-328, 1999.
- ⁶¹ ERIKSSON, P.; ANDERSSON, J. Y.; STEMME, G. **Thermal characterization of surface-micromachined silicon nitride membranes for thermal infrared**, Journal of Microelectromechanical Systems, 6, p.55-61, 1997.
- ⁶² DAMES, C.; CHEN, G. **1, 2, and 3 methods for measurements of thermal Properties**, Review of Scientific Instruments, 76, p.124902-1-14, 2005.
- ⁶³ CAHILL, D. G.; KATYAR, M.; ABELSON, J. R. **Thermal conductivity of SiH thin films**, Physical Review B, 50, p.6077-6081, 1994.
- ⁶⁴ TAUC, J. **Optical Properties of Solids**, North-Holland, Amsterdam, 1972.
- ⁶⁵ BELLAN, C.; DHERS, J. **Evaluation of Young modulus of CVD coatings by different techniques**, Thin Solid Films, 469-470, p.214-220, 2004.
- ⁶⁶ <<http://www.memsnet.org/material/siliconsibulk/>>. Acesso em: 23 dez 2007.
- ⁶⁷ SCOPEL, W. L.; et al. **Chemical and morphological properties of amorphous silicon oxynitride films deposited by plasma enhanced chemical vapor deposition**, Journal of Non-Crystalline Solids, 288, p.88-95, 2001.
- ⁶⁸ BRANTLEY, W. A. **Calculated elastic constants for stress problems associated with semiconductor devices**, Journal of Applied Physics, 44, p.534, 1973.
- ⁶⁹ LACONTE, J.; et al. **Thin films stress extraction using micromachined structures and wafer curvature measurements**, Microelectronic Engineering, 76, p.219-226, 2004.
- ⁷⁰ MEHREGANY, M.; et al. **Silicon carbide MEMS for harsh environments**, Proceedings of the IEEE, 86, 1998.
- ⁷¹ MICHALSKI, L.; et al. **Temperature Measurement**, John Wiley and Sons, 2001.
- ⁷² DESMULLIEZ, M. P. Y. **Optoelectronics-VLSI system integration Technological challenges**, Mat. Sci. Eng. B-Solid, 74, p.269, 2000.
- ⁷³ KRISHNAMOORTHY, A. V. **Optoelectronic-VLSI: photonics integrated with VLSI circuits**, IEEE J. Select. Topics Quantum Electron., 4, p.899, 1998.
- ⁷⁴ AHN, J. T.; et al. **A stabilized fibre-optic Mach-Zehnder interferometer filter using an independent stabilization light source**, Optics Communications, 157, p.62, 1998.

- ⁷⁵ MAYWAR, D; AGRAWAL, G.; NAKANO, Y. **Robust optical control of an optical-amplifier-based flip-flop**, Optics Express, 6, p.75, 2000.
- ⁷⁶ HESS, R.; et al. **Simultaneous all-optical add and drop multiplexing of 40 Gbit/s OTDM signals using monolithically integrated Mach-Zehnder interferometer**, Electronics Letter, 34, p.579, 1998.
- ⁷⁷ FJELDE, T.; et al. **Demonstration of 20 Gbit/s all-optical logic XOR in integrated SOA-based interferometric wavelength converter**, Electronics Letters, 36, p.1863, 2000.
- ⁷⁸ THEOPHILOPOULOS, G; et al. **40 GHz All-Optical XOR with UNI Gate Optical Fiber**, Communication Conference and Exhibit 2001, 1, p.MB2-1- MB2-3, 2001.
- ⁷⁹ HINTON H S, et al. **Free Space Digital Optic Systems**, Proceedings of The IEEE, 82, p.1632, 1994.
- ⁸⁰ ICHIOKA, Y. **Optical Parallel Logic Gates Using a Shadow-casting System for Optical Digital Computing**, Proceedings of the IEEE, 72, p.787, 1984.
- ⁸¹ FATEHI, M. T.; WASMUNDT, K. C.; COLLINS JR., S. A. **Optical logic gates using liquid crystal light valve: implementation and application example**, Applied Optics, 20, p.163, 1981.
- ⁸² CHENF, R. T.; NPYEN, H. MINN, C. W. **A Low Voltage Micromachined Optical Switch by Stress-Induced Bending**, Microelectromechanical Systems, MEMS '99, p.424, 1999.
- ⁸³ GILES, C. R.; , et al. **A Silicon MEMS Optical Switch Attenuator and Its Use in Lightwave Subsystems**, IEEE Journal of Selected Topics in Quantum Electronics, 5, p.18, 1999.
- ⁸⁴ YEOW, T. -W.; LAW, K. L.; GOLDENBERG, A. **MEMS Optical Switches**, IEEE Communication Magazine, 39, p.158, 2001.
- ⁸⁵ HUNSPERGER, R. **Integrated Optics Theory and Technology** 5th Edition, New York 2002.
- ⁸⁶ HUANG, Z.; et al. **Microstructured silicon photodetector**, Appl. Phys. Lett., 89, p.33506, 2006.
- ⁸⁷ MASTRANGELO, C. H.; YEH, J. H.-J.; Muller, R. S. **Electrical and optical characteristics of vacuum-sealed polysilicon microlamps**, IEEE Trans. Elec. Dev., 39, p.1363, 1992.
- ⁸⁸ FISHER, M. A. **Flat panel display with array of micromachined incandescent lamps**, Patent N° 5956003, 1999.
- ⁸⁹ TU, J.; et al. **Micromachined, Silicon Filament Light Source for Spectrophotometric Microsystems**, App. Optics, 42, p.2388, 2003.
- ⁹⁰ HOCHBERG, F.; SEITZ, H. K.; BROWN, A. V. **A thin-film integrated incandescent display**, IEEE Trans. Elec. Dev., 20. p.1002, 1973.
- ⁹¹ MASTRANGELO, C.H.; Muller, R.S.; KUMAR, S. **Microfabricated incandescent lamps**, Applied Optics, 30, p.868, 1991.
- ⁹² R.S. MULLER, C.H. MASTRANGELO, **Vacuum-sealed silicon incandescent light**, Patent N° 5285131, 1994.
- ⁹³ SARRO, P. M.; et al **Low-stress PECVD SiC thin films for IC-compatible microstructures**, Sensors and Actuators A, 67, p.175, 1998.
- ⁹⁴ OLIVEIRA, A. R.; CARREÑO, M. N. P. J. of Non-Crystalline Solids, 352, p.1392, 2006.