

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO  
ESCOLA POLITÉCNICA

GUSTAVO PAMPLONA REHDER

**Fabricação e caracterização de MEMS de carbeto de silício  
(a-SiC:H) obtido por PECVD**

São Paulo  
2005

GUSTAVO PAMPLONA REHDER

**PARA CÓPIAS, CONSULTAR A EDIÇÃO REVISADA :**

FD- 4198

Ed. rev.

**Fabricação e caracterização de MEMS de carbeto de silício  
(a-SiC:H) obtido por PECVD**

Dissertação apresentada à Escola  
Politécnica da Universidade de São Paulo  
para a obtenção do título de Mestre em  
Engenharia Elétrica.

Área de Concentração: Microeletrônica  
Orientador: Prof. Dr. Marcelo N. P. Carreño

São Paulo  
2005

## **AGRADECIMENTOS**

Ao Prof. Dr. Marcelo Carreño pela valiosa orientação e pela ótima oportunidade.

A todos os colegas do Grupo de Novos Materiais e Dispositivos pelo companheirismo.

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

Ao CNPQ e à FAPESP pelo apoio financeiro.

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

## RESUMO

O objetivo deste trabalho foi o desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos (MEMS) de carbeto de silício amorfo hidrogenado e outros materiais obtidos por PECVD, visando à obtenção de movimento controlado por efeito Joule induzido. Este estudo foi realizado junto ao Grupo de Novos Materiais e Dispositivos do Laboratório de Microeletrônica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

A motivação do desenvolvimento desta pesquisa é relacionada ao grande interesse tecnológico e econômico que os sistemas microeletromecânicos vêm adquirindo em diversas áreas. Estes sistemas possibilitam soluções inovadoras que não poderiam ser feitas de outra forma a não ser pela integração de estruturas mecânicas a dispositivos eletro-eletrônicos em um mesmo substrato.

Neste trabalho foi descrita a fabricação de estruturas estáticas de a-SiC:H. Foram fabricadas micropontes auto-sustentadas de carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H), utilizando um processo totalmente baseado em PECVD a baixas temperaturas. Na etapa inicial do trabalho foram exploradas as geometrias das estruturas e as limitações do processo de fabricação. Neste processo, o a-SiC:H foi usado como máscara para a corrosão do silício em KOH e como material estrutural. Após 1,5 horas de corrosão em KOH, o a-SiC:H não apresentou alterações visíveis, possibilitando sua utilização como material de mascaramento para corrosões em KOH. Foi possível obter micropontes de 20  $\mu\text{m}$  a 2 mm de comprimento com praticamente 100% de confiabilidade.

A segunda parte do trabalho demonstrou a obtenção de movimento controlado em micropontes auto-sustentadas e descreveu a fabricação e caracterização de sistemas microeletromecânicos de a-SiC:H e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  de um e dois níveis de metalização atuados termicamente através do efeito Joule induzido. Os dispositivos fabricados mostraram grande reprodutibilidade e resistência mecânica, suportando processos de fabricação agressivos com estruturas auto-sustentadas. Os dispositivos fabricados foram atuados para obter movimento controlado e sincronizado por computador, permitindo simular movimento ciliar em fileiras de *cantilevers*. Também foi observado que *cantilevers* possibilitam sua atuação, sem diminuição na amplitude do movimento, com frequências de até 150 Hz. Foi observado um deslocamento máximo de 31  $\mu\text{m}$  para *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  de comprimento. A determinação da frequência de ressonância de *cantilevers* possibilitou a obtenção do módulo de elasticidade do a-SiC:H, para o qual se obteve valores da ordem de 410 GPa, próximos aos valores relatados na literatura.

Este trabalho mostrou um importante desenvolvimento na área de sistemas microeletromecânicos de a-SiC:H e outros materiais depositados por PECVD atuados termicamente. Mostrou também a possibilidade da determinação de características de filmes finos, como o módulo de elasticidade e *stress* residual localizado, utilizando estruturas auto-sustentadas. E por fim, este trabalho abre caminho para a implementação de MEMS complexos com vários níveis de metalização e diversas camadas estruturais utilizando os processos descritos.

## ABSTRACT

The objective of this work was the development of hydrogenated amorphous silicon carbide and other PECVD materials microelectromechanical systems (MEMS), with intention of obtaining controlled motion induced by Joule effect. This research was conducted within the *Grupo de Novos Materiais e Dispositivos* of the *Laboratório de Microeletrônica* of the *Escola Politécnica* of the *Universidade de São Paulo*.

The motivation to develop this research is related to the great technological and economical interest that the microelectromechanical systems have been attaining in different areas. These systems enable innovative solutions that can not be done without the integration of mechanical structures and electro-electronic devices in the same substrate.

In this work, the fabrication of a-SiC:H static structures was described. Microbridges of hydrogenated amorphous silicon carbide have been fabricated using an entirely based, low temperature, PECVD process. In the first part of the work, the geometries and process limitations were investigated. In the fabrication process developed, a-SiC:H was used as both mask material in a silicon KOH etch and structural material. After 1.5 hours of KOH etch, no visible changes were seen in the a-SiC:H film, thus this film can be used as a masking material in KOH-based etchants. Microbridges of 20  $\mu\text{m}$  to 2 mm in length were obtained with 100 % reliability.

The second part of the work, demonstrated motion in the fabricated a-SiC:H microbridges and described the fabrication process and characterization of a-SiC:H and SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> microelectromechanical systems with one and two metallization levels that can be actuated due to the induced Joule effect. The fabricated devices showed good reproducibility and mechanical resistance, withstanding aggressive fabrication processes with the structures already free-standing. These devices were actuated to obtain computer controlled and synchronized motion, simulating ciliary motion of rows of cantilevers. It was also observed that cantilevers can be actuated, with no reduction of the motion amplitude, up to frequencies of 150 Hz. The maximum dislocation of 31  $\mu\text{m}$  was observed for a 500  $\mu\text{m}$  long cantilever. The determination of the resonant frequency allowed the calculation of the Young modulus for a-SiC:H. The values obtained were in the order of 410 GPa, similar the literature results.

This work showed an important development of thermally actuated a-SiC:H and other PECVD materials microelectromechanical systems. It also showed the possibility of characterizing thin films by obtaining properties such as Young modulus and local residual *stress* using freestanding structures. Finally, this work enables the development of more complex MEMS with many metallization level and structural layers using the described fabrication process.

## SUMÁRIO

<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>6</b>
<b>2. ANTECEDENTES .....</b>	<b>10</b>
2.1 Métodos de Microfabricação .....	10
2.2 <i>Stress</i> em Filmes Finos .....	17
2.3 Antecedentes do Grupo de Novos Materiais e Dispositivos .....	19
<b>3. ESTRUTURAS ESTÁTICAS: MÉTODO DE MICROFABRICAÇÃO .....</b>	<b>29</b>
3.1 Parte Experimental .....	30
3.1.1 Materiais .....	30
3.1.2 Etapas de Fabricação .....	34
3.1.3 Geometria das Estruturas .....	39
3.2 Resultados e Discussão .....	41
3.3 Conclusão – Estruturas Estáticas .....	47
<b>4. ESTRUTURAS ATIVAS: MOVIMENTO CONTROLADO .....</b>	<b>50</b>
4.1 Movimentação de Micropontes .....	50
4.1.1 Resultados e Discussão – Movimentação de Micropontes .....	51
4.2 Matrizes de <i>Cantilevers</i> – Um Nível de Metalização .....	54
4.2.1 Resultados e Discussão – Matrizes de <i>Cantilevers</i> : Um Nível de Metalização .....	63
4.3 Matrizes de <i>Cantilevers</i> e Pontes – Dois Níveis de Metalização .....	89
4.3.1 Resultados e Discussão – Matrizes de <i>Cantilevers</i> e Pontes: Dois Níveis de Metalização .....	94
4.4 Conclusão – Movimento Controlado .....	100
<b>5. CONSIDERAÇÕES FINAIS .....</b>	<b>103</b>
<b>REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>106</b>
<b>APÊNDICE</b>	

# 1. INTRODUÇÃO

O objetivo deste trabalho é o desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos (MEMS) de carbeto de silício amorfo hidrogenado e outros materiais obtidos por PECVD (*Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition*). Em particular, é abordado o movimento controlado e sincronizado de microestruturas auto-sustentadas induzido por efeito Joule. Este estudo foi realizado junto ao Grupo de Novos Materiais e Dispositivos do Laboratório de Microeletrônica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.

A motivação do desenvolvimento desta pesquisa é relacionada ao grande interesse tecnológico e econômico que os sistemas microeletromecânicos vêm adquirindo em diversas áreas. Esses sistemas possibilitam soluções inovadoras que não poderiam ser feitas de outra forma a não ser pela integração de estruturas mecânicas a dispositivos eletro-eletrônicos em um mesmo substrato. Na atualidade, MEMS de silício são muito usados na indústria automotiva em *airbags*, em impressoras jato de tinta e em uma variedade de sensores de pressão, acelerômetros e atuadores, por exemplo. Além disso, várias áreas têm mostrado bons resultados na produção comercial de MEMS como telecomunicações, aplicações em alta frequência, medicina e biotecnologia <sup>1,2</sup>.

Atualmente, o acrônimo MEMS abrange uma ampla gama de dispositivos com características funcionais bastante variadas que podem ser divididas, de forma simplificada, em sistemas passivos, ativos e estáticos. Os sistemas passivos são desenvolvidos para, de alguma forma, transformar grandezas físicas ou químicas, que agem sobre estruturas mecânicas, em impulsos elétricos (sensores). Exemplos

de sensores são acelerômetros <sup>3</sup>, medidores de pressão e temperatura <sup>4</sup>. Nos sistemas ativos o movimento de estruturas mecânicas é produzido voluntariamente para realizar uma determinada tarefa (atuadores). Exemplos de atuadores são chaves elétricas e ópticas <sup>5</sup>, micromotores e microturbinas <sup>6</sup>. Por último, os dispositivos e estruturas estáticas não possuem interação elétrica, mas são fabricados através das mesmas técnicas de microfabricação que os sistemas passivos e ativos mencionados anteriormente. Microlentes <sup>7</sup>, microcanais, microreservatórios <sup>8</sup> e micropontes são exemplos deste tipo de dispositivo.

No entanto, para que essa tecnologia possa progredir, são necessárias constantes melhorias no processo de fabricação e desenvolvimento de novos materiais com características apropriadas para aplicações específicas em MEMS <sup>9,10</sup>. 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 <sup>11,12</sup>. O c-SiC é um semicondutor de alto *gap* que pode ser dopado tipo N ou tipo P e tem sido utilizado com sucesso na fabricação de dispositivos eletrônicos <sup>13</sup>, tendo também aplicações em sistemas microeletromecânicos como acelerômetros, sensores de etanol e ressonadores <sup>14,15,16</sup>.

Filmes de carbeto de silício mono e poli-cristalino podem ser obtidos por técnicas como *Molecular Beam Epitaxy* (MBE) <sup>17</sup>, *Electron Cyclotron Resonance* (ECR) <sup>18</sup> e *Chemical Vapor Deposition* (CVD) <sup>19</sup>. Esses processos têm em comum o fato de utilizarem temperaturas superiores a 1000 °C, o que pode se tornar um problema para processos convencionais de microeletrônica <sup>20</sup>.

Essa limitação pode ser contornada utilizando técnicas como *Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition* (PECVD), que possibilita a obtenção de filmes finos de SiC a temperaturas inferiores a 400 °C. Entretanto, a utilização de baixas temperaturas nesta técnica de deposição de materiais resulta na obtenção de filmes amorfos de SiC que possuem propriedades distintas das do material cristalino. Além disso, a técnica de PECVD permite a deposição de diversos materiais como silício amorfo, óxido de silício, nitreto de silício, entre muitos outros. A possibilidade de deposição de diversos materiais por PECVD é proveniente da forma de deposição dos filmes, que é feita a partir de misturas gasosas. Assim, diversos materiais podem ser depositados dependendo das misturas utilizadas. Pode-se também controlar a composição dos materiais, ajustando parâmetros de deposição como fluxo dos gases, pressão da câmara de deposição e potência utilizada para ionizar as moléculas dos gases. Desta forma, a técnica de PECVD mostra-se muito interessante para o desenvolvimento de novos materiais e, de fato, o Grupo de Novos Materiais e Dispositivos vem utilizando-a para o desenvolvimento de filmes finos, como o de carbeto amorfo hidrogenado (a-SiC:H) e o de oxinitreto de silício ( $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ), utilizados neste estudo.

Assim, o presente estudo pretende, de forma resumida, abordar aspectos teóricos ligados aos métodos de microfabricação e *stress* residual, além de fazer uma breve descrição de trabalhos do Grupo de Novos Materiais e Dispositivos ligados ao desenvolvimento de materiais (a-SiC:H e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ) e fabricação de microestruturas, que foram utilizados como base para a elaboração deste trabalho (Capítulo 2). Em seguida, no Capítulo 3, é descrita a fabricação de estruturas estáticas de a-SiC:H, com o intuito de explorar as geometrias das estruturas e limitações do processo de fabricação. Por último, no Capítulo 4, é demonstrada a

obtenção de movimento controlado implementado em algumas estruturas estáticas e, finalmente, são desenvolvidos e caracterizados sistemas microeletromecânicos de a-SiC:H e SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>.

## 2. ANTECEDENTES

Este capítulo contém assuntos considerados importantes relativos à fabricação de microestruturas, como o método de microfabricação e *stress* em filmes finos. Ele relata também, de forma resumida, trabalhos do Grupo de Novos Materiais e Dispositivo que possibilitaram o desenvolvimento deste projeto.

### 2.1 MÉTODOS DE MICROFABRICAÇÃO

**Microfabricação de Substrato:** Esta técnica consiste na remoção seletiva de regiões do substrato (normalmente o silício), sendo muito utilizada para formar diversas cavidades e trincheiras, liberar estruturas que necessitam de movimento ou fabricar membranas auto-sustentadas. A remoção de partes do substrato é feita através de corrosões úmidas, onde as geometrias das estruturas formadas e o tipo de corrosão dependem dos reagentes utilizados. A corrosão pode variar de isotrópica (geometrias circulares devido a taxas de corrosão iguais - Figura 1a) a anisotrópica (geometrias com superfícies planas e cantos bem definidos devido a taxas de corrosão que variam com a orientação cristalográfica do substrato - Figura 1b).

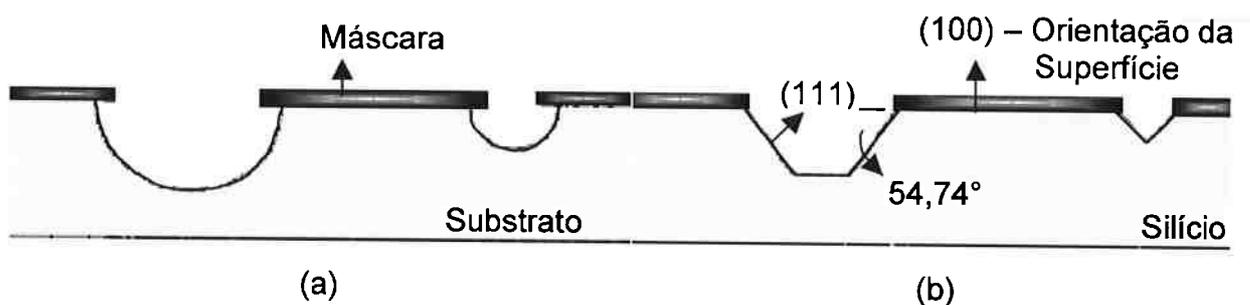


Figura 1. Microfabricação de substrato. (a) Corrosão isotrópica (b) corrosão anisotrópica do substrato de silício cristalino com orientação cristalográfica (100)

Para a corrosão isotrópica ilustrada na Figura 1a, pode-se utilizar soluções como o HNA (composto de HF, HNO<sub>3</sub> e ácido acético) que corrói substratos de silício independentemente das orientações cristalográficas com taxas de corrosão de 1 a 3 μm por minuto. Com esta corrosão, obtêm-se cavidades arredondadas e semi-esféricas utilizando materiais de mascaramento, como o óxido de silício (SiO<sub>2</sub>) e o nitreto de silício (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>), que protegem as regiões do substrato que não serão removidas.

Já para corrosões anisotrópicas do silício (Figura 1b), utilizam-se soluções como KOH (hidróxido de potássio), EDP (ethylene diaminepyrochatechol) e TMAH (tetramethylammonium hydroxide), que possuem altas taxas de corrosão em algumas direções e baixas taxas em outras. A solução mais utilizada é o KOH, pois é a solução menos tóxica e mais barata, com maior taxa de corrosão (1-2 μm/min). No entanto, essa solução não pode ser utilizada após processos CMOS, pois ataca o alumínio e SiO<sub>2</sub> (1-10 nm/min) e contamina o óxido de porta de transistores com íons do metal alcalino. Neste caso, a corrosão pode ser feita com EDP e TMAH <sup>21</sup>. Normalmente, para fazer o mascaramento do silício, também se utiliza, o SiO<sub>2</sub> e o Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>.

A variação das taxas de corrosão dos planos cristalinos de maior interesse no silício, (111), (100) e (110), utilizando o KOH, pode chegar a uma proporção de 1:400:600, respectivamente. Desta forma, observa-se que na direção <111> praticamente não ocorre corrosão. Na Figura 2 pode-se ver os planos cristalinos de uma lâmina de silício (100) (a superfície da lâmina é um plano (100)), na qual normalmente o chanfro é feito ao longo do plano (110). Nota-se também, que os planos (100) são orientados a 45° dos planos (110) e os planos (111) fazem um ângulo de 54,74° com a superfície da lâmina <sup>22</sup>.

No exemplo ilustrado na Figura 1, observa-se que, para um substrato cristalino de silício (100), os planos (111) limitam a corrosão por possuírem taxas muito baixas em comparação a outros planos. Neste caso, são formadas cavidades com paredes inclinadas a  $54,74^\circ$  na forma de uma pirâmide invertida ou uma pirâmide truncada. Se um substrato de silício (110) é utilizado, as cavidades formarão ângulos de  $90^\circ$  com a superfície da lâmina, possibilitando a obtenção de estruturas cúbicas.

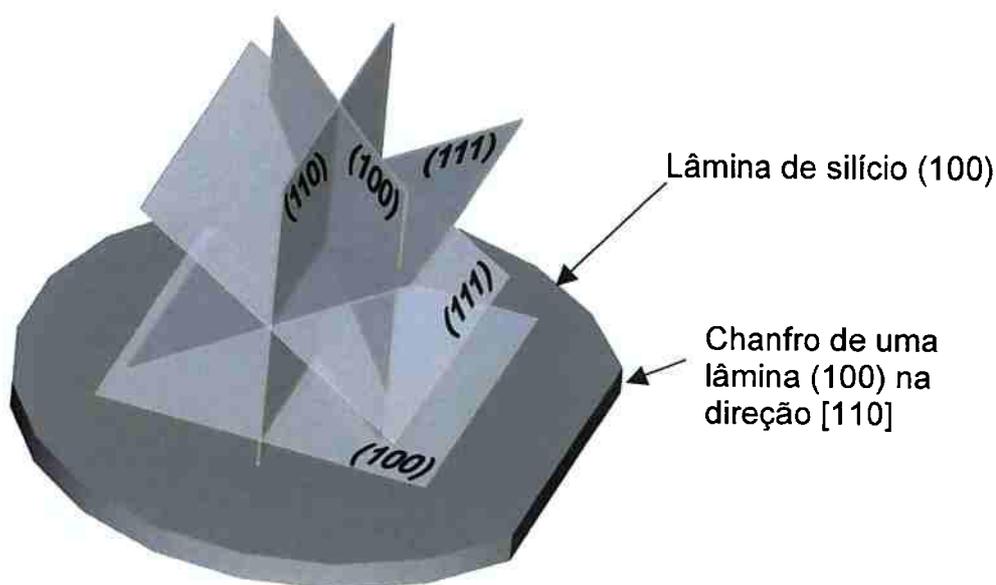


Figura 2. Planos cristalinos de uma lâmina de silício (100).

Como mencionado acima, esse método de fabricação possibilita a formação de membranas (Figura 3a) e estruturas como pontes e *cantilever* (Figura 3b) auto-sustentados. As membranas podem ser formadas através da corrosão total da lâmina feita pelas costas do substrato, formando uma membrana auto-sustentada na frente. Para isto, utiliza-se um material de mascaramento nas costas e fotolitografia convencional para remover seletivamente regiões deste material e expor o silício para a corrosão. Assim, através de uma corrosão em KOH, pode-se remover o

silício, deixando somente o filme na frente da lâmina. Pode-se ver as etapas simplificadas do processo de fabricação de uma membrana na Figura 3a<sup>23</sup>.

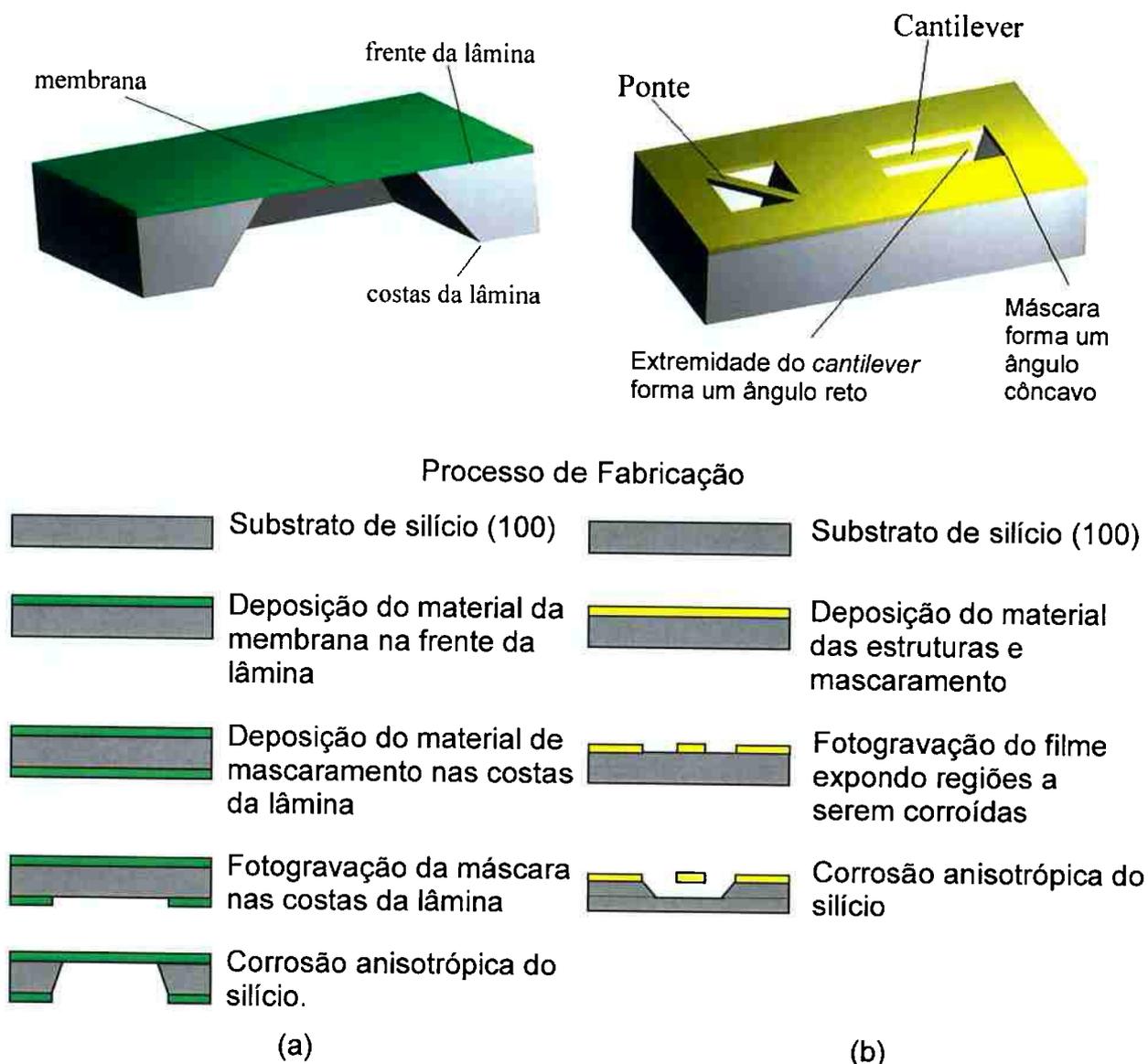


Figura 3. Estruturas fabricadas por microfabricação de substrato e etapas de fabricação. (a) Membrana auto-sustentada fabricada pela corrosão total da lâmina pelas costas do substrato. (b) Ponte e *cantilever* auto-sustentados formados pela corrosão frontal do substrato.

Estruturas como pontes e *cantilever* podem ser fabricadas através da corrosão frontal e seletiva do substrato de silício. Para isto, removem-se regiões do material de mascaramento, expondo o silício e definindo a geometria das estruturas. Assim, o silício pode ser corroído em KOH, deixando geometrias como pontes e

*cantilever* auto-sustentadas. No entanto, é necessário prestar atenção para a orientação das estruturas, pois devido à anisotropia do silício, os planos cristalinos podem interferir na auto-sustentação das estruturas durante a corrosão do substrato.

Para deixar uma ponte auto-sustentada, é necessário que ela esteja orientada a 45° da borda da lâmina ou chanfro, ao longo dos planos (100). Deste modo, os planos (111) não interrompem a corrosão sob a estrutura, como mostra a ponte na Figura 3b. Se a ponte for orientada paralela à borda da lâmina, a corrosão não ocorrerá sob a ponte e somente duas trincheiras serão formadas, pois os planos (111) limitam a corrosão.

No caso de *cantilever*, não é necessária a orientação das estruturas a 45° da borda, pois cantos retos ou convexos formados pelo material de mascaramento permitem a corrosão dos planos (111). No início da corrosão de um *cantilever* alinhado com a borda da lâmina (direção  $\langle 110 \rangle$ ), os planos (111) são expostos ao longo do *cantilever*, formando, inicialmente, uma trincheira e não permitindo a corrosão sob o *cantilever* (Figura 4b). Na ponta do *cantilever*, os planos (111) formam um ângulo de 90° e, justamente nesta região, é iniciada a corrosão sob o *cantilever* (Figura 4c), expondo planos (311) que possuem taxas mais altas de corrosão. A corrosão começa nas extremidades do *cantilever* e continuam até a base da estrutura, deixando o *cantilever* totalmente auto-sustentado (Figura 4d).

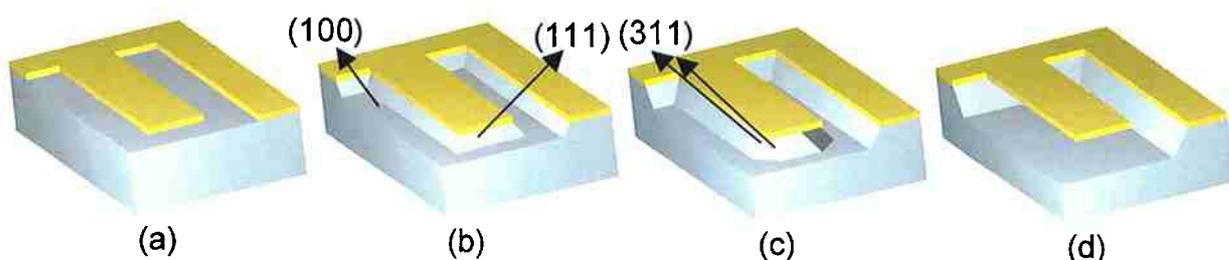


Figura 4. Corrosão de *cantilever* alinhado com a borda de uma lâmina de silício (100) (a) fotografação da geometria do *cantilever* (b) início da corrosão e exposição dos planos (111) (c) corrosão sob o *cantilever* iniciada nas extremidades do *cantilever* (d) *cantilever* auto-sustentado.

**Microfabricação de Superfície:** Esta técnica de fabricação também permite a obtenção de estruturas auto-sustentadas, porém, não remove parte do substrato para formá-las, como é feito na microfabricação de substrato. Neste caso, as estruturas são formadas através da deposição e corrosão seletiva de diferentes materiais, onde o substrato é utilizado como suporte para a fabricação de microestruturas. Esta técnica é baseada em processos utilizados para a fabricação de circuitos integrados e utiliza-se da fotolitografia para definir as geometrias das estruturas. Para a fabricação de uma estrutura auto-sustentada, de forma geral, utilizam-se dois materiais (estrutural e sacrificial) com seletividade em corrosões químicas, isto é, os materiais não são corroídos da mesma forma ou pelas mesmas soluções.

O material estrutural, como o próprio nome diz, formará a estrutura e, portanto, deve possuir as características desejadas para a estrutura final. O silício poli-cristalino, desenvolvido inicialmente para circuitos integrados, é o material estrutural mais utilizado para a fabricação de estruturas por microfabricação de superfície devido às suas características mecânicas e sua facilidade de obtenção.

O material sacrificial é utilizado como suporte para a formação da região auto-sustentada da estrutura, pois sobre ele é depositado o material estrutural. Após a deposição da camada estrutural, o material sacrificial é removido, deixando a estrutura suspensa. Por isso, é interessante que o material sacrificial possua altas taxas de corrosão em processos que não removam o material estrutural. O melhor material sacrificial é o fosforosilicato (PSG), por possuir alta taxa de corrosão em soluções de HF, embora o SiO<sub>2</sub> também seja muito utilizado <sup>24</sup>.

O processo de fabricação de estruturas auto-sustentadas consiste na deposição de um material sacrificial. Este material é fotogravado, definindo a região a

ficar suspensa. Depois, o material estrutural é depositado e a geometria da estrutura definida. Por fim, o material sacrificial é removido e a estrutura fica auto-sustentada, como se pode ver na Figura 5.

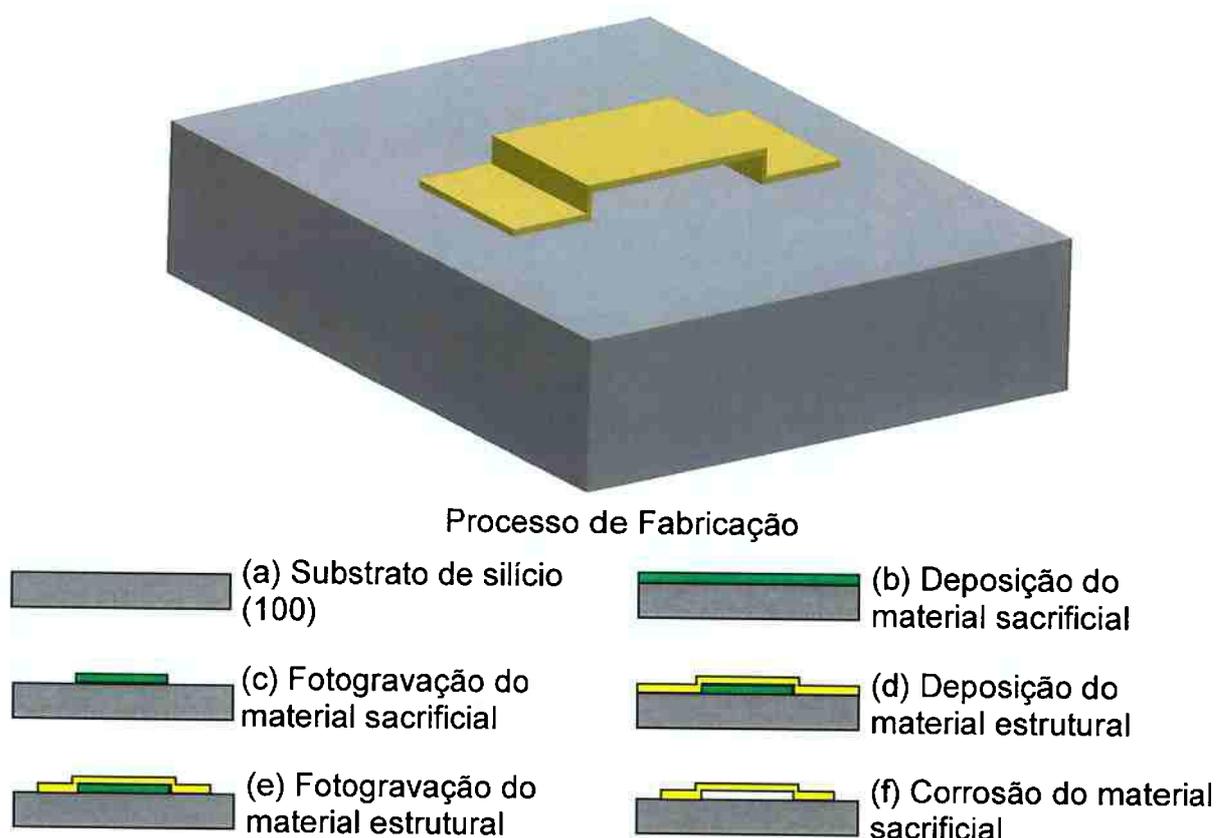


Figura 5. Ponte auto-sustentada e processo simplificado de microfabricação de superfície

A última etapa deste processo de fabricação é a etapa mais crítica, pois é preciso tomar cuidado para a estrutura não aderir ao substrato, um fenômeno conhecido como *stiction*. Nela, o material sacrificial é removido e, normalmente, após a corrosão, o substrato é lavado em água deionizada e seco sob uma lâmpada de infravermelho. Durante o processo de secagem, a tensão superficial da água puxa a estrutura em direção ao substrato, onde uma combinação de forças interatômicas entre as superfícies mantém a estrutura aderida ao substrato<sup>21,25</sup>.

## 2.2 STRESS EM FILMES FINOS

A grande maioria dos filmes finos possui alguma forma de *stress* (tensão mecânica) residual que pode ser originado intrínseca ou extrinsecamente. O *stress* extrínseco mais comum é o *stress* térmico, decorrente da diferença de coeficientes de expansão térmica entre o filme e o substrato. Este tipo de *stress* é bem entendido e pode ser calculado facilmente através da relação (1), caso as propriedades mecânicas e térmicas do filme sejam conhecidas.

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

Onde:

- $\sigma$  = *Stress* térmico do filme
- $E$  = Módulo de elasticidade do filme
- $\nu$  = Número de Poisson do filme
- $\alpha_f$  = Coeficiente de expansão térmica do filme
- $\alpha_s$  = Coeficiente de expansão térmica do substrato
- $T_d$  = Temperatura de deposição do filme
- $T_r$  = Temperatura ambiente

Ao contrário do *stress* térmico, o *stress* intrínseco é decorrente de uma combinação de fatores ligados à estrutura interna do filme, o que dificulta a modelagem desta tensão mecânica. Este tipo de *stress* 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 deposição, entre outros fatores.

O *stress* residual em filmes finos é a soma do *stress* intrínseco e extrínseco, 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. No *stress* tensivo, o filme tende a contrair, podendo formar trincas. O *stress* também pode danificar microestruturas, rompendo estruturas biengastadas, como pontes e envergando estruturas como *cantilever* para cima (compressivo) ou para baixo (tensivo).

Um filme com *stress* enverga o substrato de forma mensurável, permitindo relacionar o *stress* com a curvatura do substrato. A técnica mais comum de medir o *stress* residual é o método do disco (*disk method*), que mede a deflexão do centro de um substrato circular (*wafer* de Si) antes e depois da deposição do filme. Utilizando este método, pode-se calcular o *stress* através da equação de Stoney (2).

$$\sigma = \left( \frac{1}{R} \right) \frac{E}{6(1-\nu)} \frac{T^2}{t} \quad (2)$$

Onde:

- $\sigma$  = *Stress* residual do filme
- $E$  = Módulo de elasticidade do substrato
- $\nu$  = Número de Poisson do substrato
- $T$  = Espessura do substrato
- $t$  = Espessura do filme
- $R$  = Raio de curvatura do substrato envergado

Neste método obtém-se uma medida do *stress* médio do filme sob todo o substrato, não sendo possível obter informações sobre o *stress* em regiões localizadas do filme, o que é importante, pois este pode variar ao longo do substrato, especialmente próximo às bordas. É justamente na medida do *stress* residual em diferentes regiões do substrato que a utilização de microestruturas auto-sustentadas pode ser de grande utilidade. Um exemplo é a utilização do envergamento de *cantilevers* para medir o *stress* localizado de filmes finos. Através da equação (3), pode-se obter a variação do *stress* em função da espessura do filme<sup>26, 27</sup>, podendo ser integrada para a obtenção do *stress* residual.

$$\frac{d\sigma}{dt} = \frac{2 \cdot E_e \cdot h_R}{L^2} \quad (3)$$

Onde:

- $d\sigma/dt$  = Variação do *stress* residual do filme,  $\sigma$ , em função da espessura,  $t$   
 $E_e$  = Módulo de elasticidade efetivo do filme =  $E/(1-\nu^2)$   
 $E$  = Módulo de elasticidade do filme  
 $\nu$  = Número de Poisson do filme  
 $h_R$  = Deslocamento da ponta do *cantilever* em relação ao substrato  
 $L$  = Comprimento do *cantilever*

Outras formas mais sofisticadas de medir o *stress* residual são: Raios-X, microscopia acústica, espectroscopia Raman, espectroscopia de infravermelho e técnicas de difração de elétron <sup>23</sup>.

## 2.3 ANTECEDENTES DO GRUPO DE NOVOS MATERIAIS E DISPOSITIVOS

Os materiais depositados por PECVD, assim como os processos de corrosão utilizados para o desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos deste trabalho, foram desenvolvidos pelo Grupo de Novos Materiais e Dispositivos ao longo dos últimos anos.

A técnica PECVD consiste na injeção, numa câmara de deposição, de fluxos controlados de gases, os quais são ionizados por um campo elétrico aplicado entre duas grades paralelas. Dependendo dos gases utilizados, íons, radicais e nêutrons se combinam e ao atingirem o substrato aquecido, dão origem a um filme que cresce sobre o substrato. Desta forma, combinando adequadamente os gases utilizados e controlando seus fluxos, a pressão na câmara, a potência RF (13,56 MHz) aplicada às grades e a temperatura do substrato, pode-se obter diferentes materiais.

A flexibilidade da técnica de PECVD possibilitou ao Grupo de Novos Materiais e Dispositivos estudar diversos materiais semicondutores e isolantes como o silício amorfo hidrogenado (a-Si:H), o carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H), o óxido de silício ( $\text{SiO}_2$ ), o oxinitreto de silício ( $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ), o nitreto de boro (NB) e ligas de nitrogênio e carbono ( $\text{NC}_x$ ), todos depositados a temperaturas inferiores a  $400^\circ\text{C}$ . Dentre estes, o  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  e o a-SiC:H apresentaram propriedades particularmente apropriadas para o desenvolvimento de MEMS e serão descritos com mais detalhes a seguir.

**Oxinitreto de Silício ( $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ):** O oxinitreto de silício ( $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ) é um material isolante que tem como grande atrativo a possibilidade ter suas propriedades estruturais, ópticas e mecânicas alteradas de acordo com a sua composição química. A partir da variação de parâmetros de deposição pode-se obter  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  com composições químicas variando entre a do  $\text{SiO}_2$  e a do  $\text{Si}_3\text{N}_4$ . Por este motivo, este material pode ser usado para a fabricação de guias de onda, pois o seu índice de refração e sua constante dielétrica podem ser ajustados.

Motivado por essas possibilidades, o Grupo de Novos Materiais e Dispositivos iniciou estudos visando aplicações eletrônicas e optoeletrônicas com este material e vem desenvolvendo capacitores MOS, TFT's e guias de onda utilizando o  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ <sup>28,29</sup>.

Um desdobramento importante desses trabalhos com  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  foi constatar que o *stress* residual dos filmes também depende da sua composição e pode ser controlado por parâmetros de deposição (Figura 6).

O *stress* residual dos filmes de oxinitreto de silício foi obtido a partir da curvatura do substrato, utilizando um método semelhante ao método do disco, citado

anteriormente. No método utilizado, a curvatura do substrato é medida por meios ópticos antes e depois da deposição do filme.

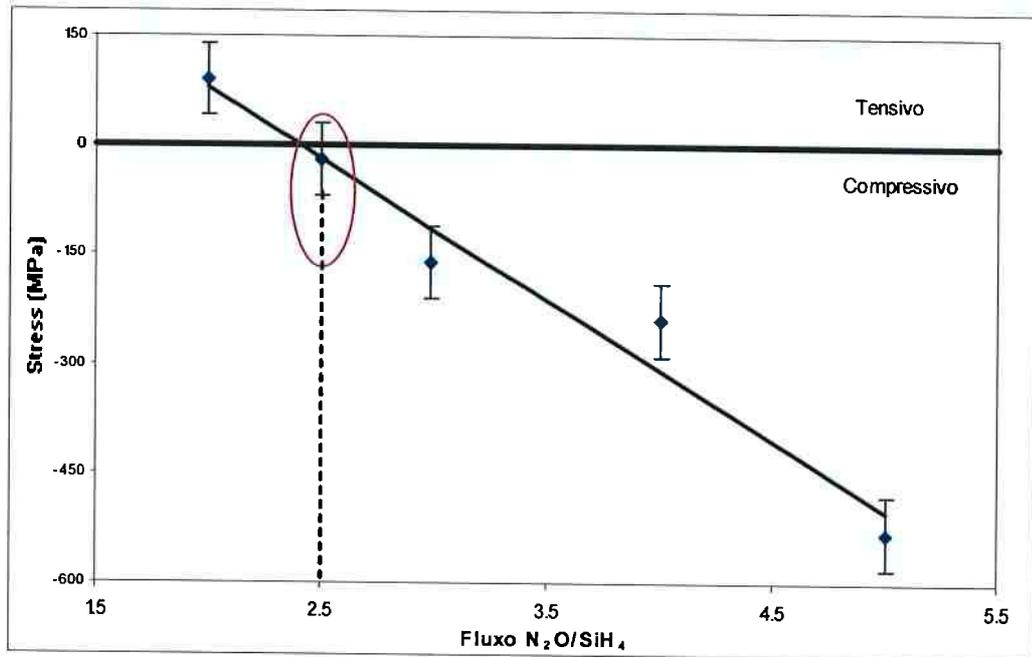


Figura 6. Estudo de *stress* realizado em filmes de  $SiO_xN_y$  29.

Na Figura 6, o *stress* depende da relação entre os fluxos dos gases utilizados. Os filmes apresentam *stress* residual que varia de compressivo a tensivo, dependendo da razão de óxido nitroso ( $N_2O$ ) e silana ( $SiH_4$ ) utilizada. Para uma relação de aproximadamente 2,5, obtêm-se filmes com *stress* extremamente baixo.

Este resultado é de suma importância, pois permite produzir filmes mecanicamente estáveis com até  $10\ \mu m$  de espessura sem trincas ou rachaduras e com boa aderência ao substrato <sup>30</sup>. Além disso, os filmes de  $SiO_xN_y$  obtidos demonstraram alta resistência a corrosões em KOH, apresentando taxa de corrosão de aproximadamente  $1,7\ nm/min$  em solução de 28,7% de massa de KOH a  $80^\circ C$ . Por outro lado, esse filme é facilmente removido em solução de HF com taxa de corrosão de aproximadamente  $150\ nm/min$ .

A obtenção de filmes espessos com baixo *stress* e resistentes a corrosões em KOH possibilitaram o desenvolvimento de membranas e grades de oxinitreto de silício feitas por microfabricação de substrato <sup>31</sup>. De fato, foram desenvolvidas estruturas utilizando processos de fabricação similares ao ilustrado na Figura 3a, onde o oxinitreto de silício é utilizado tanto como máscara para a proteção do silício, quanto como material estrutural para a formação das membranas. Desta forma foram fabricadas membranas corrugadas de até 0,79 cm<sup>2</sup>, como mostra a Figura 7a <sup>32</sup>. Uma membrana corrugada pode ser formada através da corrosão de pirâmides invertidas no substrato de silício antes da deposição do material estrutural, retendo a topografia do substrato. Pode-se também fotograbar o filme, retirando regiões, para formar uma grade (Figura 7b). Nos dois casos são necessárias aproximadamente 7 horas de corrosão para que a espessura da lâmina de silício seja totalmente corroída.

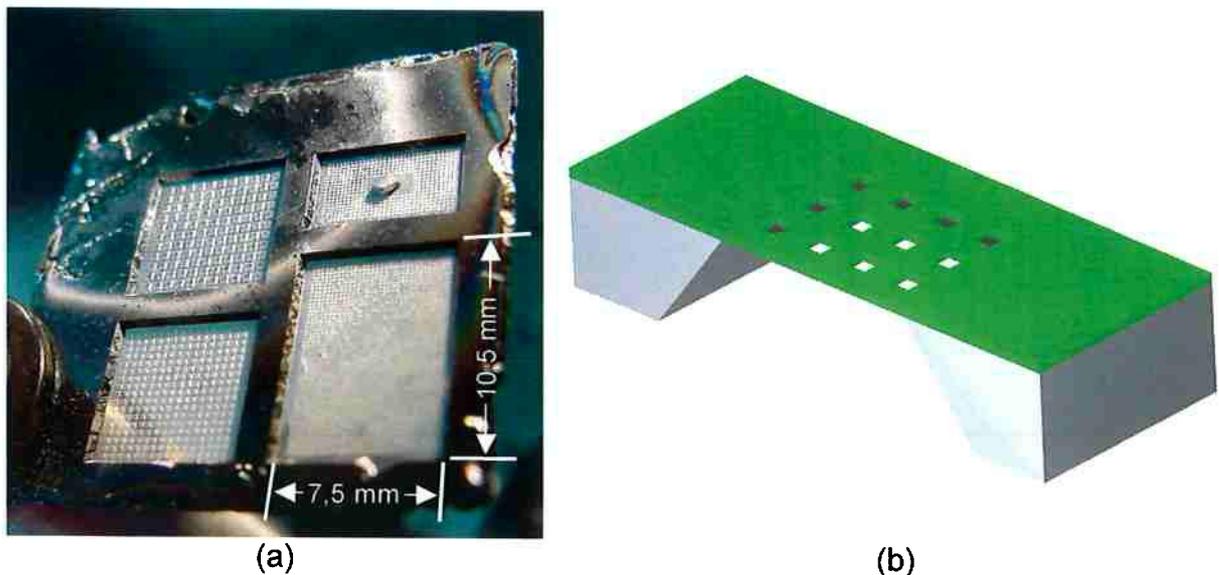


Figura 7. (a) membranas corrugadas de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>. (b) Grade.

As estruturas descritas até agora são do tipo estático e serviram para mostrar a estabilidade mecânica do SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> e sua compatibilidade com os processos de

microfabricação de substrato. No entanto, este material também pode ser usado para fabricação de estruturas ativas como pode ser visto no trabalho de Guimarães *et al.*<sup>33,34</sup>. Neste trabalho, que foi desenvolvido visando à caracterização termomecânica do  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ , foi implementado movimento em micropontes de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  utilizando a dissipação de calor provocada por uma corrente elétrica (efeito Joule). Nestas estruturas, alumínio é depositado sobre as micropontes e ao se aplicar tensão entre as extremidades do alumínio, uma corrente flui pelo metal, dissipando calor, expandindo termicamente o  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  e fazendo a micro ponte se movimentar. A Figura 8a mostra um esquema dessas estruturas sendo polarizadas e a Figura 8b mostra o aspecto final das micropontes de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  quando vistas no microscópio eletrônico de varredura.

A atuação das micropontes de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  utilizando o efeito Joule foi o ponto de partida para a movimentação de microestruturas deste trabalho de mestrado.

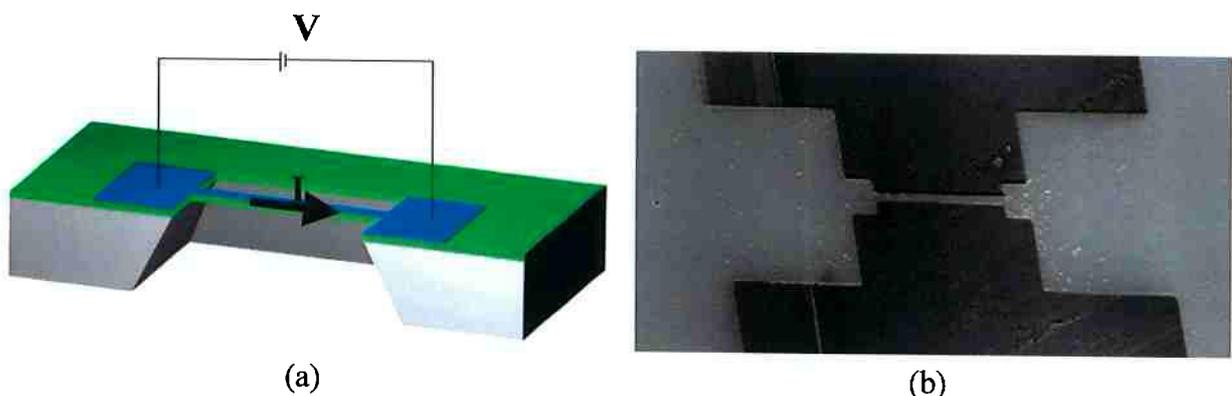


Figura 8. Atuação termomecânica. (a) Esquema de polarização de ponte de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  (b) Fotografia de uma ponte de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  vista no microscópio eletrônico de varredura.

**Carbeto de Silício Amorfo Hidrogenado (a-SiC:H)**: Os filmes de a-SiC:H são obtidos a partir de misturas de silana ( $\text{SiH}_4$ ) e metano ( $\text{CH}_4$ ), nas quais a variação do fluxo de  $\text{CH}_4$  controla o conteúdo de carbono nos filmes. Filmes de a-Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>:H com

alto conteúdo de carbono ( $x \approx 0,7$ ) são extremamente isolantes e exibem um *gap* óptico de aproximadamente 4,0 eV, evidenciando que o carbono se incorpora na forma  $sp^3$  e trata-se, portanto, de um material isolante tipo “*diamond like*”. Já o a-SiC:H estequiométrico ( $x \approx 0,5$ ) apresenta um *gap* óptico de aproximadamente 2,5 eV e exibe ordens estrutural e química muito similares às do c-SiC<sup>35,36,37,38,39,40</sup>.

Para se obter essas características, os filmes são depositados no chamado regime de “*starving plasma*”<sup>35,37</sup>, onde são utilizados baixos fluxos de silana nas deposições, favorecendo as ligações silício-carbono e resultando em uma ordem local muito similar à do c-SiC. Ainda tentando otimizar os filmes de carbeto de silício, foi estudada a redução da quantidade de hidrogênio nos filmes que é incorporada durante a deposição e proveniente da utilização de gases hidrogenados. O hidrogênio nos filmes de a-SiC:H são ligados a átomos de Si ou C e formam *dangling bonds* que impedem outras ligações. Assim, a redução de H pode melhorar a organização estrutural e química dos filmes, o que é feito, curiosamente, através da injeção de  $H_2$  no processo de deposição. As moléculas de  $H_2$  são ionizadas e tendem a se recombinar com os próprios íons ou outros átomos de H ligados a Si e C, reduzindo a incorporação de H nos filmes e aumentando a ordem estrutural e química. O desenvolvimento de um a-SiC:H estequiométrico teve como objetivo a deposição de um material com propriedades elétricas e mecânicas similares ao c-SiC, como o alto *gap* óptico, alta tensão de ruptura, alta condutividade térmica, alta resistência mecânica e resistência à maioria das corrosões e que pudesse ser utilizado no desenvolvimento de dispositivos eletrônicos e optoeletrônicos.

Assim, foram estudados e desenvolvidos processos para dopagem tipo N e tipo P dos filmes de a-SiC:H<sup>41</sup>. A implantação iônica de átomos de nitrogênio foi utilizada para produzir dopagem tipo N, obtendo no melhor caso, condutividade, à

temperatura ambiente, de  $2 \cdot 10^{-3} (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$  e energia de ativação de aproximadamente 0,12 eV <sup>42</sup>. Esses resultados são muito próximos dos citados na literatura para o a-Si:H “*device quality*”, entretanto, foram obtidos com um semicondutor de alto *gap*. A dopagem tipo P é mais difícil de ser efetuada por meio de implantação iônica, por isso foi viabilizada através da difusão térmica de alumínio, que é um bom dopante para c-SiC, proporcionando condutividades, à temperatura ambiente, da ordem de  $10^{-7} (\Omega \cdot \text{cm})^{-1}$ , com energias de ativação de aproximadamente 0,2 eV <sup>43</sup>.

Esses resultados são muito promissores e demonstram a viabilidade de desenvolver dispositivos eletrônicos totalmente baseados em a-SiC:H, que são de grande importância para o desenvolvimento de MEMS de a-SiC:H.

Além da dopagem, o desenvolvimento de dispositivos semicondutores também exige o domínio de processos de corrosão, uma vez que o a-SiC:H foi desenvolvido para ser resistente a corrosões convencionais utilizadas em processos de microeletrônica. Para isso, foram estudadas diferentes condições de corrosão por *reactive ion etching* (RIE) em plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub>, onde foram variados os fluxos dos gases, pressão na câmara de corrosão e potência de RF do plasma <sup>44</sup>.

A Figura 9a mostra um gráfico da seletividade entre o a-SiC:H, óxido de silício (SiO<sub>2</sub>) e o silício, obtidos em um estudo de corrosão por plasma, onde o fluxo de O<sub>2</sub> injetado na câmara foi variado. Esse estudo foi efetuado com intuito de utilizar o SiO<sub>2</sub> para o mascaramento do a-SiC:H e o silício cristalino como substrato. Foi utilizada pressão de 100 mTorr e potência de 200 W, pois foi determinado que esses valores proporcionam maior taxa de corrosão do carboxido de silício. Assim, pôde-se verificar que, com uma porcentagem de 50% do fluxo de O<sub>2</sub>, obtém-se a melhor seletividade entre o a-SiC:H e o SiO<sub>2</sub>, com relação entre as taxas de corrosão de aproximadamente 2:1. O SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> pode ser utilizado como material para

mascaramento, também apresentando seletividade de 2:1 e taxa de corrosão de aproximadamente 13 nm/min. Neste estudo foram utilizados dois tipos de a-SiC:H, com e sem diluição em H<sub>2</sub> no processo de deposição. Ambos a-SiC:H apresentaram taxas de corrosão muito similares. Também foi estudada a corrosão do fotoresiste AZ 1350J, obtendo uma taxa de corrosão aproximadamente 3 vezes maior que a do a-SiC:H, quando utilizados os mesmos parâmetros acima citados (Figura 9b). Apesar da alta taxa de corrosão do resiste, pode-se utilizar uma camada espessa para mascaramento do a-SiC:H, sendo necessários 3 µm de fotoresiste para corroer 1 µm de carbeto de silício.

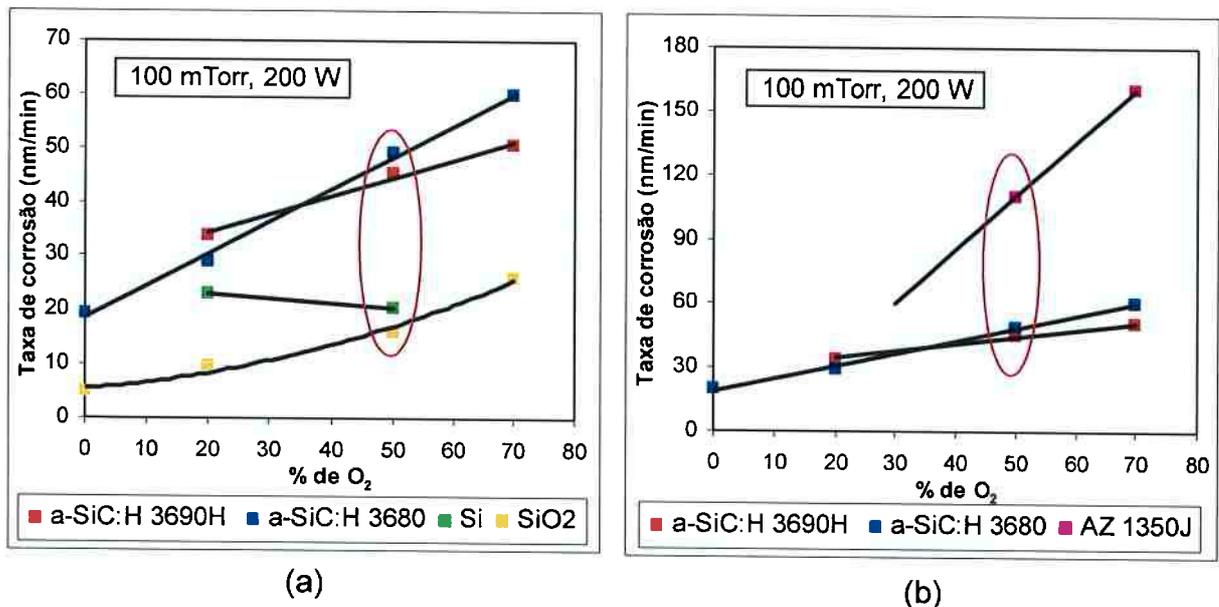


Figura 9. Seletividade na corrosão de a-SiC:H em plasma de CHF<sub>3</sub> e O<sub>2</sub><sup>44</sup>  
 (a) Si, SiO<sub>2</sub> e a-SiC:H (b) Fotoresiste AZ 1350J e a-SiC:H

Além das características citadas acima, o a-SiC:H desenvolvido mostrou-se um material propício para o desenvolvimento de microestruturas, pois é possível depositar filmes lisos de até 1 µm de espessura sem trincas e com boa aderência. Como se pode ver na Figura 10a, o a-SiC:H mostrou-se com baixo *stress* residual.

Nesta figura é possível ver uma ponte e dois *cantilever* auto-sustentados feitos por um processo de microfabricação de superfície similar ao ilustrado na Figura 5. O  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  foi utilizado como material sacrificial, uma vez que é corroído facilmente em soluções de HF. Já o carbeto de silício é resistente a essa corrosão e foi usado como material estrutural. Sua geometria foi definida por RIE em plasma de  $\text{O}_2$  e  $\text{CHF}_3$ , como mencionado acima <sup>45</sup>.

Na Figura 10b pode-se ver em detalhe um degrau de uma ponte. Nesta região nota-se uma maior rugosidade e falta de conformidade no crescimento lateral do filme de a-SiC:H, o que torna o degrau abrupto, dificultando a continuidade elétrica de uma possível metalização. Ainda nesta figura, pode-se ver melhor a superfície lisa do filme de a-SiC:H.

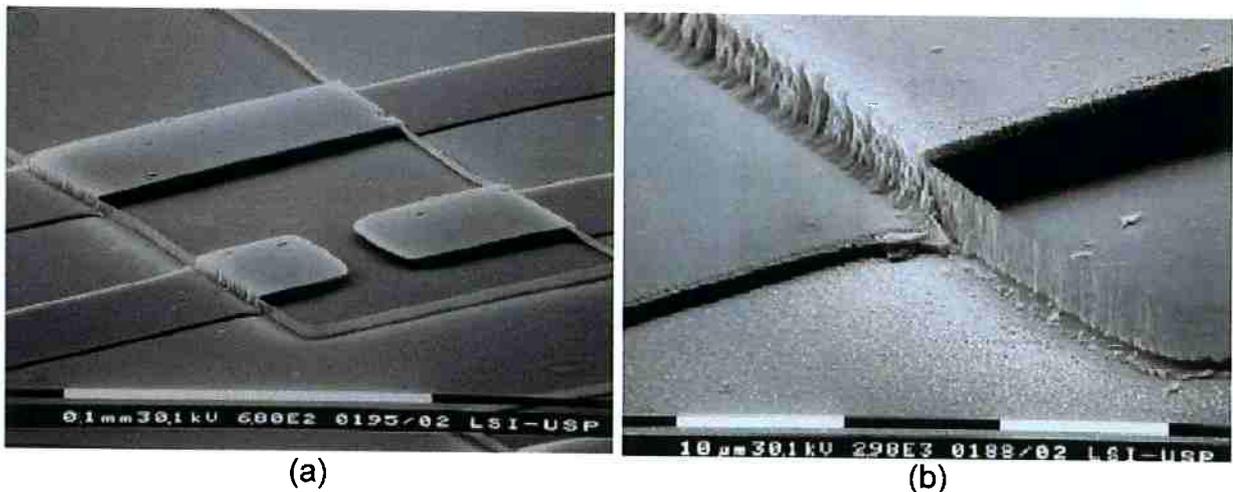


Figura 10. Microfabricação de superfície. (a) Ponte e *cantilever* de a-SiC:H  
(b) Detalhe do degrau de ponte de a-SiC:H

Microestruturas foram fabricadas utilizando dois tipos de a-SiC:H, o 3680 e 3690H, onde o dois utilizam baixos fluxos de silana (3,6 sccm) para obter a condição de “*starving plasma*”. No entanto, o a-SiC:H 3680 utiliza 80% de metano na mistura gasosa, enquanto o 3690H utiliza 90% de metano e é diluído em hidrogênio (200

sccm). Apesar de serem depositados a partir de parâmetros diferentes, trata-se de dois materiais com composições muito parecidas ( $a\text{-Si}_{1-x}\text{C}_x\text{:H}$ , onde  $x \approx 0,5$ ), diferenciados somente no conteúdo de hidrogênio, onde o  $a\text{-SiC:H}$  3690H possui uma quantidade menor deste elemento. No entanto, uma pequena mudança na composição do filme pode mudar características mecânicas como se pode ver na Figura 11, onde as estruturas feitas com o  $a\text{-SiC:H}$  3680 apresentam-se envergadas para cima devido a um *stress* interno mais elevado<sup>46</sup>. Isso mostra a necessidade de controle do *stress* residual nos filmes para aplicações em MEMS.

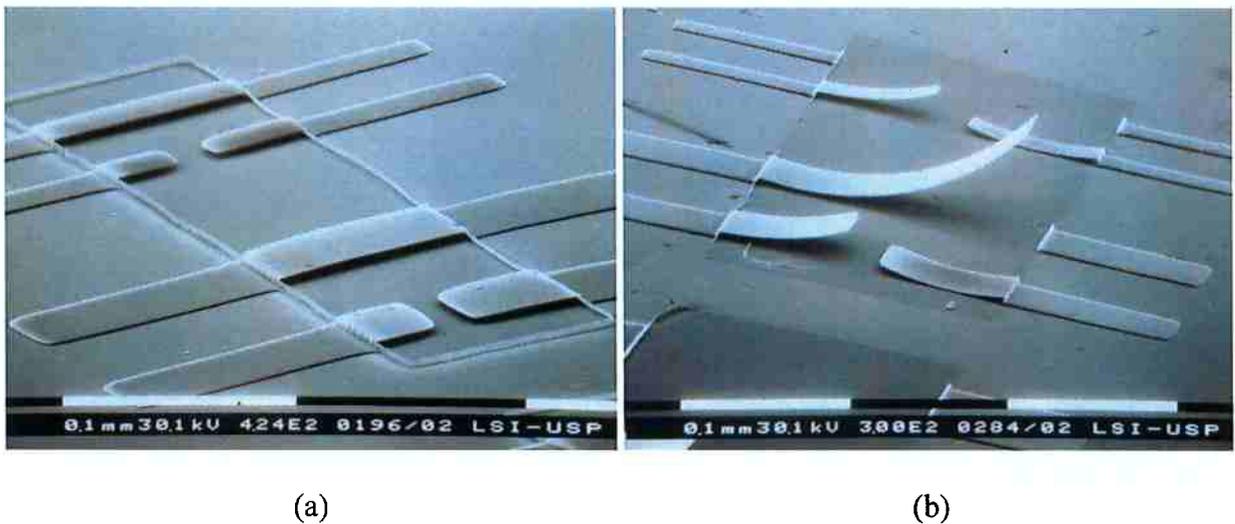


Figura 11. *Stress* em filmes de  $a\text{-SiC:H}$  (a) Pontes e *cantilever* de  $a\text{-SiC:H}$  3690H  
(b) Pontes e *cantilever* de  $a\text{-SiC:H}$  3680

### 3. ESTRUTURAS ESTÁTICAS: MÉTODO DE MICROFABRICAÇÃO

O presente trabalho tem como objetivo o desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos utilizando o carbeto de silício amorfo hidrogenado estequiométrico e os filmes de oxinitreto de silício com baixo *stress* residual, descritos anteriormente. Esta primeira etapa do trabalho foi utilizada para o desenvolvimento de estruturas estáticas, visando estabelecer processos de fabricação, dimensões e geometrias das estruturas.

O método de fabricação utilizado no desenvolvimento de estruturas estáticas é baseado na microfabricação de substrato descrita previamente e ilustrada na Figura 3b. A corrosão frontal do substrato foi escolhida para diminuir o tempo necessário de corrosão para liberar as estruturas, sendo importante, não somente pela redução do tempo de processamento, mas também, pela diminuição do tempo de exposição dos materiais a soluções de KOH.

Este método de microfabricação possibilita a formação de estruturas em um único plano, evitando degraus abruptos, como os mostrados anteriormente para a microfabricação de superfície. Além de evitar problemas de condutividade elétrica, uma estrutura em um único plano é mais estável mecanicamente.

Um fator que diferencia a fabricação de microestruturas neste trabalho é a utilização do a-SiC:H para o mascaramento do substrato na corrosão em KOH. Em trabalhos anteriores, somente o oxinitreto de silício foi utilizado na microfabricação de substrato. Assim, a resistência de filmes de a-SiC:H a corrosões em soluções alcalinas ainda não foi testada e é de extrema importância para o sucesso deste trabalho.

Além dos motivos citados, a microfabricação de substrato pela frente da lâmina simplifica o processo de fabricação de microestruturas, necessitando de menos etapas de fabricação, como se pode comparar na Figura 3 e na Figura 5. De forma simplificada, Neste método somente 3 etapas de fabricação são necessárias, utilizando apenas uma máscara para litografia. Os métodos microfabricação de substrato pelas costas e microfabricação de superfície utilizam 4 e 5 etapas de fabricação e duas máscaras litográficas respectivamente.

## **3.1 PARTE EXPERIMENTAL**

### **3.1.1 Materiais**

Os materiais utilizados nos processos são: silício cristalino, (c-Si) como substrato; carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H), como material estrutural e oxinitreto de silício ( $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ), como máscara para o a-SiC:H.

Lâminas de c-Si <100> de três ou quatro polegadas, polidas em uma face, são cortadas em quadrados de 2,5 x 2,5 cm e usados como substrato, após limpeza RCA. A limpeza RCA é uma etapa utilizada para remoção de contaminantes da lâmina e é composta de duas partes: SC1 e SC2. A SC1 utiliza uma solução de pH alto (básico) que é responsável pela remoção de contaminantes orgânicos através da oxidação do substrato. A SC1 é efetuada em uma solução de  $5\text{H}_2\text{O}:1\text{H}_2\text{O}_2:1\text{NH}_4\text{OH}$  a 70-90°C por 15 minutos. A SC2 utiliza uma solução ácida que promove a solubilidade dos metais na solução. Ela é feita em uma solução de  $6\text{H}_2\text{O}:1\text{H}_2\text{O}_2:1\text{HCl}$  a 70-90°C por 15 minutos.

Foram desenvolvidos, em trabalhos anteriores do Grupo de Novos Materiais e Dispositivos, dois tipos de a-SiC:H (3680 e 3690H) que utilizam misturas gasosas de

silana ( $\text{SiH}_4$ ), metano ( $\text{CH}_4$ ) e hidrogênio (no caso do 3690H) para a formação dos filmes. Os parâmetros de deposição dos filmes constam na Tabela 1, abaixo.

Tabela 1 – Condições de deposição de filmes de a-SiC:H por PECVD

<b>3680</b>			
Gases	Silana ( $\text{SiH}_4$ )	Metano ( $\text{CH}_4$ )	
Fluxo (sccm)	3,6 (20%)	14,4 (80%)	
Pressão (mTorr)	11		
Potência (W)	20		
Temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ )	320		
<b>3690H</b>			
Gases	Silana ( $\text{SiH}_4$ )	Metano ( $\text{CH}_4$ )	Hidrogênio ( $\text{H}_2$ )
Fluxo (sccm)	3,6 (10%)	32,4 (90%)	200
Pressão (mTorr)	68		
Potência (W)	100		
Temperatura ( $^{\circ}\text{C}$ )	320		

Os filmes depositados foram caracterizados através de espectroscopia de absorção na região do infravermelho (FTIR). Os espectros obtidos foram comparados a resultados anteriores para controle de composição dos filmes e se mostraram dentro de esperado. Na Figura 12 observa-se um espectro característico dos filmes de a-SiC:H 3680 e 3690H.

É importante notar a alta intensidade do pico de absorção em  $780\text{ cm}^{-1}$ , que mostra a grande maioria dos átomos de Si ligada a átomos de C. Pode-se notar ainda que o carbeto de silício 3680 possui uma maior quantidade de ligações Si-H, mostrando que a adição de  $\text{H}_2$  no processo de deposição dos filmes 3690H, resulta em filmes com menor concentração de hidrogênio.

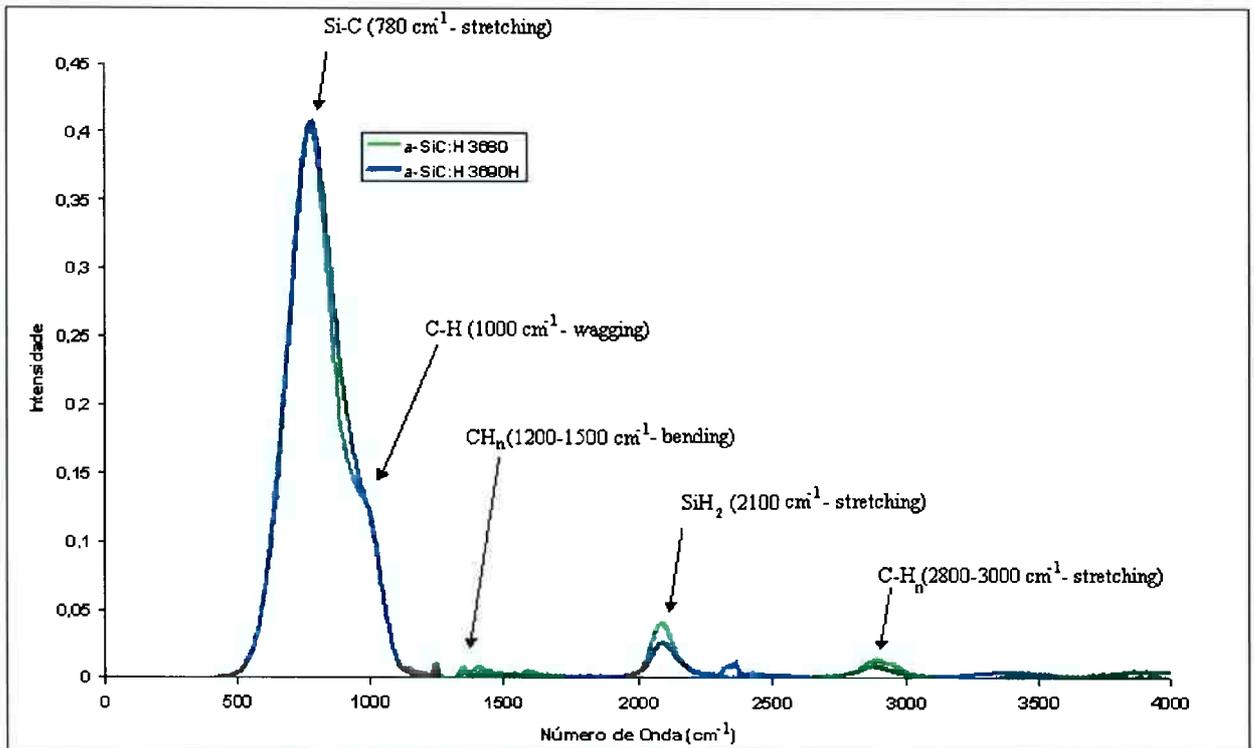


Figura 12. Espectro de FTIR para a-SiC:H 3680 e 3690H

O *stress* residual dos filmes de a-SiC:H utilizados foi medido através da curvatura do substrato, como feito em trabalhos anteriores para os filmes de oxinitreto de silício. Para essas medidas foram utilizados substratos de silício e silício oxidado termicamente (5000 Å). Na Tabela 5 pode-se observar os valores do *stress* residual dos a-SiC:H utilizados. O carbetto de silício 3680 demonstrou *stress* compressivo aproximadamente 2,5 vezes menor que o 3690H, não demonstrando variação considerável entre substratos oxidados e não oxidados. Por outro lado, o *stress* do carbetto de silício 3690H demonstrou grande variação dependendo do substrato utilizado. O *stress* compressivo (445 MPa) obtido no carbetto de silício 3680 é comparável ao carbetto de silício depositado por PECVD encontrado na literatura <sup>47</sup>.

Os valores de *stress* obtidos contrariam resultados anteriores (Figura 11), nos quais se observou o a-SiC:H 3680 mais estressado, pois produziu estruturas

envergadas para cima, enquanto as pontes e *cantilever* fabricadas com o a-SiC:H 3690H mostraram-se planas.

Tabela 2 – Medidas de *Stress* para filmes de a-SiC:H

<b>Stress a-SiC:H 3680 (MPa)</b>		<b>Stress a-SiC:H 3690H (MPa)</b>	
230903-III	-462 ±85	220903-I	-1216 ±38
230903-IV	-469 ±99	220903-II	-1654 ±76
230903-VII*	-394 ±99	220903-V*	-912 ±114
230903-VIII*	-456 ±85	220903-VI*	-756 ±133
<b>Média</b>	<b>-445 ±92</b>	<b>Média</b>	<b>-1135 ±90</b>

\* substrato de silício oxidado

O oxinitreto de silício é usado como máscara para o a-SiC:H na corrosão por *reactive ion etching* (RIE) em plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub>, pois esse filme possui uma taxa de corrosão até 50% menor que a do a-SiC:H.

Para a deposição do SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, foram usadas misturas gasosas de SiH<sub>4</sub> e óxido nítrico (N<sub>2</sub>O). Os parâmetros de deposição constam na Tabela 3. Para o mascaramento de filmes de a-SiC:H de até 1 µm, são necessários 0,8 µm de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>. No entanto, foram usados aproximadamente 1,8 µm de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, para que se obtivesse, após a corrosão por plasma, uma estrutura de 1 µm de a-SiC:H e 1 µm de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, já pensando na fabricação de uma estrutura com dupla camada. Os parâmetros de deposição dos filmes de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> utilizados, foram escolhidos para obtenção de filmes com baixo *stress* residual, como mencionado anteriormente.

Tabela 3 – Condições de deposição de filmes de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> por PECVD

<b>Gases</b>	<b>Silana (SiH<sub>4</sub>)</b>	<b>Óxido Nítrico (N<sub>2</sub>O)</b>
Fluxo (sccm)	15	37,5
Pressão (mTorr)		34
Potência (W)		200
Temperatura (°C)		320

O espectro de FTIR mostrado na Figura 13 é característico dos filmes de oxinitreto de silício depositados com razão  $N_2O/SiH_4$  de 2,5. Este espectro mostra uma grande quantidade de ligações entre átomos de Si e O, indicando que a composição deste filme está mais próxima de um filme de  $SiO_2$ . No entanto, em  $835\text{ cm}^{-1}$  observa-se claramente um pico de absorção gerado por ligações entre Si e N. No filme de  $SiO_xN_y$ ,  $x = 1,57$  e  $y = 0,34$ .

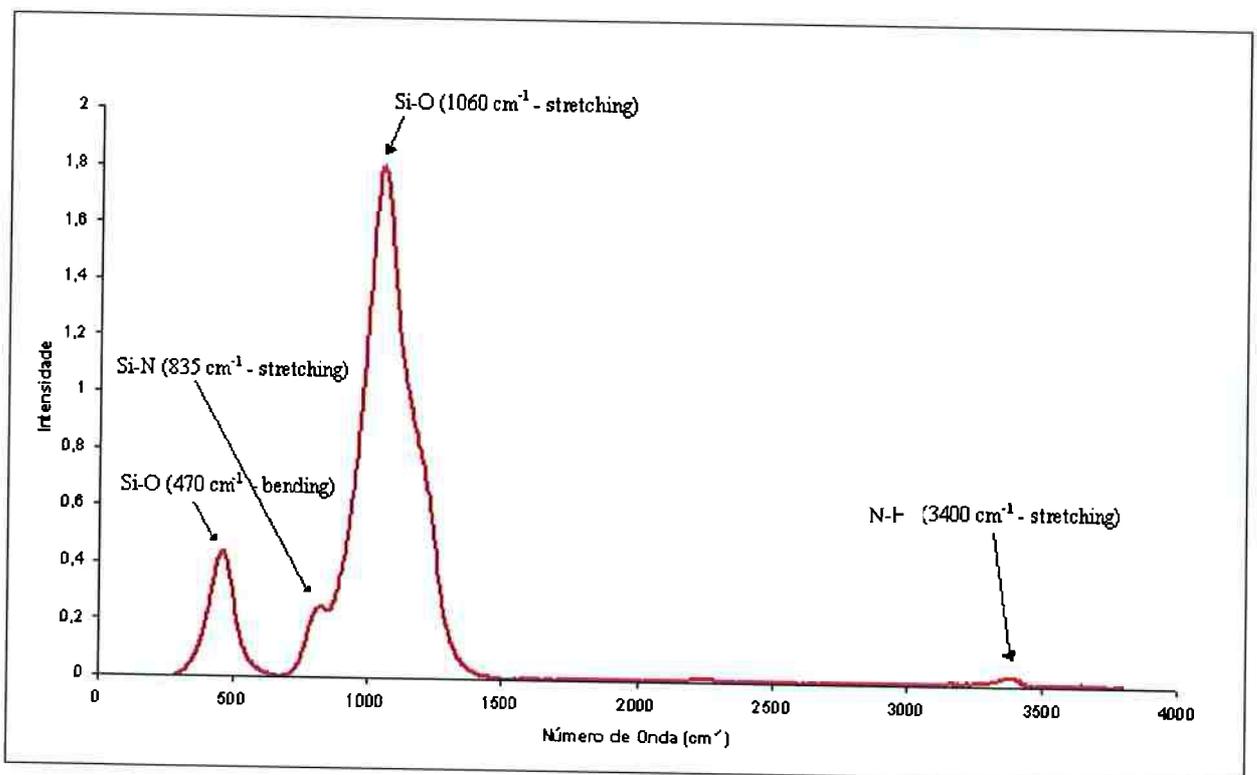


Figura 13. Espectro de FTIR para  $SiO_xN_y$

### 3.1.2 Etapas de Fabricação

Abaixo estão descritas as etapas de processo de fabricação das estruturas passivas que são ilustradas na Figura 14.

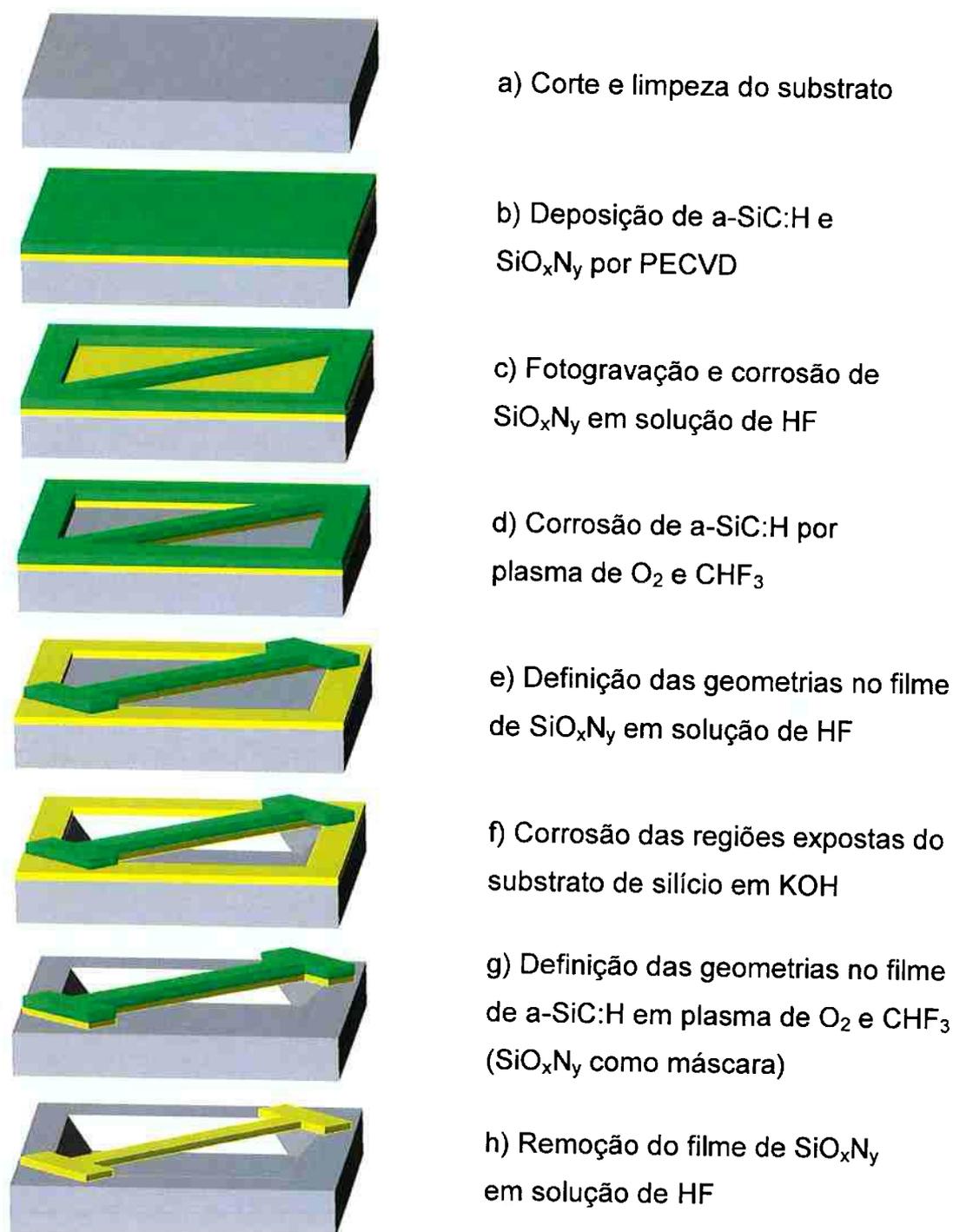


Figura 14. Etapas do processo de fabricação de estruturas estáticas

**a) Corte e limpeza do substrato** (Figura 14a): As lâminas de silício são cortadas em quadrados de 2,5 x 2,5 cm. Uma limpeza RCA é realizada após o corte para remover possíveis partículas e contaminantes.

- b) Deposição de a-SiC:H e SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> por PECVD (Figura 14b):** Aproximadamente 1 μm de carbeto de silício amorfo hidrogenado é depositado sobre o substrato após corte e limpeza. A deposição é efetuada com os parâmetros da Tabela 1. Após a deposição de a-SiC:H, sem quebrar o vácuo da câmara de deposição, é crescido um filme de aproximadamente 1,8 microns de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> sobre o filme de a-SiC:H. Os parâmetros de deposição estão descritos na Tabela 3.
- c) Fotogravação e corrosão de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> em solução de HF (Figura 14c):** Fotolitografia padrão é utilizada para a transferência das geometrias da primeira máscara (Figura 16a – definição da corrosão do substrato) para o fotoresiste. O fotoresiste utilizado é o AZ 1350J (positivo), com espessura aproximada de 3 μm. O SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> exposto é corroído por 5-10 minutos em solução de HF e é totalmente removido nestas regiões, expondo o a-SiC:H.
- d) Corrosão de a-SiC:H por plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub> (Figura 14d):** As regiões expostas do filme de a-SiC:H são removidas através de corrosão por plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub> por 40 minutos, expondo o substrato de silício. Por limitações do equipamento, houve a necessidade de mudança na potência aplicada, onde em estudos anteriores utilizou-se 200 W. Lopes <sup>46</sup> constatou essa necessidade e diminuiu a potência aplicada para 100 W. Este autor mediu as taxas de corrosão para diversos materiais (Tabela 4), utilizando os parâmetros da Tabela 5. O fotoresiste AZ 1350J, apesar de possuir uma taxa de corrosão elevada, pode ser usado como máscara para o a-SiC:H, pois se pode depositar o fotoresiste com espessuras de até 3 μm. Desta forma, o fotoresiste

usado na fotografação do  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  é usado também como máscara na corrosão por plasma. Devido à alta taxa de corrosão do fotoresiste (645 Å/min), este é praticamente eliminado durante a corrosão.

- e) **Definição das geometrias no filme de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  através de corrosão em solução de HF** (Figura 14e): O  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  é fotograado utilizando a segunda máscara (Figura 16b – definição das geometrias) e as regiões expostas são corroídas em solução de HF, definindo assim as geometrias das estruturas.

Tabela 4 – Taxa de corrosão de materiais por plasma

<b>Material</b>	<b>Taxa de Corrosão (Å/min)</b>
a-SiC:H - 3680	267,5
a-SiC:H – 3690H	192
$\text{SiO}_x\text{N}_y$	128,3
Fotoreste AZ 1350J	645
c-Si	94,5

Tabela 5 – Condições de corrosão por plasma

<b>Gases</b>	<b><math>\text{O}_2</math></b>	<b><math>\text{CHF}_3</math></b>
Fluxo (sccm)	40 (50%)	40 (50%)
Pressão (mTorr)	100	100
Potência (W)	100	100
Temperatura (°C)	20	20

- f) **Corrosão das regiões expostas do substrato de silício** (Figura 14f): As regiões do substrato que são expostas nas etapas anteriores são corroídas em solução de KOH, conduzido com concentração de 28,7% de massa, a uma temperatura de 80°C, obtendo taxas de corrosão de aproximadamente 1  $\mu\text{m}/\text{min}$ . Para proteger as costas da lâmina durante a corrosão em KOH foi necessário desenvolver um porta-substrato de Teflon. A Figura 15 mostra uma

foto do porta-substrato feito de Teflon com uma abertura quadrada que expõe a região da lâmina a ser corroída e um esquema do sistema de corrosão que utiliza um Becker com paredes duplas, controle externo de temperatura e sistema de agitação mecânico. O porta-substrato utiliza um sistema com O-rings para isolar as regiões que não serão corroídas. Uma corrosão de 1,5 horas é feita e agitação suave e constante. Após a corrosão, a lâmina é enxaguada em água deionizada corrente por 5 minutos e em seguida seca com  $N_2$ , com muito cuidado para não danificar as estruturas.

**g) Definição das geometrias no a-SiC:H através de corrosão por plasma de  $O_2$  e  $CHF_3$  (Figura 14g):** As geometrias transferidas através da segunda máscara (Figura 16b) para o filme de  $SiO_xN_y$  são passadas para o filme de a-SiC:H por corrosão de plasma de  $O_2$  e  $CHF_3$  (Tabela 4) de 40 minutos. Nesta etapa, o oxinitreto de silício é usado como máscara para o a-SiC:H por possuir uma taxa de corrosão inferior (Tabela 4). Na primeira corrosão por plasma (item d) o fotoresiste é usado como máscara, no entanto, ele não poderia ser usado nesta corrosão (item g), pois as cavidades formadas pela corrosão em KOH dificultam a fotografação.

**h) Remoção do filme de  $SiO_xN_y$  em solução de HF (Figura 14h):** O filme de  $SiO_xN_y$  remanescente é removido em solução de HF, deixando estruturas auto-sustentada de a-SiC:H.

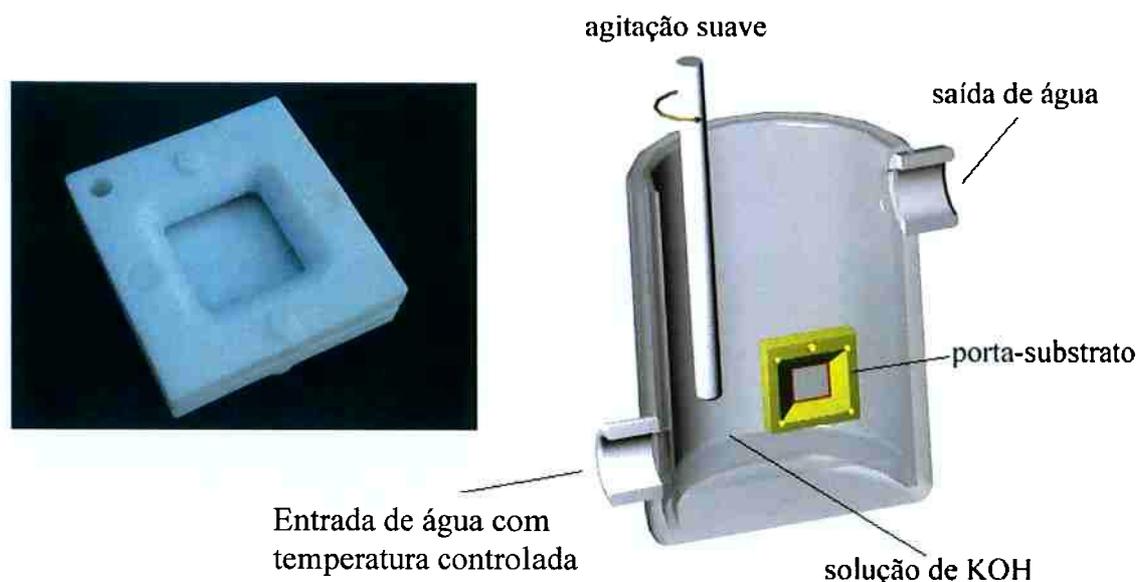


Figura 15. Porta-substrato e sistema para corrosão em KOH.

### 3.1.3 Geometria das Estruturas

O processo de fabricação de estruturas passivas necessita de duas máscaras para fotolitografia comum, uma para possibilitar a definição das geometrias das estruturas e outra para expor regiões do silício a serem corroídas. Os *layouts* das máscaras foram desenhados e impressos em fotolito e transferidos para máscaras de emulsão com redução de dez vezes e, finalmente, foram passados para as máscaras finais de cromo. As Figura 16a e b mostram os *layouts* das máscaras para a corrosão do substrato e definição das geometrias das estruturas. Note que o campo dos *layouts* foi invertido durante a transferência da máscara de emulsão para a máscara de cromo.

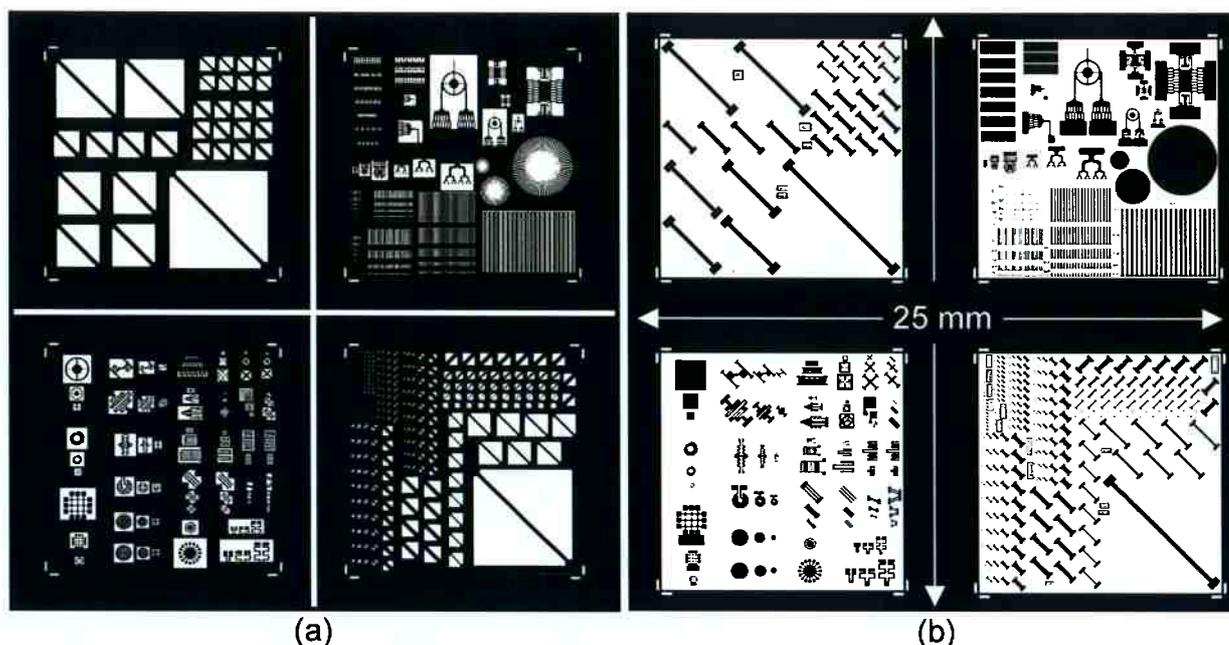


Figura 16. *Layout* das máscaras para fotolitografia convencional: a) Definição da corrosão do substrato b) Definição das geometrias

Nota-se que, como mencionado anteriormente, as pontes foram orientadas a  $45^\circ$  da borda da lâmina para possibilitar sua auto-sustentação. As máscaras foram projetadas variando as dimensões de pontes e *cantilever* para identificar as limitações do processo. As pontes variaram de 2,5 a 160  $\mu\text{m}$  em largura e de 2,5  $\mu\text{m}$  a 5 mm em comprimento. Os *cantilever* variaram de 5 a 80  $\mu\text{m}$  de largura e de 10  $\mu\text{m}$  a 2,56 mm de comprimento.

Além disso, outras estruturas foram desenvolvidas com intuito de explorar a fabricação de diferentes geometrias utilizando o processo de microfabricação em substrato. No entanto, a fabricação destas estruturas não agregou informações relevantes ao trabalho e não serão comentadas em detalhe.

### 3.2 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A caracterização das estruturas foi feita através de microscopia óptica, com as amostras inclinadas para se observar o aspecto 3D das estruturas, como se pode ver na Figura 17. Nesta figura, pode-se ter uma vista geral de uma amostra com micropontes auto-sustentadas de vários comprimentos e larguras.

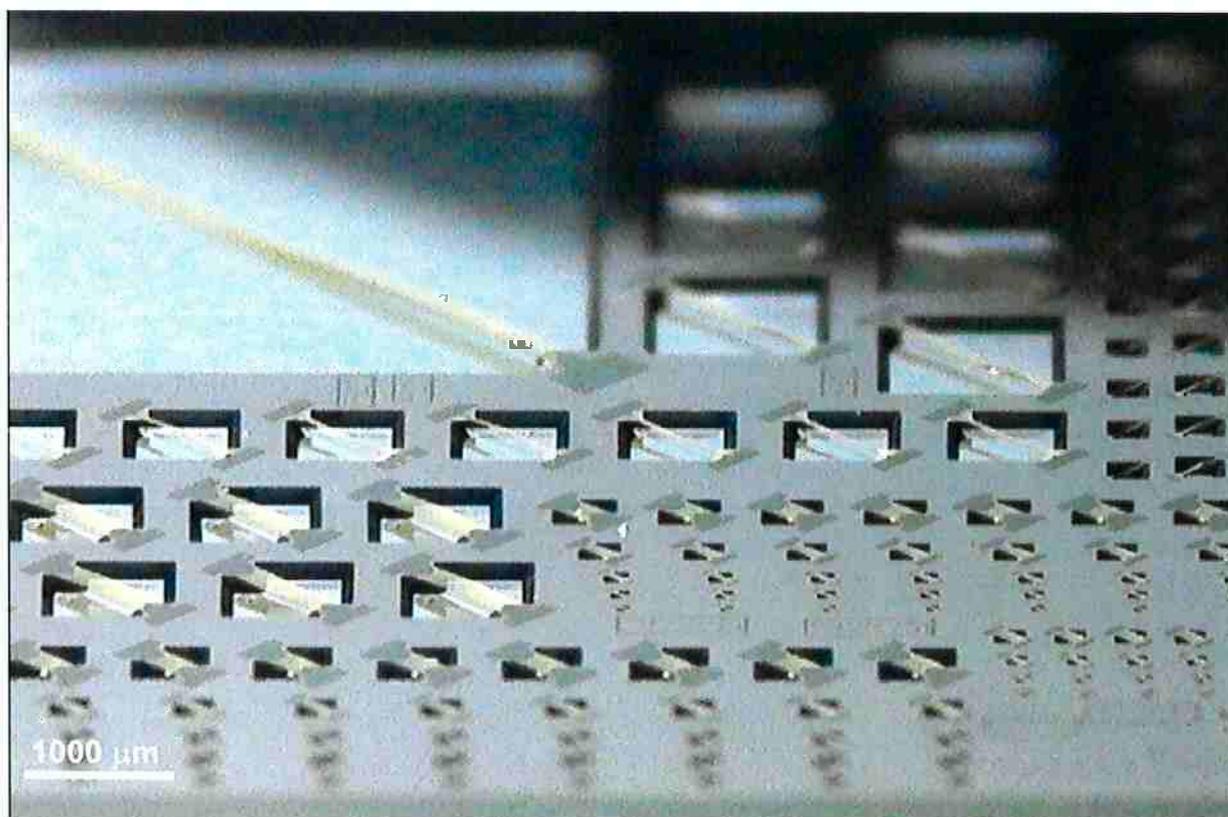


Figura 17. Micropontes de a-SiC:H 3680 e SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> na etapa de fabricação da Figura 14f, mostrando grande quantidade de estruturas auto-sustentadas.

Na etapa de fabricação (Figura 14f) da figura acima, as estruturas são formadas por uma camada de carbeto de silício (1 μm) e 1,8 microns de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, onde a geometria do a-SiC:H ainda não foi definida e o filme de carbeto de silício se estende sobre toda a superfície lâmina, exceto nas cavidades corroídas. Nesta figura (Figura 17), é possível visualizar uma grande quantidade de estruturas auto-

sustentadas logo após a corrosão em KOH. Nesta foto, o filme suspenso tem coloração amarelada, as regiões de contato (*pads*) das estruturas, cinza-escuro, e o fundo das cavidades, cinza-claro.

Na Figura 18, pode-se ver, em detalhe, micropontes de a-SiC:H 3680 e 3690H, na mesma etapa de fabricação da figura anterior.

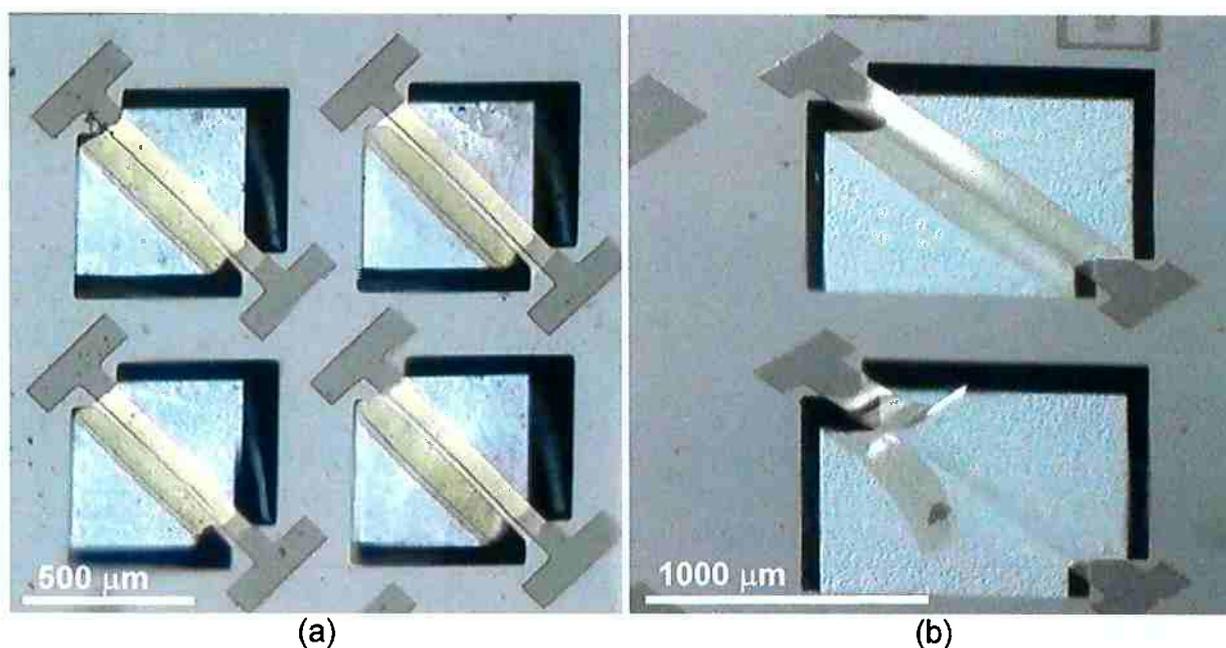


Figura 18. Pontes de a-SiC:H e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ . (a) Pontes de  $500 \times 80 \mu\text{m}$  de a-SiC:H 3680. (b) Pontes de  $100 \times 160 \mu\text{m}$  de a-SiC:H 3690H.

Na figura acima, pode-se verificar que os filmes de a-SiC:H 3680 e 3690H não apresentaram alterações aparentes, resistindo a 1,5 horas de corrosão em solução aquecida de KOH. Também não foram observadas cavidades decorrentes de furos nos filmes, mostrando que ambos os tipos de a-SiC:H podem ser utilizados como material de mascaramento para corrosões em KOH. Tampouco foram constadas alterações visíveis na rugosidade dos filmes. Estes fatos, como mencionado anteriormente, são de extrema importância para a realização deste trabalho, uma vez que foi inteiramente baseado na resistência do a-SiC:H a soluções de KOH.

Apesar dos filmes resistirem à corrosão em KOH, algumas estruturas de a-SiC:H 3690H se romperam durante o processo de fabricação (Figura 18b).

Na realidade, foi verificado que aproximadamente 40% das pontes de a-SiC:H 3690H se romperam durante o processo de fabricação, enquanto praticamente 100% das estruturas fabricadas com o a-SiC:H 3680 resistiram ao processo. A Figura 19, mostra dois conjuntos de pontes de 1000x80  $\mu\text{m}$  de carbeto de silício 3680 e 3690H após a remoção final do  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  (Figura 14h).

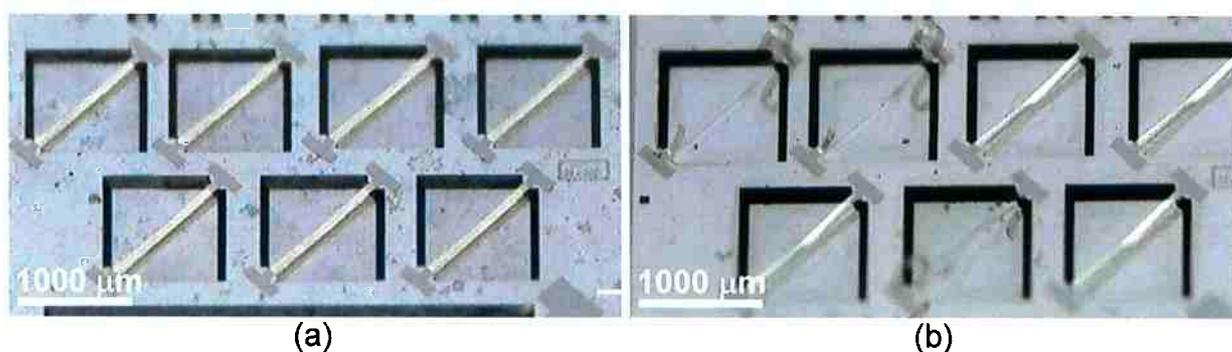


Figura 19. Pontes 1000x80  $\mu\text{m}$ : a) a-SiC:H 3680 b) a-SiC:H 3690H

Estes conjuntos ilustram bem a resistência das micropontes dos dois tipos de a-SiC:H ao processo de fabricação. Esta estatística é relativa a pontes maiores que 20  $\mu\text{m}$  de comprimento e largura e menores que 2 mm de comprimento. Este fato se dá porque o processo não teve resolução suficiente para definir a geometria de estruturas com dimensões reduzidas e estruturas de 2 mm ou maiores apresentaram problemas de *stiction*. A Figura 20 mostra pontes de 2 mm aderidas ao fundo da cavidade.



Figura 20. Micropontes de 2 mm de comprimento de a-SiC:H 3680 aderidas ao fundo da cavidade.

Apesar dos dois tipos de carbeto de silício terem composições químicas muito semelhantes, eles possuem propriedades mecânicas distintas, como o *stress* residual mencionado anteriormente. Uma estrutura que possui um *stress* elevado está mais suscetível a fraturas, pois está mais próxima do limite de ruptura do material. Ambos os materiais possuem *stress* compressivo que força uma estrutura biengastada, como uma ponte, a envergar (flambar). Quanto mais envergada a estrutura estiver, mais fácil será o seu rompimento, dependendo da fragilidade (ductilidade) do material. Se o material é muito frágil, um pequeno *stress* residual pode quebrar a ponte, por outro lado, se o material é dúctil, esta não se romperá tão facilmente. Além do *stress* residual, as estruturas são expostas a diferentes tensões externas durante o processo de fabricação, que podem ser causadas pelos fluxos das soluções de corrosão e enxágüe, assim como a tensão superficial da água deionizada durante a secagem da amostra. Estas tensões externas também podem contribuir para o rompimento de estruturas.

Desta forma, a ruptura de pontes pode estar ligada ao *stress* e à fragilidade do material. No caso do a-SiC:H 3690H, sabe-se que o material possui *stress* elevado (2,5 vezes maior que o do a-SiC:H 3680), porém, não se tem o conhecimento da ductilidade destes materiais. Assim, não se pode afirmar com

certeza que o *stress* residual elevado deste material causou a ruptura das pontes, apesar de ele ser um dos responsáveis. Entretanto, para determinar a causa destas rupturas é necessário um estudo específico que não é intuito deste trabalho. Além disso, também são necessários estudos aprofundados sobre o *stress* residual dos a-SiC:H depositados por PECVD pelo Grupo de Novos Materiais e Dispositivos, uma vez que os resultados neste trabalho foram diferentes dos obtidos em trabalhos anteriores (Figura 11).

As estruturas que se rompem, envergam para cima devido ao *stress* residual do filme de a-SiC:H 3690H. Algumas pontes, dependendo do comprimento, chegam até a enrolar, como se pode ver na Figura 21. Nesta figura, pode-se observar que a superfície inferior do filme encontra-se lisa e sem defeitos aparentes.

Apesar de parte das estruturas fabricadas com o a-SiC:H 3690H terem se rompido, não há impedimentos para a sua utilização em MEMS. Talvez o rompimento das estruturas torne o a-SiC:H 3690H impróprio para a fabricação de estruturas biengastadas, mas este material pode ser utilizado para a fabricação de *cantilevers* ou outras estruturas ancoradas em um único local.

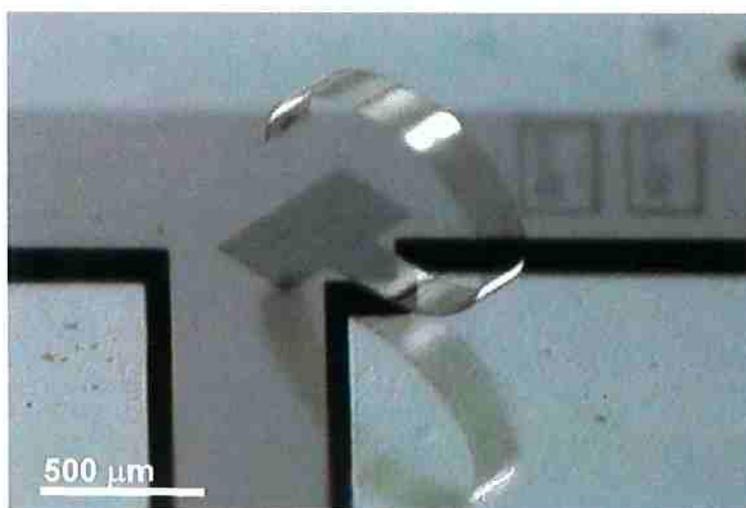


Figura 21. Ponte de 2000x160 μm envergada devido ao *stress* residual do filme de a-SiC:H 3690H. Aplicação como micromola.

A Figura 22 mostra duas pontes de 500  $\mu\text{m}$  de comprimento e 80 e 160  $\mu\text{m}$  de largura. Estas pontes foram submetidas ao mesmo tempo (1,5 hrs.) de corrosão do silício em KOH. Nota-se que, dependendo da largura da ponte, as paredes da cavidade sob a estrutura mudam de orientação. Esta região, assinalada na figura, é de extrema importância para a estabilidade mecânica da ponte, pois é nela que a estrutura se apóia. Uma parede perpendicular ao comprimento da ponte, como na Figura 22a, impõe menos tensões localizadas na estrutura, dividindo igualmente os esforços de sustentação da estrutura. Paredes da cavidade que formam quinas sob a estrutura não são desejadas, como as da Figura 22b. Neste caso, as quinas concentram esforços, podendo levar a ponte à ruptura.

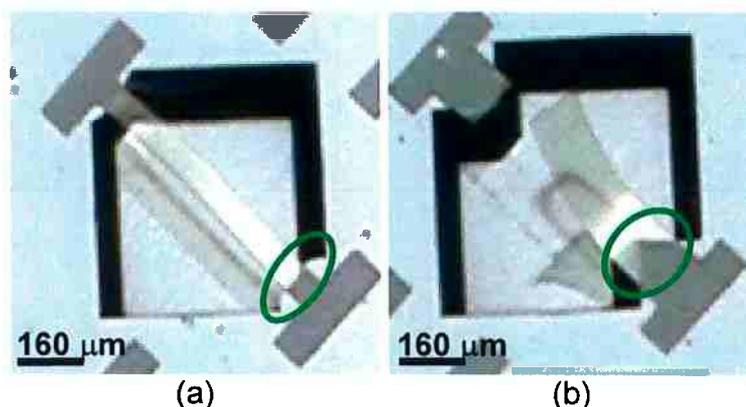


Figura 22. Paredes da cavidade sob a ponte. (a) ponte de 500x80  $\mu\text{m}$  com parede perpendicular ao comprimento da ponte. (b) ponte de 500x160  $\mu\text{m}$  com paredes que formam quinas.

A estabilidade mecânica das estruturas é fundamental, especialmente quando se tem interesse na atuação dessas estruturas. Com o movimento, os esforços aumentam na região de apoio. Por isso, é necessário desenvolver estruturas que possuam paredes perpendiculares como as da Figura 22a. Para deixar as pontes de 80  $\mu\text{m}$  auto-sustentadas são necessários aproximadamente 60 minutos de corrosão em KOH. No entanto, com apenas 60 minutos, quinas seria formadas, como na

Figura 22b. Para que as quinas sejam eliminadas, são necessários mais 30 minutos de corrosão. Desta forma, estima-se que, para a obtenção de paredes perpendiculares, é necessário aproximadamente 50% a mais do tempo de corrosão que seria requerido para deixar a estrutura auto-sustentada.

### 3.3 CONCLUSÃO – ESTRUTURAS ESTÁTICAS

A etapa inicial do trabalho foi muito importante para determinar alguns fatores cruciais do processo de fabricação, permitindo, posteriormente, o desenvolvimento de MEMS (Capítulo 4). Nesta etapa inicial, foram fabricadas micropontes auto-sustentadas de carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H), tendo sido utilizado um processo totalmente baseado em PECVD a baixas temperaturas.

No processo desenvolvido, o a-SiC:H é usado como máscara para a corrosão do silício em KOH e como material estrutural. Após 1,5 horas de corrosão em KOH, o a-SiC:H não apresentou alterações visíveis, possibilitando a fabricação de micropontes auto-sustentadas.

Para a fabricação das micropontes e, posteriormente, dos MEMS, é importante a utilização de materiais com seletividade em corrosões e neste caso, pode-se utilizar tanto o a-SiC:H, que é resistente a corrosões em KOH e HF, sendo corroído por RIE em plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub>, como o SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> que é resistente a corrosões em KOH e removido em HF.

Os resultados desta etapa inicial permitiram determinar uma dimensão mínima para estruturas fabricadas utilizando processos similares aos descritos neste trabalho e produzidas no Laboratório de Microeletrônica das USP. O processo utilizado não permite a fabricação de estruturas com dimensões inferiores a 20 μm

devido à falta de precisão, especialmente, na fabricação das máscaras fotolitográficas.

A fabricação das microestruturas nesta etapa foi efetuada utilizando dois tipos de a-SiC:H, 3680 e 3690H. Medidas de *stress* pela curvatura do substrato mostraram que os a-SiC:H 3690H e 3680 possuem, em média, *stress* compressivo de 1135 MPa e 445 MPa, respectivamente. As medidas foram efetuadas em filmes depositados sobre c-Si e c-Si oxidado termicamente. Notou-se uma diminuição de 600 MPa, em média, no *stress* dos filmes de a-SiC 3690H depositados sobre c-Si oxidado, quando comparados com filmes depositados sobre c-Si. As medidas de *stress* para os filmes de a-SiC:H 3680 não sofreram variação considerável em relação ao tipo de substrato. É possível que o óxido térmico reduza as tensões de interface causadas por diferenças na organização estrutural do a-SiC:H 3690H e c-Si. No entanto, como mencionado no Capítulo 2, existem vários fatores que contribuem para geração do *stress* residual de um filme fino, dificultando sua exata determinação.

Por inspeção visual (microscopia óptica e eletrônica), pôde-se confirmar que o a-SiC:H 3690H possui alto *stress* residual (compressivo), pois algumas estruturas se romperam e envergam para cima, o que não ocorreu com tanta intensidade com o a-SiC:H 3680.

Na realidade, 40% das pontes fabricadas com o a-SiC:H 3690H se romperam durante o processo de fabricação. Apesar disto, este material pode ser utilizado para fabricação de estruturas fixas somente em um local, como *cantilevers*. Devido ao alto *stress* residual deste carbeto de silício, as estruturas adquirem um aspecto tridimensional que pode ser explorado para a fabricação de MEMS. Uma possível aplicação para estruturas feitas com este material, que enverga para cima e enrola,

como a estrutura da Figura 21, pode ser a formação de superfícies amortecedoras ou antivibratórias, onde cada estrutura funcionaria como uma micromola.

Por outro lado, neste trabalho, o material indicado para a fabricação de micropontes ou estruturas planas ou pouco envergadas deve ser o a-SiC:H 3680. Praticamente 100% das estruturas biengastadas fabricadas com este material resistiram ao processo de fabricação.

Os resultados relativos ao *stress* residual dos filmes de carbeto de silício amorfo hidrogenado obtidos neste trabalho diferem dos resultados obtidos anteriormente. Neste trabalho, como foi visto, o a-SiC:H 3690H apresentou *stress* residual mais elevado, diferentemente dos resultados obtidos anteriormente pelo Grupo de Novos Materiais e Dispositivos, quando o filme de a-SiC:H 3680 apresentou maior *stress* residual. No entanto, em nenhum dos trabalhos foi efetuado um estudo sistemático do *stress* residual dos filmes de a-SiC:H, impedindo a obtenção de resultados conclusivos.

Contudo, neste trabalho, o a-SiC:H 3680 apresentou menor *stress* residual e maior confiabilidade na fabricação de micropontes, por isso, a etapa final deste trabalho é baseada na utilização deste material para a fabricação de MEMS atuados termicamente.

## 4. ESTRUTURAS ATIVAS: MOVIMENTO CONTROLADO

Estudos anteriores do Grupo de Novos Materiais e Dispositivos mostraram que é possível a utilização do efeito Joule para movimentar estruturas auto-sustentadas. Inicialmente, esta parte do trabalho, baseada nos resultados anteriores, visou implementar movimento nas micropontes fabricadas anteriormente (Capítulo 3). Em seguida, o processo foi modificado e novas máscaras fotolitográficas foram desenvolvidas para possibilitar a movimentação de conjuntos de estruturas que utilizam um e dois níveis de metalização.

### 4.1 MOVIMENTAÇÃO DE MICROPONTES

Inicialmente, estruturas estáticas foram metalizadas após a sua etapa final de fabricação (Figura 14h), quando as estruturas de a-SiC:H já estavam auto-sustentadas. Apesar de não terem sido desenvolvidas para movimentação, as micropontes possuem duas regiões de contato (*pads*) o que possibilita a passagem de corrente. Por isso, não foi necessário o desenvolvimento de outra máscara fotolitográfica específica para definir a camada metálica. Apenas as estruturas de a-SiC:H 3680 foram metalizadas, pois muitas das estruturas de a-SiC:H 3690H se romperam durante o processo de fabricação, como visto anteriormente.

A Figura 23 ilustra a metalização de estruturas, na qual as geometrias dos contatos foram definidas por *lift-off*. Neste processo, fotoresiste é depositado sobre as estruturas auto-sustentadas (Figura 23). Em seguida, o resiste é fotogravado utilizando o inverso da máscara da Figura 16b que permite a remoção somente do fotoresiste depositado sobre as micropontes. Depois, o metal é depositado sobre a

amostra, parte sobre o fotoresiste e parte sobre as estruturas. Finalmente, o resiste é removido em acetona, retirando também o metal depositado sobre ele, fazendo um “*lift-off*” do metal. Assim, somente as micropontes são metalizadas.

Neste trabalho, a metalização por *lift-off* foi realizada utilizando o fotoresiste AZ 1350 J (positivo), com espessura aproximada de 3  $\mu\text{m}$  e alumínio evaporado, com aproximadamente 0,5  $\mu\text{m}$  de espessura.



Figura 23. Processo de metalização das micropontes por *lift-off*.  
(a) Ponte de a-SiC:H 3680 auto-sustentada. (b) Ponte metalizada.

Neste processo de metalização, fotoresiste é depositado sobre as estruturas auto-sustentadas, para isto, é necessário preencher as cavidades formadas na corrosão em KOH para cobrir o substrato. Esta etapa é muito agressiva, pois o fotoresiste é um material viscoso e sua aplicação é feita por *spinner* com rotações de 3000 rpm, gerando tensões nas estruturas que podem comprometê-las.

#### 4.1.1 Resultados e Discussão – Movimentação de Micropontes

Como se pode ver abaixo, as estruturas resistem a este agressivo processo de metalização e permitem sua polarização. Ao se aplicar tensão entre as duas extremidades de uma ponte, corrente elétrica flui pelo alumínio, aquecendo o a-SiC:H e induzindo a dilatação da estrutura, obtendo, assim, um movimento que pode ser controlado pela tensão aplicada.

Devido às diferentes dimensões das micropontes, é necessário polarizá-las com tensões que podem variar entre 0,5 a 0,8 V, permitindo a passagem de 100 mA pelo alumínio. As estruturas são polarizadas através de micropontas e a tensão é controlada por um HP4145B que permite a aplicação de tensões em ciclos periódicos com até 2 Hz de frequência.

A Figura 24 mostra uma seqüência de fotos de uma ponte de  $500 \times 80 \mu\text{m}$  de a-SiC:H 3680 não polarizada (Figura 24a), polarizada com 0,4 V (Figura 24b) e 0,8 V (Figura 24c). É possível observar que a ponte enverga para dentro da cavidade ao ser polarizada.

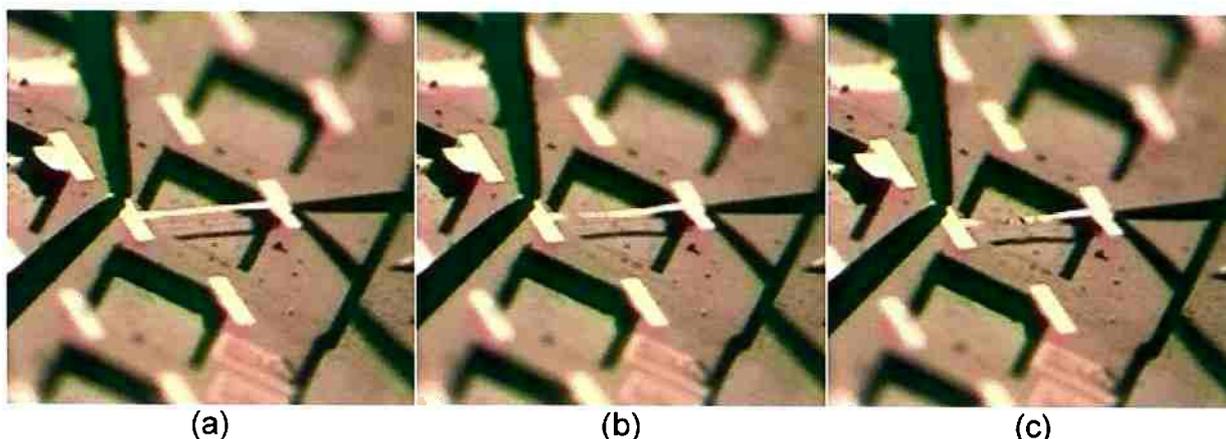


Figura 24. Ponte de  $500 \times 80 \mu\text{m}$ . (a) ponte não polarizada ( $V=0$ ,  $I=0$ ). (b) ponte polarizada com 0,4 V e 50 mA. (c) Ponte polarizada com 0,8 V e 100 mA.

Para determinar as tensões de polarização das estruturas, a tensão aplicada a algumas pontes foi elevada até sua falha, isto é, até o alumínio se romper ou o carbeto de silício quebrar. As tensões e as correntes para ruptura das estruturas variam entre 1,2 a 2,0 V e 200 a 300 mA. Para obter correntes superiores a 100 mA é necessário utilizar uma fonte externa, pois o HP4145B não suporta estes níveis de corrente. A tensão e a corrente de ruptura foram determinadas elevando a tensão

aos poucos até não passar mais corrente pela estrutura, indicando falha na estrutura.

Por motivos de segurança, as estruturas são polarizadas somente com tensões de 0,5 a 0,8 V dependendo das dimensões, isto porque a resistência do filme metálico é relacionada ao comprimento e à largura da ponte. Quanto maior a resistência, maior deve ser a tensão para produzir uma mesma corrente. Se a tensão for elevada demasiadamente, a corrente aumenta proporcionalmente, aquecendo o alumínio e o carbeto de silício e levando um dos filmes à ruptura.

A Figura 25a mostra uma ponte de 500x80  $\mu\text{m}$  de a-SiC:H 3680 após a ruptura do filme de alumínio. Nota-se que o filme metálico se descolou da ponte. De fato, na Figura 24c, pode-se observar uma mancha escura causada pelo descolamento do filme de alumínio. O descolamento do filme de alumínio ocorre porque o metal expande mais que o filme de a-SiC:H, pela diferença dos coeficientes de expansão térmica, onde o do alumínio (23,6 ppm/°) é consideravelmente mais alto que o do SiC (2,7 ppm/°) <sup>48</sup>.

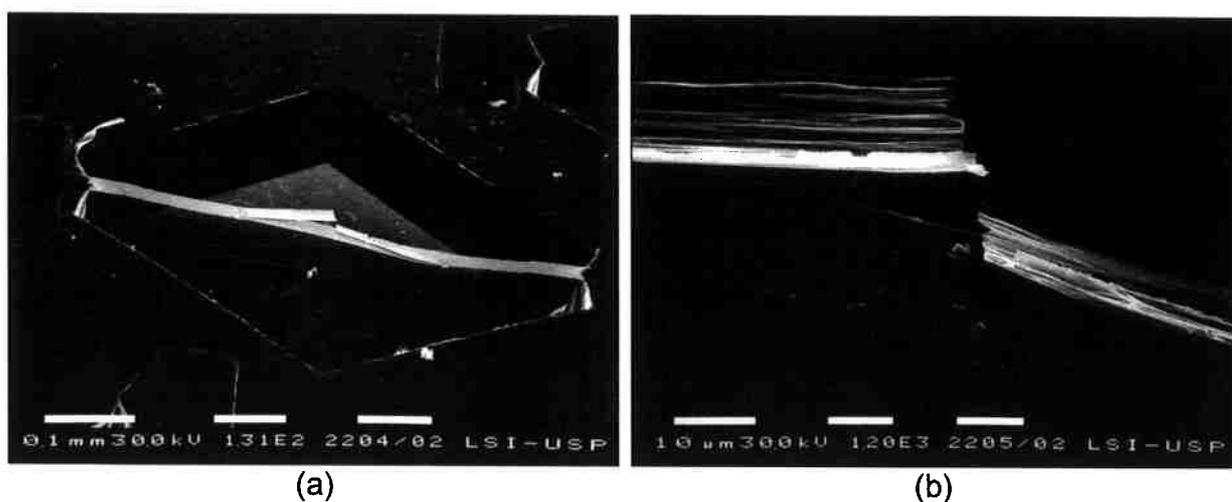


Figura 25. Ruptura do filme de alumínio de uma ponte de 500x80  $\mu\text{m}$  de a-SiC:H 3680

No detalhe (Figura 25b), pode-se ver a região de ruptura do filme metálico, na qual, pelas linhas longitudinais, nota-se que o filme de alumínio parece ter sido esticado, provavelmente pela expansão térmica do próprio alumínio.

Contudo, é possível atuar pontes de forma controlada, movimentando-as para dentro da cavidade ao aplicar tensão elétrica. Polarizando as estruturas com ciclos liga/desliga, observa-se que elas respondem, sem atraso aparente, a frequências de até 2 Hz (limitada pelo equipamento).

O processo de *lift-off* possibilitou metalizar pontes, permitindo a sua movimentação. No entanto, isso ocorreu para somente uma amostra, nas outras, o alumínio não foi retirado com a remoção do fotoresiste durante a metalização por *lift-off*, provocando um curto na metalização da ponte, impedindo sua movimentação. Entretanto, percebeu-se que um filme de alumínio mais fino ( $\approx 0,3 \mu\text{m}$ ) possibilita a metalização adequada ao mesmo tempo que não suporta tensões altas o suficiente para movimentar das estruturas. Justamente por estes motivos, não se pôde fazer uma caracterização detalhada e sistemática das micropontes de a-SiC:H 3680 metalizadas com alumínio.

## **4.2 MATRIZES DE CANTILEVERS – UM NÍVEL DE METALIZAÇÃO**

Devido aos problemas de metalização citados, houve a necessidade de modificar o processo de fabricação. Aproveitando a oportunidade, foram modificadas as geometrias das estruturas, visando aumentar a amplitude do movimento e possibilitar a atuação controlada e sincronizada de conjuntos de estruturas. As pontes, apesar de possibilitarem movimentação controlada, são estruturas biengastadas e não permitem a obtenção de grandes amplitudes quando atuadas.

Por outro lado, *cantilevers*, por serem fixos por uma única extremidade, têm maior mobilidade e foram utilizados para o desenvolvimento de matrizes de *cantilevers*. Inicialmente, foram desenvolvidos conjuntos de estruturas com um nível de metalização, visando simplificar o processo e o controle da polarização das estruturas.

O processo desenvolvido para fabricação de MEMS ativos emprega os mesmos processos e materiais utilizados para a fabricação das estruturas estáticas, descritos no Capítulo 3: corte e limpeza do substrato; deposição de a-SiC:H e SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> por PECVD; corrosão de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> em HF; corrosão de a-SiC:H em plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub>; corrosão do Si em KOH; e evaporação do alumínio. Entretanto, houve algumas modificações como a espessura do filme de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, que foi diminuída de 1,8 μm para 1,5 μm, pois foi eliminada a necessidade de sua utilização como máscara na corrosão do a-SiC:H, na qual se pode usar o fotoresiste AZ 1350J. No caso do carbetto de silício, somente o tipo 3680 é utilizado na fabricação das matrizes de *cantilevers*, tendo como intenção a obtenção de estruturas planas ou quase planas.

As etapas do processo de fabricação das matrizes de *cantilevers* são ilustradas na Figura 26. Neste processo, para evitar problemas com o *lift-off*, o filme de alumínio é depositado e fotogravado sobre a camada de a-SiC:H (Figura 26c). Em seguida, o SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> é depositado, cobrindo e protegendo o alumínio durante a corrosão do silício em KOH (Figura 26g). Por isto, a última etapa desse processo é a abertura dos contatos metálicos possibilitando a polarização das estruturas (Figura 26h). Esta última etapa é muito agressiva para as estruturas auto-sustentadas, pois requer a deposição de fotoresiste e sua fotogração para definir as regiões do SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> a serem removidas em solução de HF.

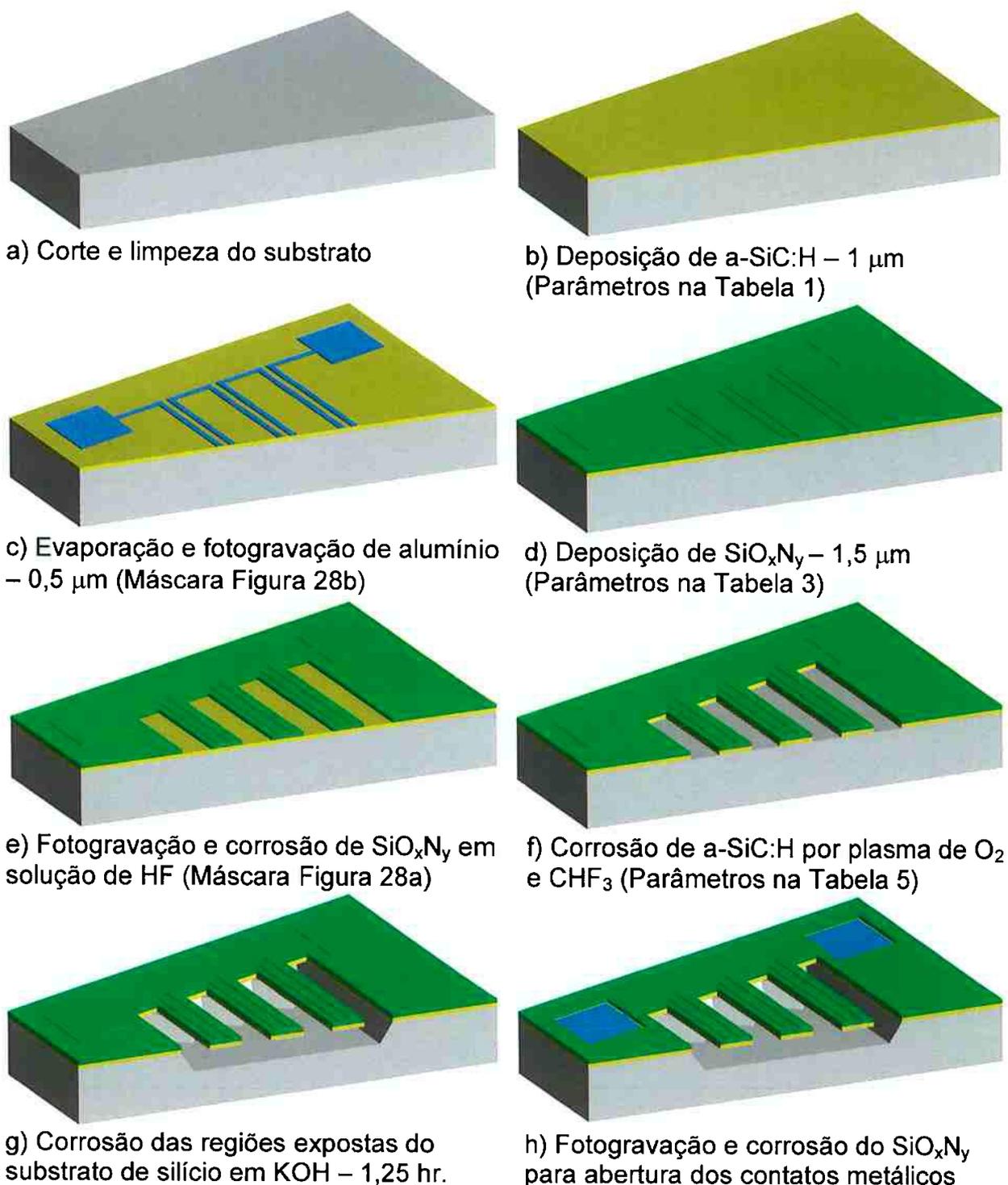


Figura 26. Etapas do processo de fabricação de estruturas ativas.

Este processo foi elaborado utilizando os resultados obtidos no processo de fabricação de estruturas estáticas, no qual foi constatado que a menor dimensão desenhada nas máscaras deve ser de  $20\ \mu\text{m}$ , para permitir a transferência de padrões para os filmes com fidelidade.

Tratando-se de um *cantilever*, é necessário que o elemento resistivo / trilha metálica permita a passagem de corrente pela estrutura. Por isto, o elemento resistivo deve fazer um *loop* pelo *cantilever*, permitindo que a corrente entre e saia da região auto-sustentada da estrutura, como ilustra a Figura 27. Além disto, o elemento resistivo deve ter no mínimo  $20\ \mu\text{m}$  de largura, deixando  $20\ \mu\text{m}$  de espaço entre as trilhas metálicas e os limites do *cantilever*, levando ao desenvolvimento de *cantilevers* com  $100\ \mu\text{m}$  de largura. Analisando os resultados do Capítulo 3, decidiu-se, também, limitar o comprimento das estruturas a  $500\ \mu\text{m}$ , para evitar a aderência das estruturas ao substrato (*stiction*).

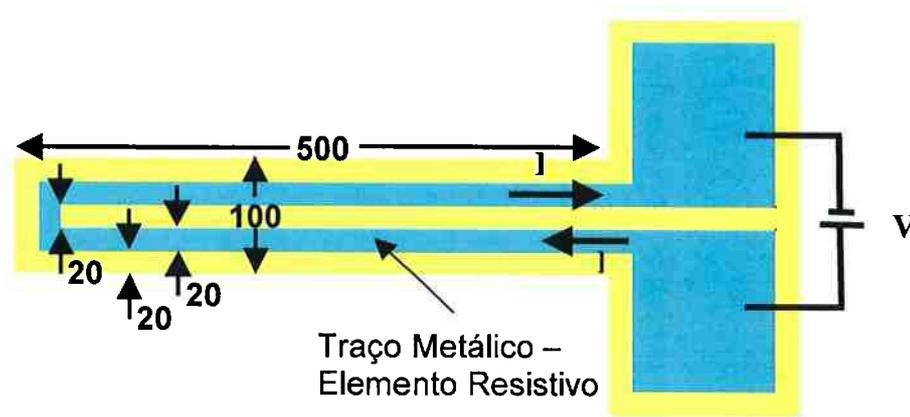


Figura 27. Dimensões ( $\mu\text{m}$ ) e geometria de um *cantilever*.

As matrizes de *cantilevers* são formadas por quatro linhas de onze ou oito *cantilevers* com  $300\ \mu\text{m}$  e  $500\ \mu\text{m}$  de comprimento. O número de estruturas foi fixado para limitar as dimensões dos conjuntos de estruturas. Quanto maior o

número de estruturas, maiores são as chances de ocorrerem defeitos, onde uma única falha inutiliza o dispositivo. Os *cantilevers* foram orientados a 45° da borda da lâmina, para que a corrosão ocorra pela lateral da estrutura, diminuindo o tempo de corrosão em KOH de 1,5 para 1,25 horas. O tempo de 1,25 horas é 50% maior que o necessário para deixar auto-sustentado um *cantilever* de 100  $\mu\text{m}$  de largura. Como visto anteriormente, este tempo extra de corrosão permite a obtenção de um suporte do *cantilever* perpendicular ao seu comprimento, como mostra a Figura 22a.

Dois tipos de matrizes foram desenvolvidos, as alinhadas (4x8 de 500  $\mu\text{m}$  e 4x11 de 300  $\mu\text{m}$ ) e as defasadas (4x8 de 500  $\mu\text{m}$  e 300  $\mu\text{m}$ ). Nas matrizes alinhadas, os *cantilevers* são alinhados lado a lado, enquanto os *cantilevers* de uma matriz defasada possuem um deslocamento entre eles. Na Figura 26a, pode-se ver a geometria das matrizes alinhadas e defasadas, assim como de outras estruturas teste através do *layout* da máscara de definição das geometrias.

Para a fabricação das matrizes de *cantilevers*, foi elaborada uma máscara específica para metalização (Figura 26b). Regiões de contato metálico foram projetadas na borda da lâmina para facilitar a polarização das estruturas. Foram projetadas matrizes utilizando linhas e colunas de *cantilevers*, nas quais todas as estruturas de uma linha estão conectadas eletricamente por uma mesma trilha metálica. Desta forma, ao polarizar uma linha, todos os *cantilevers* desta linha se movem ao mesmo tempo. Esta abordagem foi escolhida para possibilitar maior proximidade entre as colunas de *cantilevers* e simplificar a polarização do dispositivo. Para controlar o movimento das matrizes de *cantilever*, somente é necessário controlar a polarização das quatro linhas de *cantilevers*.

As resistências de todas as trilhas metálicas de um dispositivo foram projetadas para que permitissem a passagem, em todas as linhas de uma matriz, de correntes com amplitudes iguais, utilizando a mesma tensão.

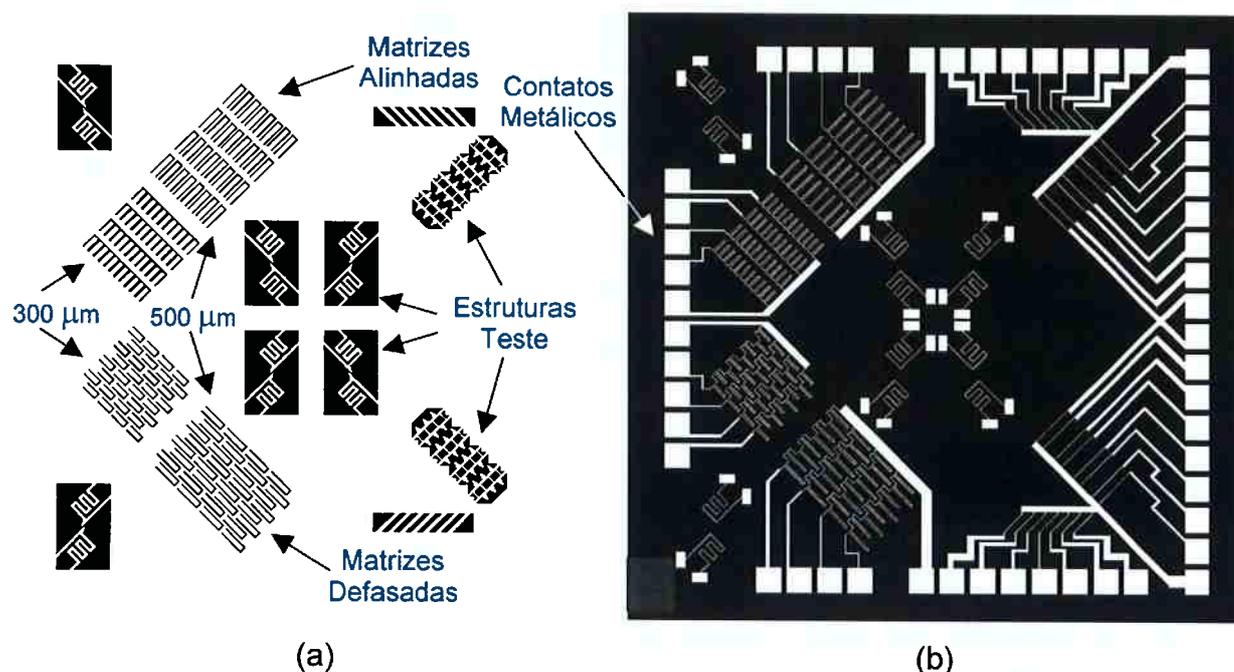


Figura 28. Máscaras do processo de fabricação de estruturas ativas.  
 a) Máscaras para definição da geometria das estruturas e regiões do silício a serem corroídas. b) Máscara para definição dos contatos elétricos e elementos resistivos.

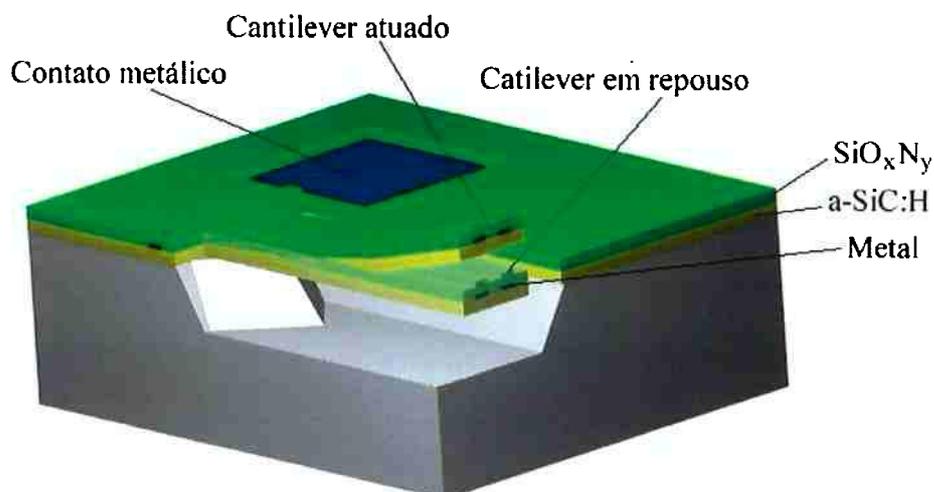
Os *cantilevers* foram desenvolvidos propositalmente para serem formados por dupla camada, isto é, formados por dois materiais diferentes ( $a\text{-SiC:H}$  e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ). Desta forma, a movimentação destas estruturas ocorre devido à diferença dos coeficientes de expansão térmica destes materiais.

Na Tabela 6, pode-se ver os coeficientes de expansão térmica do carbetto de silício cristalino, do óxido de silício térmico e do nitreto de silício cristalino, assim como do substrato de silício.

Tabela 6 – Coeficientes de Expansão Térmica

Material	Coeficiente de Expansão Térmica (ppm/°)
c-SiC <sup>48</sup>	2,7
SiO <sub>2</sub> <sup>49</sup>	0,5
$\beta$ -Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> <sup>50</sup>	1,19
c-Si <sup>51</sup>	2,5

O carbeto de silício amorfo hidrogenado e o oxinitreto de silício, usados neste trabalho, são materiais novos, ainda em desenvolvimento. Suas propriedades termomecânicas ainda não foram estudadas e também não foram encontrados na literatura estudos sobre o coeficiente de expansão térmica de materiais similares. No entanto, os coeficientes dos materiais citados mostram que o carbeto de silício cristalino dilata mais que o óxido de silício e o nitreto de silício. Sendo o SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> uma liga de Si, O e N, com composição química entre SiO<sub>2</sub> e Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> (mais próximo do SiO<sub>2</sub>), espera-se que o seu coeficiente de expansão térmica seja menor que o do carbeto de silício. Assim, as estruturas devem se movimentar para cima, pois o oxinitreto de silício expande menos, obstruindo a dilatação do carbeto de silício e fazendo as estruturas se curvarem para cima, como mostra a Figura 29.

Figura 29. Movimentação esperada dos *cantilever* formados por dupla camada

Para a caracterização dos MEMS ativos desenvolvidos, foi necessária a fabricação de um suporte com várias pontas para polarizar as matrizes de *cantilevers*, como mostra a Figura 30. Este suporte foi elaborado para fixar o substrato e, através de até oito agulhas, polarizar o dispositivo. As agulhas deste suporte são isoladas eletricamente e conectadas a um fio para possibilitar a aplicação de tensão elétrica à trilha metálica. Além disto, as agulhas também permitem seu posicionamento individual sobre os contatos metálicos, facilitando o alinhamento das agulhas.

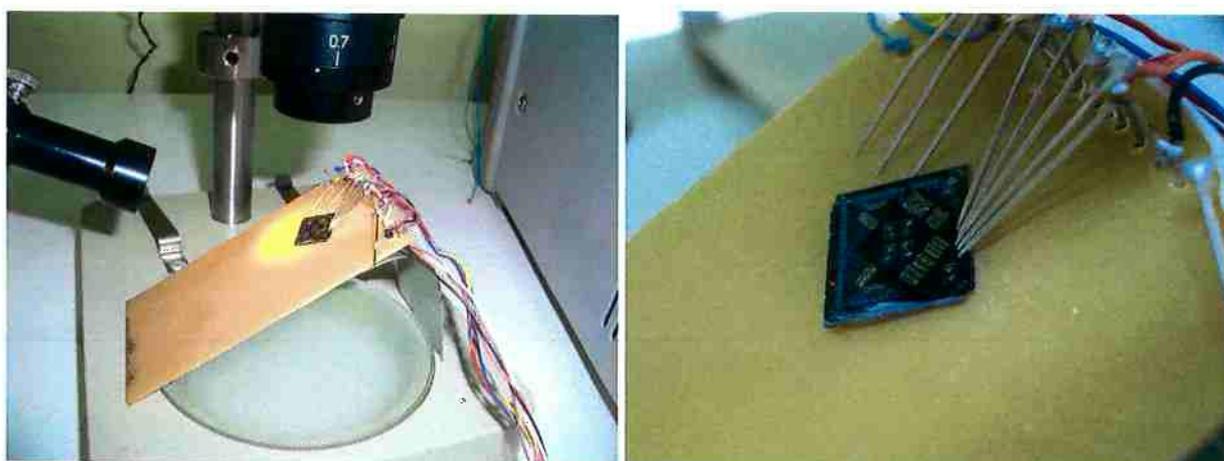


Figura 30. Configuração do sistema de polarização dos dispositivos.

Depois de feito o contato elétrico com os dispositivos, através das agulhas do suporte descrito acima, é necessário controlar a tensão aplicada a cada trilha. Para isto, foi criada uma rotina em LabView que permite controlar o tempo de polarização para cada linha de *cantilevers*. Assim, pode-se determinar a frequência de atuação das estruturas através do tempo que as estruturas estão polarizadas e não polarizadas.

A Figura 31 ilustra o controle e polarização dos dispositivos. A rotina desenvolvida controla a tensão (0 ou 2,4 V) de cada uma das oito saídas de dados

da porta paralela do computador. Estas saídas são conectadas a um circuito integrado (M54564), o qual é alimentado por uma fonte externa que determina a tensão aplicada às estruturas. O M54564 é um circuito integrado com oito canais, onde cada canal é formado por transistores Darlington em cascata. Este circuito integrado foi escolhido por possibilitar o controle de correntes até 500 mA. Assim, pode-se transferir uma tensão aplicada ao M54564 para as estruturas, através de um sinal da porta paralela, polarizando as estruturas de forma seqüencial e sincronizada, com freqüências pré-determinadas. No software desenvolvido, os parâmetros “Time ON” e “Time OFF” determinam o tempo que as estruturas serão polarizadas (Time ON – indicador “LED” acende) e não polarizadas (Time OFF – indicador “LED” apaga), podendo assim, determinar a freqüência de atuação dos *cantilevers*.

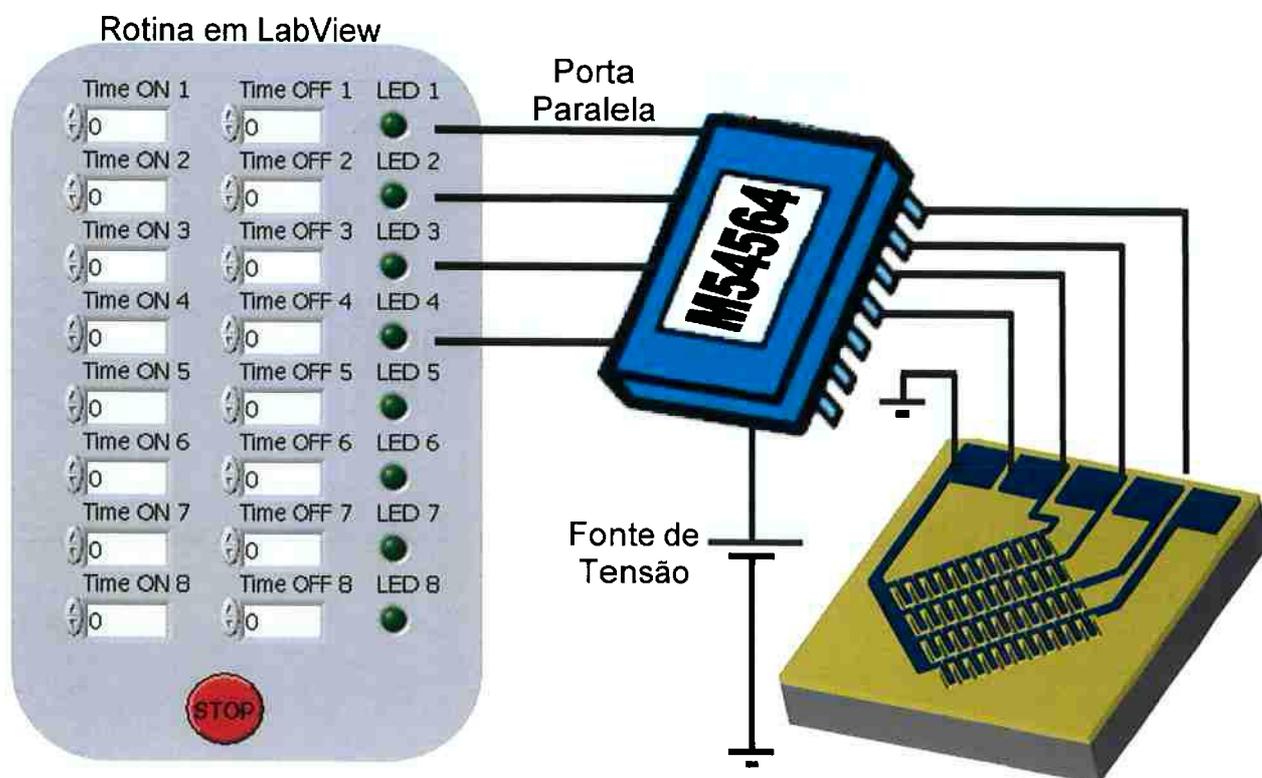


Figura 31. Esquemática de controle e polarização das matrizes de *cantilevers*.

#### 4.2.1 Resultados e Discussão – Matrizes de *Cantilevers*: Um Nível de Metalização

Na Figura 32 pode-se ter uma vista geral das matrizes de *cantilevers* e estruturas teste produzidas utilizando os processos de fabricação descritos na Figura 26.

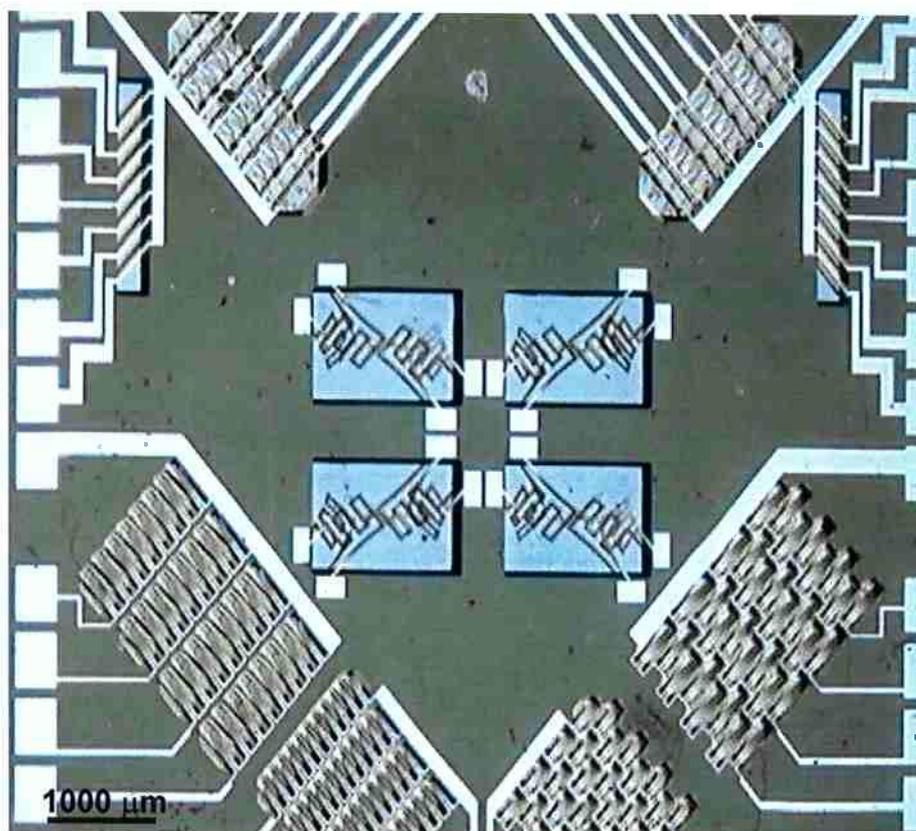


Figura 32. Matrizes de *cantilever* e estruturas teste com um nível de metalização.

Em detalhe, na Figura 33, pode-se observar uma matriz de *cantilevers* alinhados de 300 μm de comprimento. Nota-se que todas as estruturas estão inteiras e um pouco envergadas para cima. Apesar das estruturas terem resistido ao processo de fabricação, mostrando boa resistência e estabilidade mecânica, as trilhas de alumínio não mostraram continuidade elétrica. Observou-se em fotografia do microscópio eletrônico de varredura que elas tinham sido removidas (Figura 34).



Figura 33. *Cantilevers* de 300 μm de matriz alinhada.

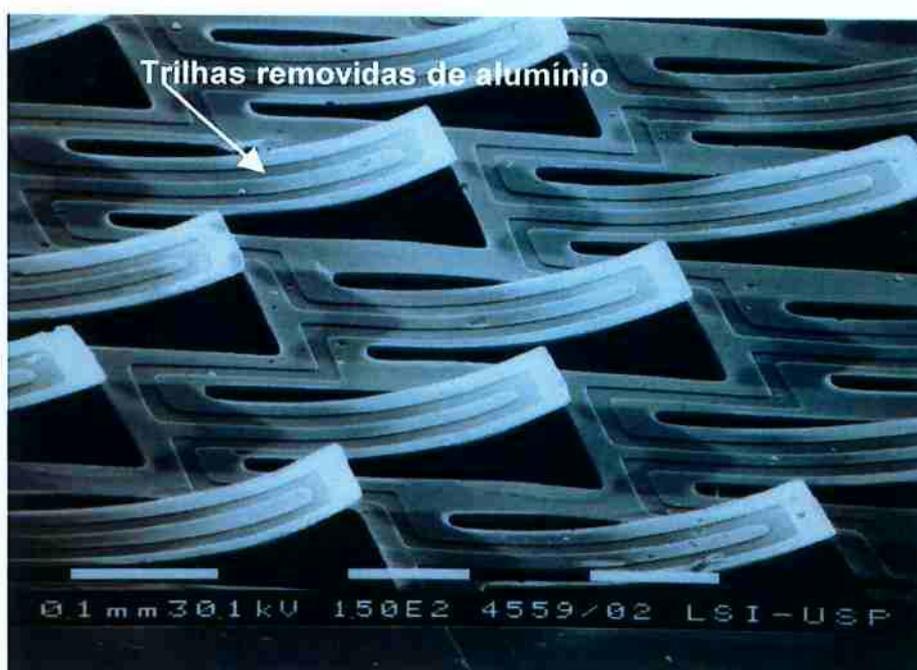


Figura 34. *Cantilevers* de 300 μm de comprimento de uma matriz defasada. Trilhas de alumínio foram removidas durante a corrosão em KOH.

Devido à espessura do filme de alumínio, deveria se ver na Figura 34 as trilhas de alumínio em relevo. No entanto, observa-se depressões nestas regiões, indicando que o filme de alumínio foi removido. Este fato foi observado após a etapa de corrosão do silício em KOH (Figura 26g). Apesar do alumínio ter sido removido, é

possível notar que a superfície do filme de oxinitreto de silício (última camada) encontra-se lisa e com poucos defeitos. As estruturas estão inteiras e bem definidas, sem a presença de trincas ou falhas que comprometam o dispositivo. Além disto, nota-se, mais uma vez, que as estruturas estão envergadas para cima e, como visto antes, pode-se relacionar esse envergamento ao *stress* compressivo do filme de a-SiC:H.

A Figura 35 mostra uma região do substrato após a corrosão em KOH. Neste local, especialmente, pode-se observar os filmes de alumínio e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  descolando-se do filme a-SiC:H.

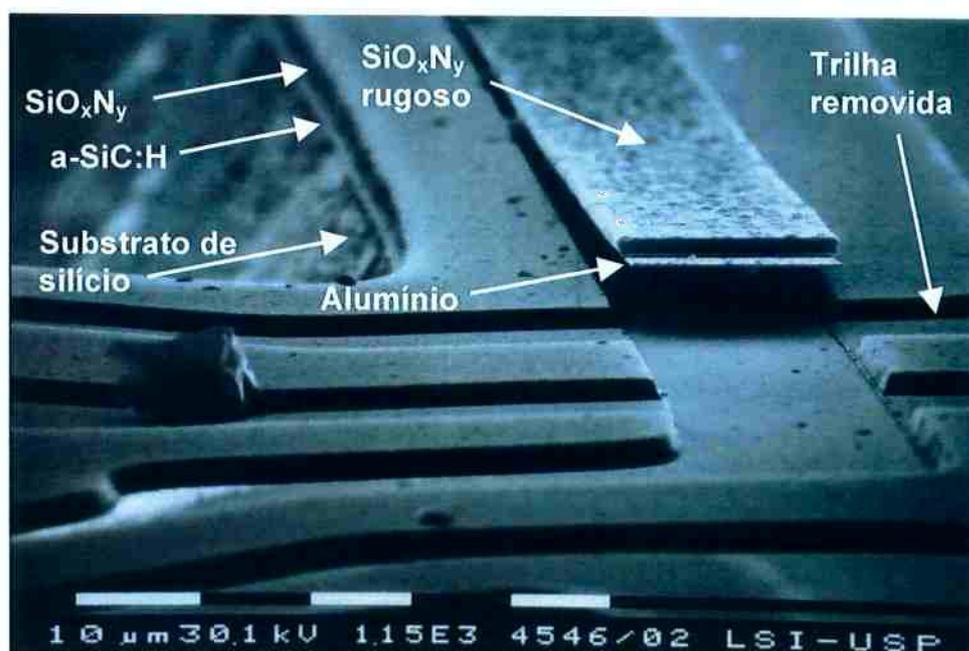


Figura 35. Descolamento da metalização de alumínio.

Na Figura 35, pode-se notar que o filme de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  depositado sobre o alumínio possui maior rugosidade em comparação ao  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  depositado sobre o a-SiC:H. A rugosidade do  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  sobre alumínio indica uma possível mudança nas propriedades do filme, podendo causar o descolamento do filme. No entanto, é necessário um estudo aprofundado para melhor entender este fenômeno.

Para resolver este problema de metalização, o alumínio foi substituído por cromo, depositado por *sputtering* (Magnetron) com espessura aproximada de  $0,3 \mu\text{m}$ . Ao contrário dos filmes de alumínio, os filmes de cromo não apresentam incompatibilidade com o  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ . O cromo também é resistente a corrosões em KOH, sendo desnecessária a sua proteção com a camada de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ . No entanto, este filme foi mantido para formar as estruturas com dupla camada.

A Figura 36 mostra o aspecto final das matrizes de *cantilever* alinhadas e defasadas fabricadas com camada metálica de cromo.

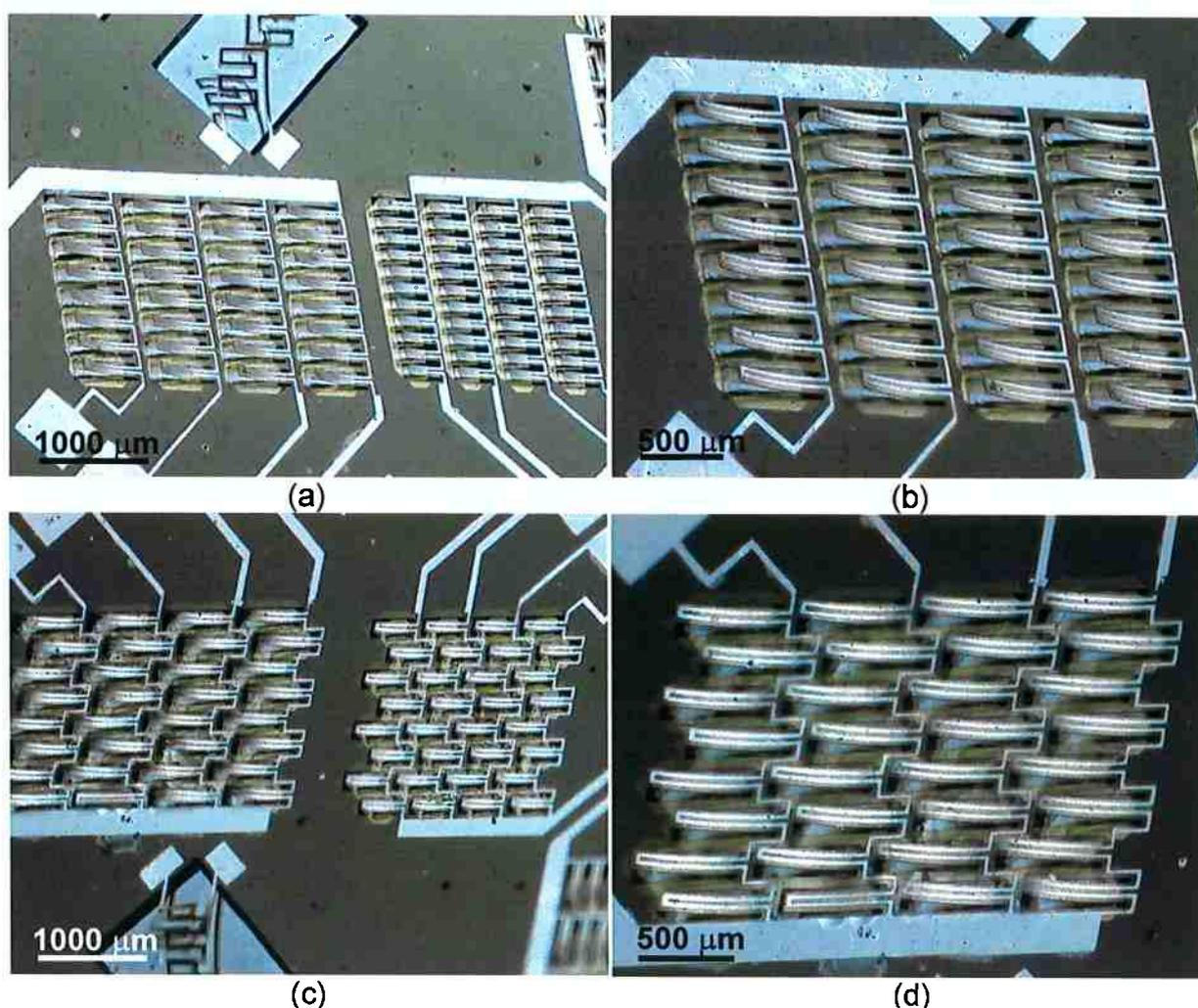


Figura 36. Matrizes (a) alinhadas 4x8 de  $500 \mu\text{m}$  e 4x11 de  $300 \mu\text{m}$ . (b) alinhada 4x8. (c) defasada 4x8 de  $500$  e  $300 \mu\text{m}$ . (d) defasada 4x8.

As matrizes, quando polarizadas de forma seqüencial e sincronizada, utilizando o software desenvolvido em LabView, exibem comportamento semelhante à movimentação ciliar. A Figura 37 mostra a fotografia de uma matriz de 500  $\mu\text{m}$ , na qual duas linhas de *cantilevers* estão sendo polarizadas.

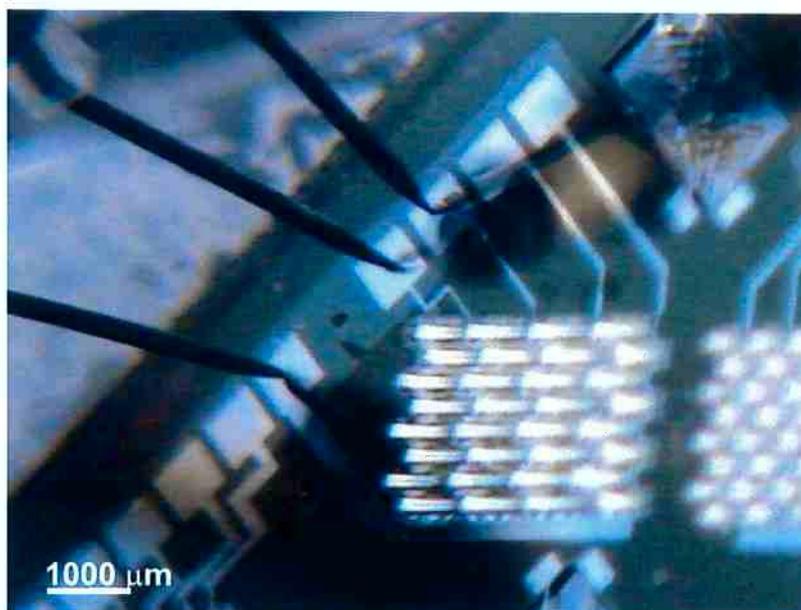


Figura 37. Dispositivo sendo polarizado.

Ao polarizar linhas de *cantilevers* das matrizes de 500  $\mu\text{m}$ , observa-se que os *cantilevers* movimentam-se para baixo, em direção ao substrato, e quando a polarização é removida, os *cantilevers* voltam à posição original.

A movimentação para baixo dos *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  não era esperada, pois se acreditava que a diferença de coeficientes de expansão térmica levantaria a estrutura, quando polarizada.

No entanto, notou-se que os *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  de comprimento são somente de a-SiC:H, pois o filme de oxinitreto de silício foi removido durante a abertura dos contatos elétricos (Figura 26h). Nesta etapa de fabricação, o fotoresiste é aplicado sobre estruturas auto-sustentadas que se estendem sobre cavidades de

aproximadamente 60  $\mu\text{m}$  de profundidade, dificultando a deposição homogênea do fotoresiste. É necessário que o resiste encha as cavidades para possibilitar a cobertura das estruturas. Além disso, os *cantilevers* estão curvados para cima dificultando ainda mais a deposição do fotoresiste. Por isto, o filme de oxinitreto de silício dos *cantilevers* é removido durante a corrosão em HF na abertura dos contatos elétricos.

O deslocamento dos *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  é para baixo, por eles serem só de a-SiC:H. O aumento da temperatura com a passagem de corrente elétrica diminui o *stress* térmico (equação (1)), pois ele depende diretamente da diferença entre  $T_d$  e  $T_r$ . Neste caso,  $T_r$  passa a ser a temperatura do *cantilever* aquecido pela corrente elétrica. Assim, aumentando a corrente, aumenta-se a temperatura do *cantilever* e diminui-se o *stress* do filme, que se movimenta para baixo, tendendo a se nivelar com substrato.

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

Ao observar matrizes de *cantilevers* de 300  $\mu\text{m}$  de comprimento, pôde-se constatar que, em uma mesma linha de *cantilevers*, algumas estruturas se movem para cima e outras para baixo. Nestas linhas, percebeu-se que o filme de oxinitreto de silício foi removido parcialmente em algumas estruturas e totalmente removido em outras, como se pode ver na Figura 38.

Nas estruturas com resquícios de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ , a movimentação é para cima, como esperado pela diferença de coeficiente de expansão térmica. As estruturas sem  $\text{SiO}_x\text{N}_y$ , se movimentam para baixo com a polarização, como os *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$ . Isto mostra que o fotoresiste protege parcialmente os *cantilevers* de

300  $\mu\text{m}$  na última etapa do processo de fabricação, no entanto, não protege os *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$ .

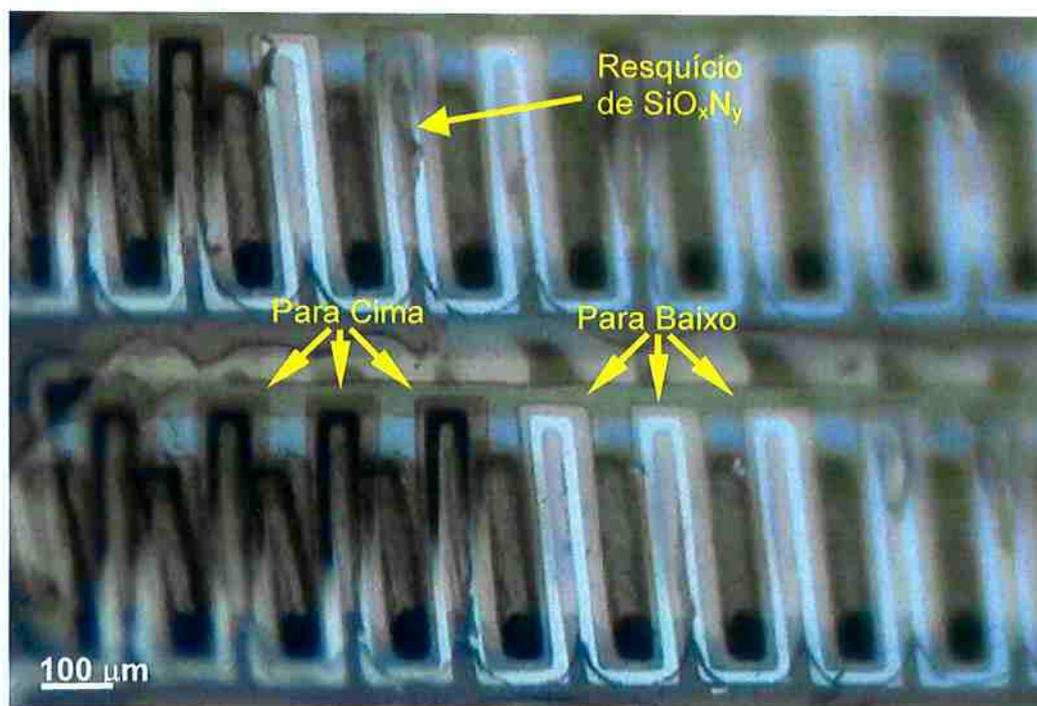


Figura 38. Estruturas de 300  $\mu\text{m}$  com oxinitreto de silício parcialmente removido. Alguns *cantilevers* se movimentam para cima e outros para baixo, quando polarizados.

Utilizando microscopia óptica, é possível obter o perfil das estruturas de 500  $\mu\text{m}$  quando a amostra é inclinada a 90°. A partir deste perfil, pode-se quantificar o envergamento dos *cantilevers*, relacionando as dimensões da imagem obtida às dimensões reais, como mostra a Figura 39. Não foi possível obter imagens satisfatórias do perfil de *cantilevers* de 300  $\mu\text{m}$  para determinar o envergamento destes *cantilevers* ou outros estudos relacionados.

Os parâmetros  $\alpha_F$ ,  $R_F$ ,  $h_F$  da Figura 39c são extraídos de imagens do microscópio óptico (Figura 39b). Através das equações da Figura 39a pode-se

calcular o deslocamento da ponta do *cantilever* ( $h_R$ ). Para um *cantilever* de  $500 \mu\text{m}$  de comprimento ( $L_R=500 \mu\text{m}$ ), calcula-se  $h_R = 100 \mu\text{m}$ .

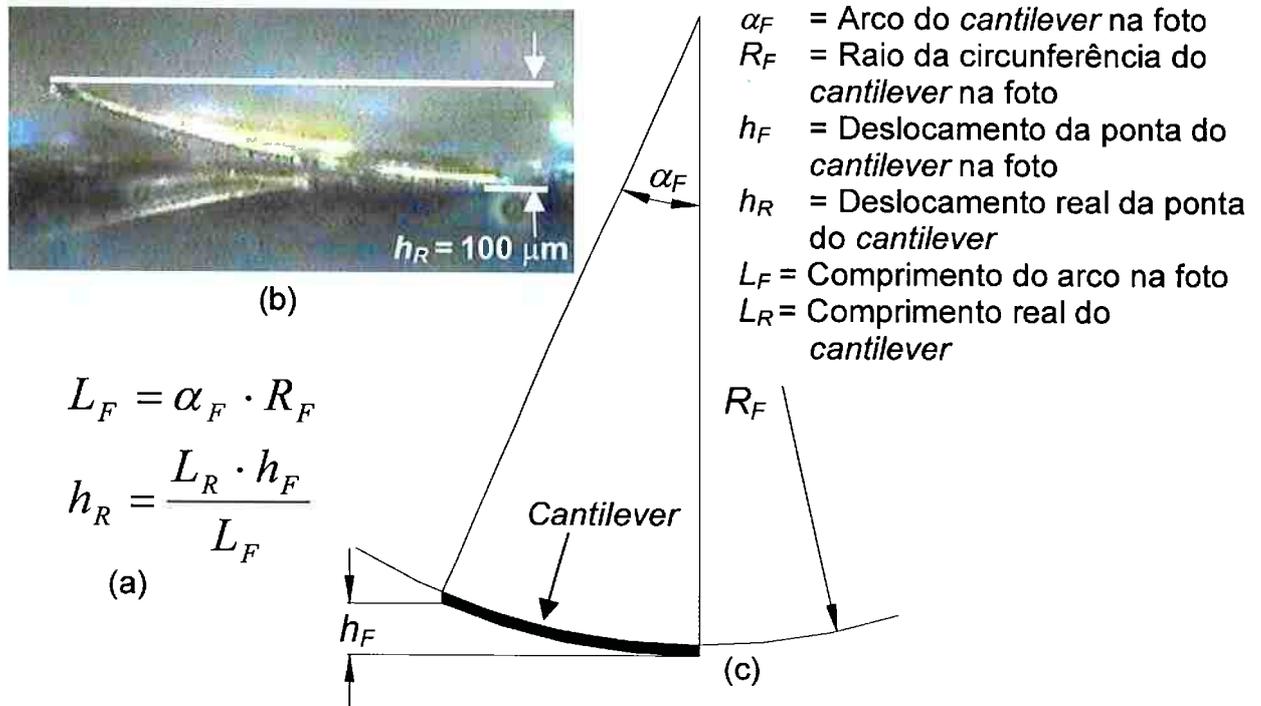


Figura 39. Relação entre imagem obtida no microscópio óptico e dimensões reais dos *cantilevers*. (a) Equações para cálculo do deslocamento da ponta de um *cantilever*. (b) perfil obtido no microscópio óptico e deslocamento real de um *cantilever* de  $500 \mu\text{m}$ . (c) Parâmetros extraídos do perfil da estrutura.

Como visto anteriormente, o envergamento das estruturas está relacionado ao *stress* residual do filme e o deslocamento da ponta de um *cantilever* pode ser utilizado para o cálculo deste *stress*. Na equação (3), isolando o *stress*,  $\sigma$ , obtém-se a equação (4), que relaciona diretamente o *stress* ao deslocamento da ponta de um *cantilever* ( $h_R$ ).

$$\sigma = \frac{2 \cdot E_e \cdot h_R \cdot t}{L^2} \quad (4)$$

Utilizando, espessura  $t = 1 \mu\text{m}$ , o módulo de elasticidade  $E = 480 \text{ GPa}$ <sup>52</sup> e número de Poisson  $\nu = 0,16$ <sup>53</sup>, para um *cantilever* com comprimento de  $L = 500 \mu\text{m}$

e com deslocamento de  $h_R = 100 \mu\text{m}$ , obtém-se um *stress* residual de  $393 \pm 9 \text{ MPa}$  (compressivo). A Tabela 7 compara os valores de *stress* obtidos utilizando microestruturas e o método de curvatura do substrato para o a-SiC:H 3680. O módulo de elasticidade e a número de Poisson usados para o cálculo do *stress* são do carvão de silício cristalino (*bulk*) citados na literatura, no entanto, como se pode ver adiante, o valor do módulo de elasticidade do a-SiC:H é comparável ao valor utilizado neste cálculo.

Tabela 7 – Comparação das medidas de *stress* por microestrutura e curvatura do substrato para o a-SiC:H 3680

<b>Material</b>	<b>a-SiC:H 3680</b>
Stress Microestrutura (MPa)	393±9
Stress Curvatura do Substrato (MPa)	445 ±92

Os valores do *stress* medidos pelo deslocamento de *cantilevers* são corroborados pelos resultados obtidos pelo método de curvatura do substrato. O *stress* residual medido por microestruturas fornece um valor localizado, que pode variar em diferentes regiões do filme. No entanto, os valores obtidos encontram-se dentro da margem de erro obtida para a média do *stress* no filme que foi obtida pelo método de curvatura do substrato.

A determinação do deslocamento da ponta do *cantilever* pode introduzir erros, porém estes foram levados em consideração. Os valores utilizados para o módulo de elasticidade e número de Poisson são outras possíveis fontes de erro.

Através do perfil de um *cantilever* de  $500 \mu\text{m}$ , como feito acima, pode-se obter o deslocamento da ponta da estrutura quando atuada. A Figura 40a mostra um *cantilever* não polarizado, em repouso, com um deslocamento de  $100 \mu\text{m}$  do substrato. Este *cantilever* se encontra na posição “Desligado”. Quando polarizado

com 22,5 mA ( $\sim 12$  V), o *cantilever* se desloca aproximadamente 31  $\mu\text{m}$  (Figura 40b) e passa para a posição “Ligado”. Neste caso, pode-se ver claramente que o *cantilever* se movimenta para baixo e tende a se nivelar com o substrato.

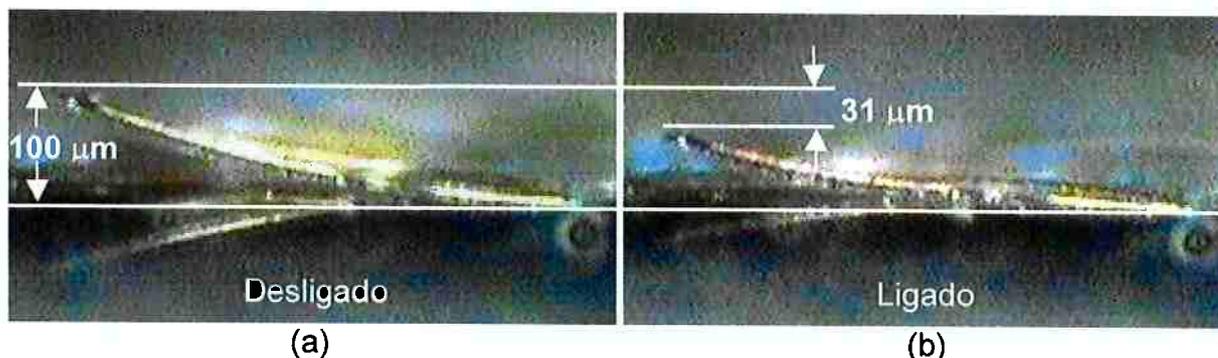


Figura 40. Movimentação de um *cantilever* de 500  $\mu\text{m}$ . (a) Não polarizado. (b) Polarizado com 22,5 mA, mostrando um deslocamento de 30  $\mu\text{m}$ .

O deslocamento do *cantilever* foi medido para várias correntes como mostra o gráfico da Figura 41. Pode-se observar que o deslocamento da estrutura aumenta com o aumento da corrente aplicada.

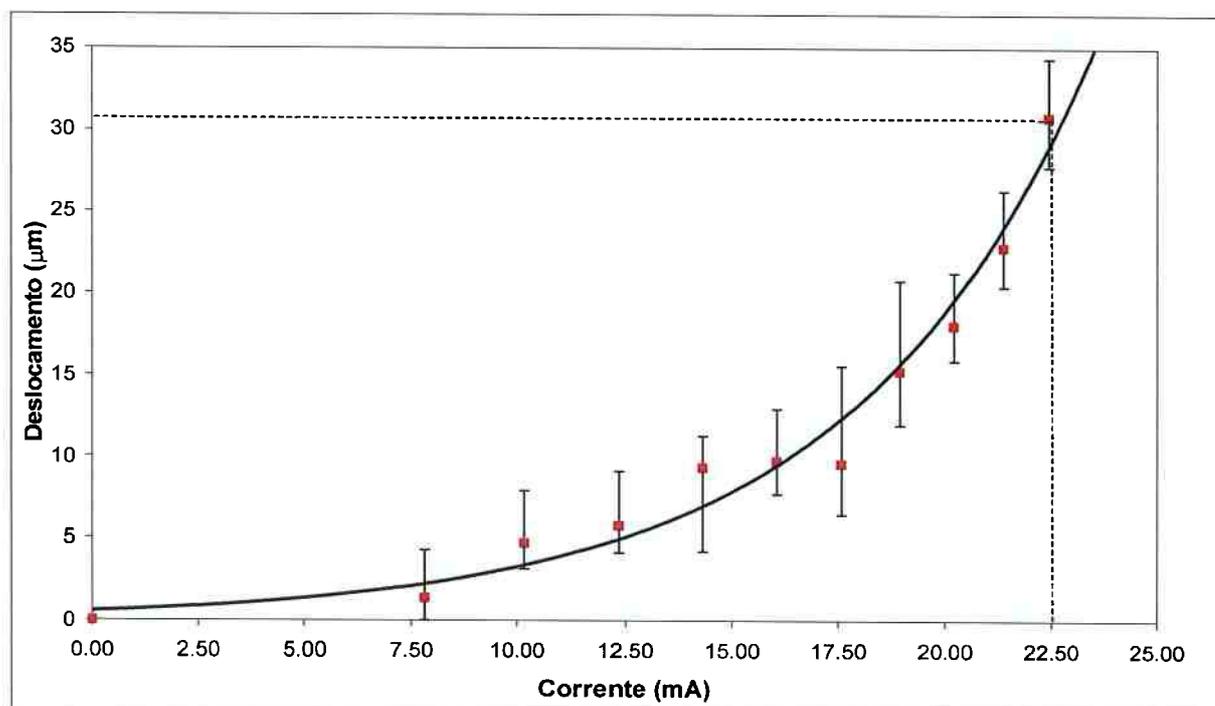


Figura 41. Deslocamento do *cantilever* de a-SiC:H 3680 de 500  $\mu\text{m}$  de comprimento em função da corrente.

Correntes maiores que 22,5 mA não foram utilizadas, pois danificam as estruturas, como se pode ver na Figura 42.



Figura 42. Deformação de *cantilever* devido a correntes superiores a 22,5 mA.

A passagem de correntes superiores a 22,5 mA deforma as estruturas, contorcendo-as até romper o filme de cromo. Comparativamente, as micropontes com alumínio suportam correntes de até 200 mA sem se romper. No entanto, as geometrias das estruturas e da metalização são diferentes, dificultando uma análise da performance das camadas metálicas no aquecimento das estruturas.

Com base nestes resultados, foi estabelecido que a corrente máxima de operação dos dispositivos deve ser de 20 mA, aproximadamente, impedindo a danificação das estruturas.

É possível, utilizando o perfil do *cantilever*, relacionar seu deslocamento à corrente aplicada, como demonstrado. Além disso, ele também pode ser usado para observar o deslocamento da estrutura em função da frequência de polarização. Para isso, é utilizado um gerador de função aplicando aos *cantilevers* uma onda quadrada que varia entre 0 e 20 mA. Desta forma, a estrutura está “Desligada” metade do ciclo e “Ligada” a outra metade.

A utilização do perfil da estrutura é limitada para determinar a frequência de operação do *cantilever*, pois a observação do deslocamento da estrutura é feita

visualmente por um microscópio óptico, o que limita a observação de movimento a frequências inferiores a 25 Hz.

Para contornar essa limitação, pode-se utilizar o sistema esquematizado na Figura 43: um *laser* HeNe (633 nm), através de uma fibra óptica de 50  $\mu\text{m}$  de núcleo, é incidido sobre um *cantilever*. Esse *cantilever* é polarizado com um gerador de função, como citado anteriormente. Uma outra fibra óptica, também de 50  $\mu\text{m}$  de núcleo, é alinhada com o *cantilever* para captar o *laser*. Um fototransistor, L14G1, é utilizado para transformar o sinal óptico captado na segunda fibra em tensão elétrica. Conectando o coletor e a base do transistor a uma ponta de prova de um osciloscópio e aterrando o emissor, é possível obter um sinal elétrico proporcional à intensidade do *laser*. A montagem experimental e o alinhamento das fibras ópticas podem ser vistos na Figura 44.

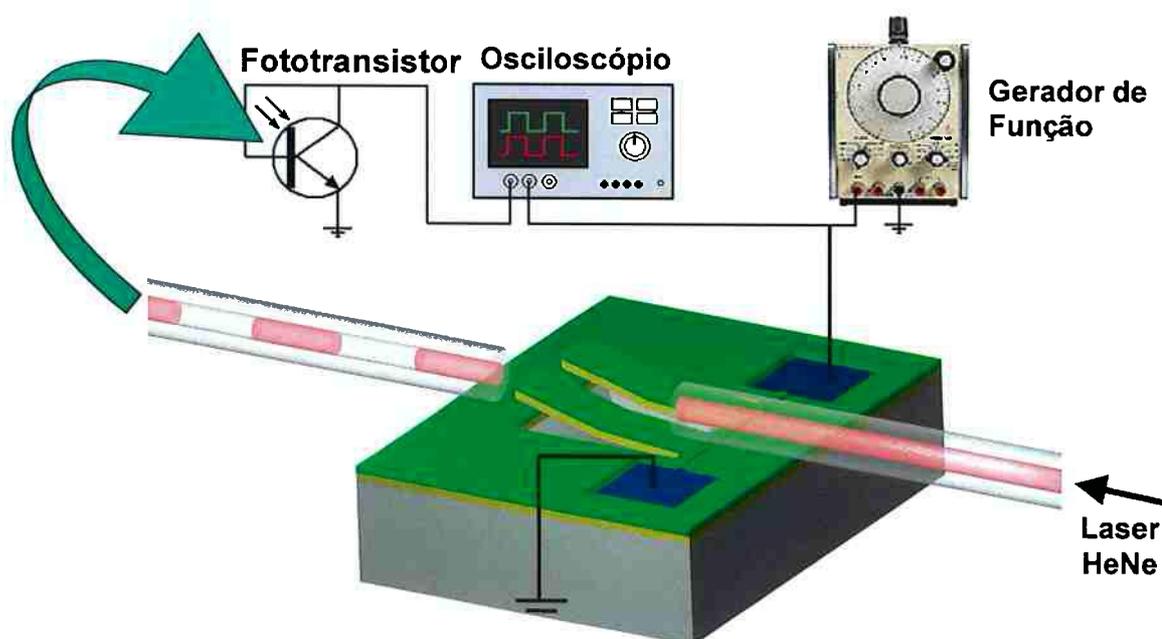


Figura 43. Esquema do sistema utilizado para análise da frequência de movimentação dos *cantilevers*



Figura 44. Montagem experimental para medida da movimentação dos *cantilevers*. (a) Vista geral do substrato e fibras ópticas. (b) Alinhamento das fibras ópticas.

O *cantilever* de 500  $\mu\text{m}$  bloqueia a passagem do *laser* para a segunda fibra óptica quando não está polarizado. No entanto, o *cantilever* não bloqueia toda a luz do *laser* e uma parte é captada pela segunda fibra, o que gera uma tensão (*off-set*) de aproximadamente 3 mV. Quando o *cantilever* é polarizado, este se move para baixo, permitindo que uma maior quantidade de luz passe para a segunda fibra, o que gera aproximadamente 30 mV (pico a pico) nos terminais do fototransistor, desde que as fibras estejam corretamente alinhadas.

A Figura 45 mostra em azul claro a onda quadrada aplicada a um *cantilever* de 500  $\mu\text{m}$  e em vermelho o sinal gerado pelo fototransistor. Os gráficos desta figura foram obtidos polarizando a estrutura com 0-8,7 V (0-18,6 mA) com 5 Hz. Observa-se que a tensão gerada pelo fototransistor corresponde fielmente ao estímulo aplicado, resultando em uma onda quadrada em fase com a polarização. Nota-se, também, uma onda sobreposta à curva vermelha, decorrente de interferências eletromagnéticas da rede elétrica com frequência de 60 e 120 Hz.

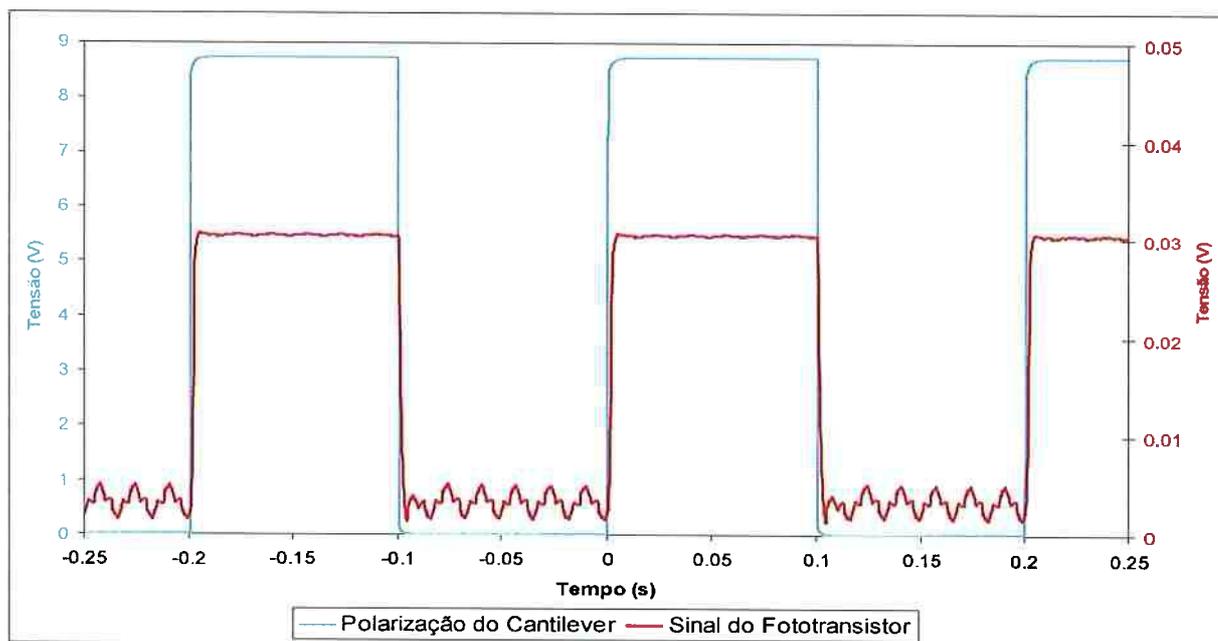


Figura 45. Resposta do fototransistor a uma polarização com frequência de 5 Hz para *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$ .

A movimentação periódica do *cantilever* é relacionada ao seu aquecimento e resfriamento. A Figura 46 indica, no sinal do fototransistor, os tempos de aquecimento e resfriamento de um *cantilever* atuado com 50 Hz.

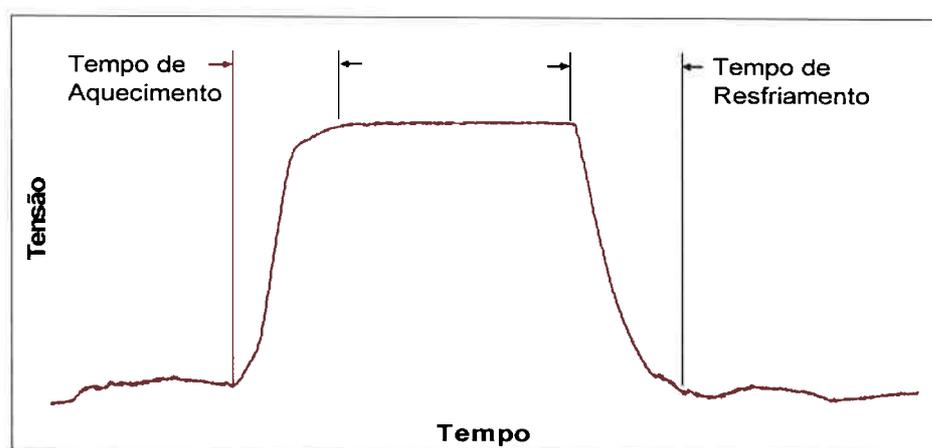


Figura 46. Tempos de aquecimentos e resfriamento de um *cantilever* de 500  $\mu\text{m}$  atuado com 50 Hz.

Com o aumento da frequência, é natural que os tempos de aquecimento e resfriamento limitem a amplitude do movimento do *cantilever*. Para frequências

superiores a 150 Hz, os tempos de aquecimento e resfriamento são maiores que o período da onda quadrada aplicada na polarização, impedindo que o *cantilever* chegue até a posição “Ligado” e volte para a posição “Desligado”, diminuindo a amplitude do movimento da estrutura. Isto pode ser visto na Figura 47 com a diminuição do sinal do fototransistor. Contudo, pode-se observar claramente um sinal, mesmo que reduzido, em frequências de até 1,7 kHz.

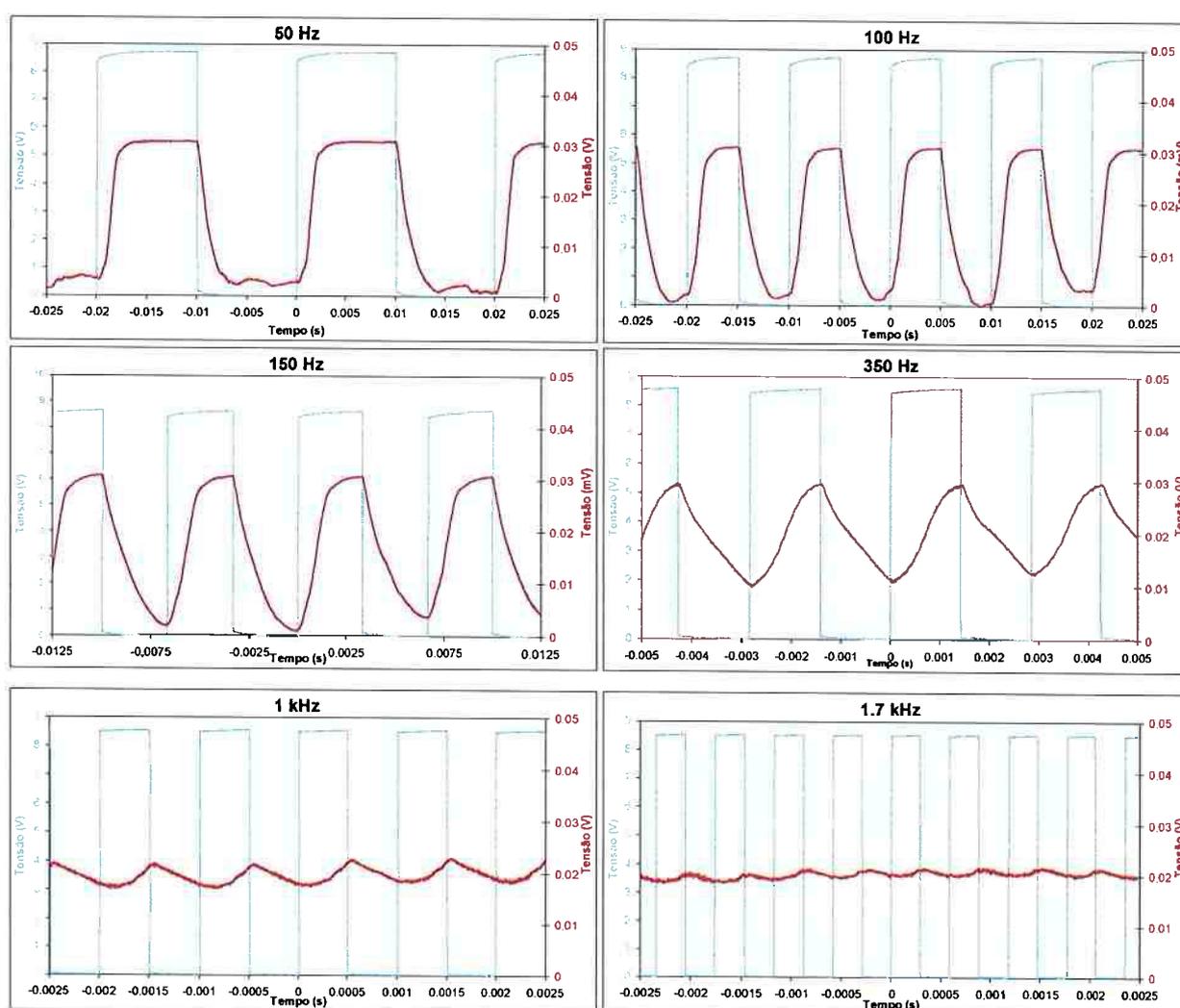


Figura 47. Amplitude do sinal do fototransistor para *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  em função da frequência para de 50, 100, 180, 350, 1000 e 1700 Hz.

A Tabela 8 lista os tempos de aquecimento e resfriamento para *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  nas frequências de 1 a 150 Hz. Para estes valores de frequência, a

amplitude do movimento do *cantilever* não diminui. Nota-se que o tempo de resfriamento é um pouco maior que o de aquecimento que na média é de 1,95 ms e 1,40 ms, respectivamente. Isto mostra que o *cantilever* demora mais para esfriar, o que é esperado, pois este é um fenômeno espontâneo que depende da condução e convecção térmica.

Tabela 8 – Tempo de aquecimento e resfriamento de *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$ .

<b>Frequência (Hz)</b>	<b>Tempo de Aquecimento (ms)</b>	<b>Tempo de Resfriamento (ms)</b>
1	1,70	2,10
5	1,22	1,72
15	1,42	1,99
30	1,31	1,77
50	1,59	1,98
80	1,50	1,83
100	1,29	2,07
130	1,22	1,93
150	1,31	2,16
<b>Média</b>	<b>1,40</b>	<b>1,95</b>

A frequência teórica de operação sem redução da amplitude do movimento pode ser calculada a partir do inverso da soma dos tempos de aquecimento e resfriamento, neste caso ela é de aproximadamente 300 Hz. Na prática, foi observado que a amplitude do sinal de resposta do *cantilever* apresenta redução a partir de frequências superiores a 150 Hz. Esta diferença pode ser causada pela determinação errônea dos tempos de aquecimento e resfriamento. Provavelmente, estes tempos deveriam ser maiores que os medidos.

A Figura 48 mostra um gráfico da tensão gerada pelo fototransistor em função da frequência de polarização do *cantilever* de 500  $\mu\text{m}$ , mostrando esta redução do sinal do fototransistor para frequências maiores que 150 Hz. A tensão de *off-set* no gráfico indica a posição do *cantilever* quando não está polarizado. Com o aumento

da freqüência, a tensão de *off-set* aumenta, indicando que mais luz passa pelo *cantilever* e chega ao fototransistor. Por isso, pode-se dizer que o *cantilever* não tem tempo suficiente para resfriar totalmente e voltar à posição “Desligado”. Isso resulta na oscilação do *cantilever* em uma posição intermediária entre as posições “Ligado e Desligado”.

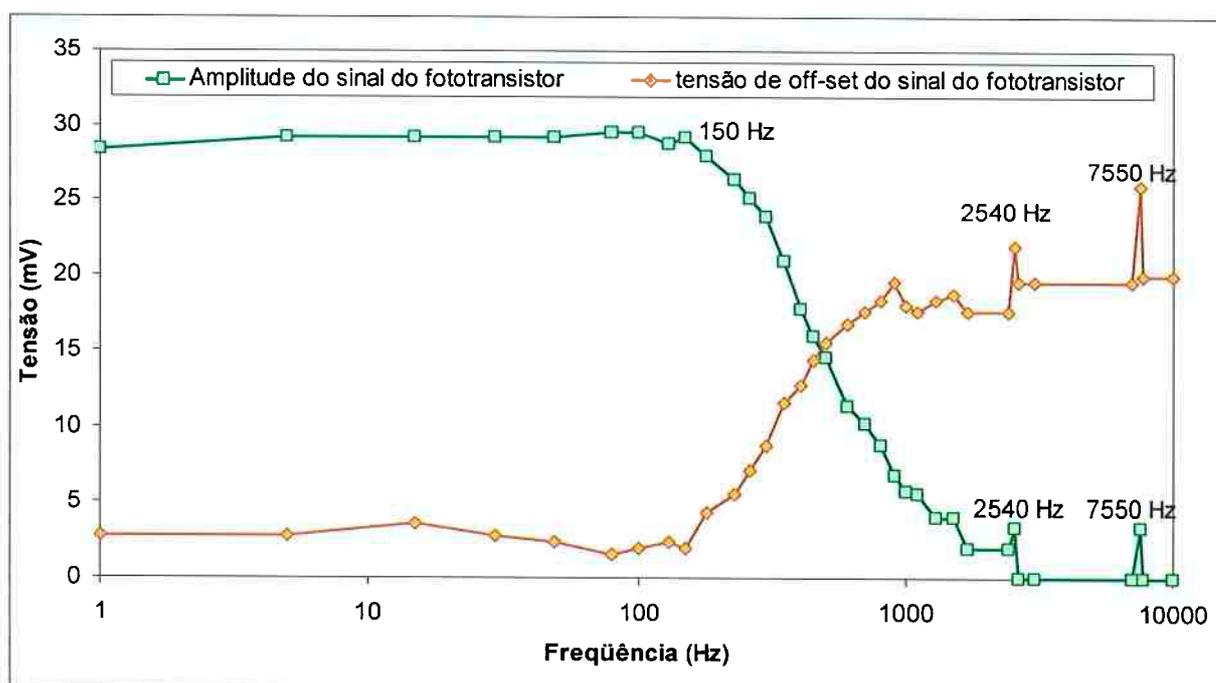


Figura 48. Sinal gerado pelo fototransistor em função da freqüência de polarização do *cantilever* de 500  $\mu\text{m}$ .

Relacionado o deslocamento, isto é, o deslocamento do *cantilever* da posição “Desligado” à posição “Ligado”, com a amplitude do sinal gerado pelo fototransistor, se pode estimar o posicionamento e a amplitude o movimento do *cantilever*, como pode ser visto na Figura 49.

O *cantilever* em questão foi polarizado com 8,7 V, o que gerou uma corrente de aproximadamente 18,6 mA e possibilitou um deslocamento máximo da estrutura de aproximadamente 14,7  $\mu\text{m}$ .

Relacionando linearmente a amplitude do sinal elétrico ao deslocamento da estrutura, obteve-se a amplitude do movimento e a posição do *cantilever* da Figura 49. Isto pode ser feito porque o fototransistor L14G1 possui uma relação linear entre a tensão gerada e a radiação incidente.

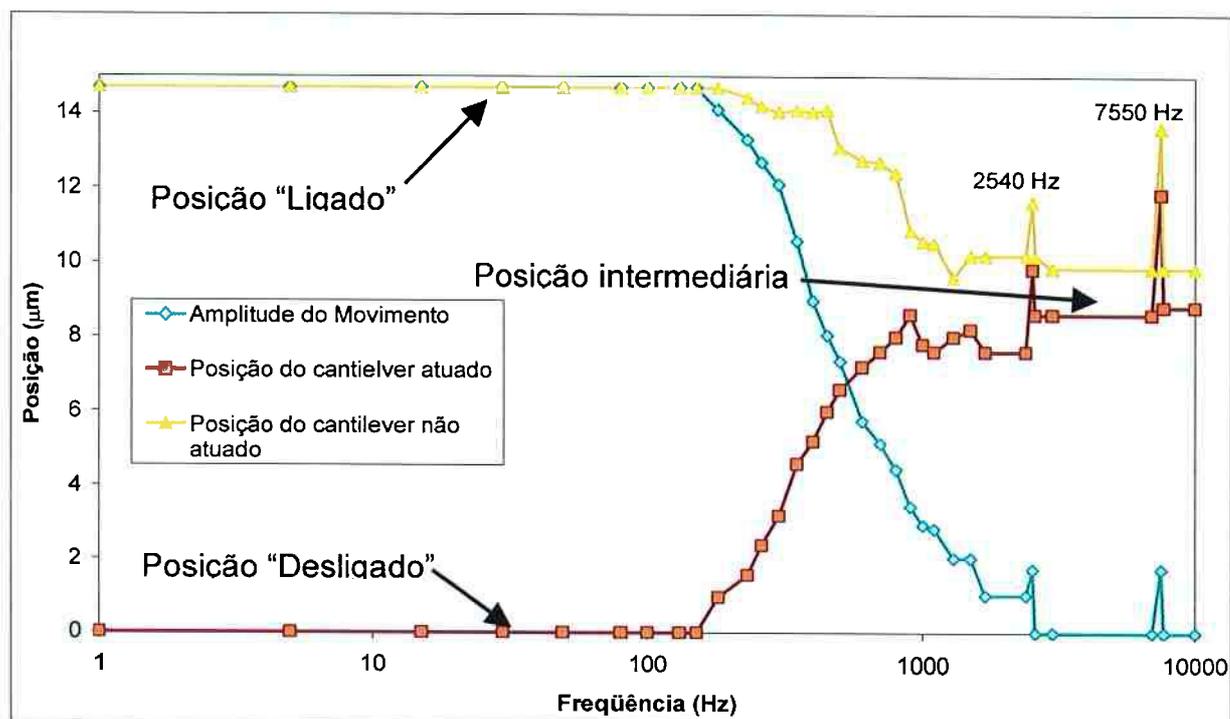


Figura 49. Posição e amplitude do movimento do *cantilever* de 500 µm em função da frequência de polarização.

Pode-se ver no gráfico da Figura 49 que a amplitude do movimento diminui para frequências maiores que 150 Hz. Para frequências superiores a 3 kHz, o *cantilever* tende a oscilar, com uma amplitude muito reduzida, em uma posição intermediária de aproximadamente 9,3 µm da posição “Desligado” (média entre os valores das posições do *cantilever* atuado e não atuado para frequência de 3 kHz). Não estão sendo levados em consideração erros provenientes do alinhamento das fibras, que pode influenciar a relação entre o deslocamento real do *cantilever* e o sinal gerado pelo fototransistor. Para reduzir os erros de alinhamento seria

necessário implementar no substrato encaixes para as fibras ópticas. Isto poderia ser feito na corrosão do silício em KOH, formando trincheiras alinhadas com o *cantilever*.

Como mencionado acima, para freqüências acima 3 kHz, a amplitude do movimento é muito reduzida. No entanto, na Figura 49, observa-se um aumento desta amplitude na freqüência específica de 7,55 kHz, que pode estar relacionado a um estímulo na freqüência de ressonância da estrutura.

Para investigar esta possibilidade, pode-se calcular a freqüência de ressonância teórica através da equação (5).

$$f_r = 0,162 \frac{t}{L^2} \sqrt{\frac{E}{\rho}} K \quad (5)$$

onde  $t$  e  $L$  são, respectivamente, a espessura e o comprimento da estrutura,  $E$  é o módulo de elasticidade e  $\rho$  é a densidade do filme de a-SiC:H. A constante  $K$  é definida por (6),

$$K = \left[ 4 + 6 \frac{t_m}{t} + \frac{Et}{E_m t_m} + 4 \left( \frac{t_m}{t} \right)^2 + \frac{E_m}{E} \left( \frac{t_m}{t} \right)^3 \right] \times \left[ \left( 1 + \frac{Et}{E_m t_m} \right) \left( 1 + \frac{\rho_m t_m}{\rho t} \right) \right]^{-1} \quad (6)$$

onde  $t_m$ ,  $E_m$  e  $\rho_m$  são, respectivamente, a espessura, o módulo de elasticidade e a densidade do filme de cromo. Utilizando os valores de  $t = 1 \mu\text{m}$ ,  $t_m = 0,3 \mu\text{m}$ ,  $E = 480 \text{ GPa}$ ,  $E_m = 180 \text{ GPa}$ ,  $\rho = 3,0 \text{ g/cm}^3$ ,  $\rho = 7,2 \text{ g/cm}^3$ <sup>52</sup> para um *cantilever* com comprimento de  $L = 500 \mu\text{m}$ , calcula-se uma freqüência de ressonância de 7,71 kHz.

A proximidade entre os valores da freqüência de ressonância calculada e a freqüência do aumento da amplitude indica que a freqüência de ressonância do *cantilever* analisado na Figura 49 é realmente 7,55 kHz. No entanto, também se observa nesta figura, outro aumento da amplitude do movimento em 2,54 kHz.

Lembrando que o *cantilever* é polarizado com uma onda quadrada,  $X(t)$ , que pode ser aproximada pela decomposição de Fourier (7).

$$X(t) = \sin(\omega_0 t) + \frac{1}{3} \sin(3\omega_0 t) + \frac{1}{5} \sin(5\omega_0 t) + \dots \quad (7)$$

Neste caso, a frequência fundamental,  $\omega_0$ , é 2,54 kHz e o segundo termo da decomposição,  $3\omega_0$ , é aproximadamente 7,55 kHz. Assim, quando o *cantilever* é polarizado com uma onda quadrada com frequência de 2,54 kHz ele também é excitado na frequência de ressonância, causando o aumento da amplitude do movimento. Isto também pode ser observado no sinal gerado pelo fototransistor para frequências submúltiplas da frequência de ressonância. A Figura 50 mostra três gráficos com frequências de polarização três, cinco e sete vezes menor que a frequência de ressonância para um *cantilever* com frequência de ressonância de 6,92 kHz.

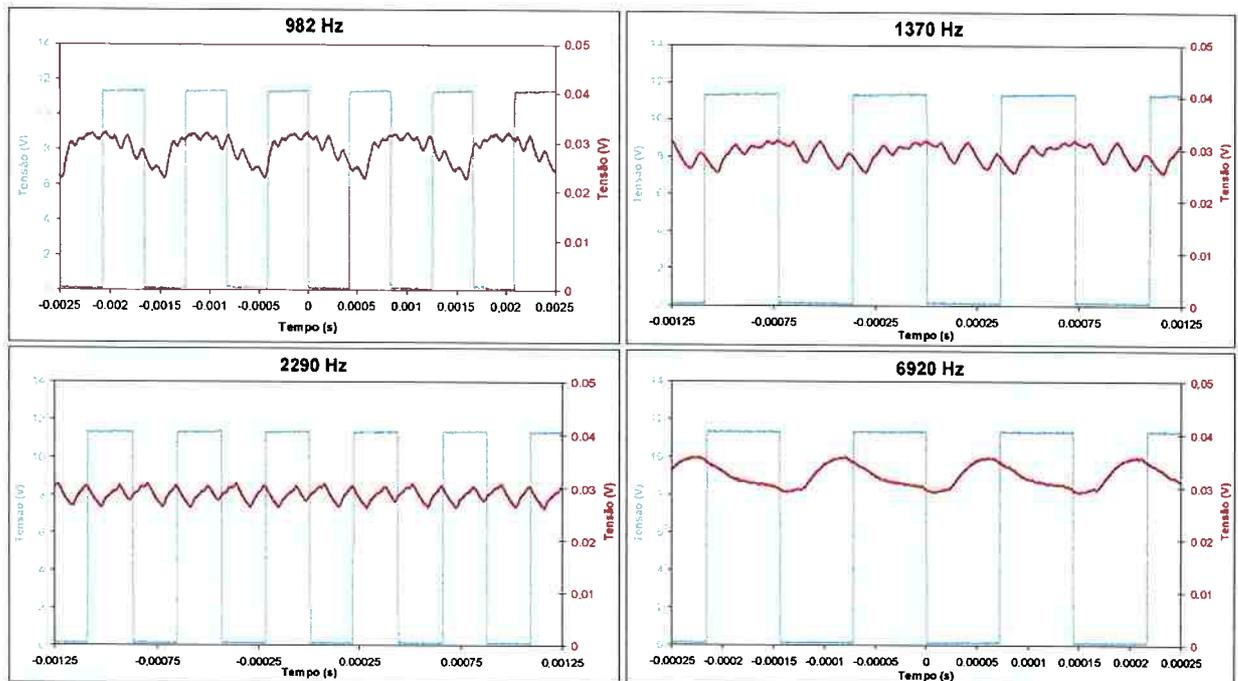


Figura 50. Sinal gerado pelo fototransistor em frequências submúltiplas (982, 1370 e 2290 Hz) da frequência de ressonância e na frequência de ressonância (6920 Hz) para *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$ .

Nas frequências 982 e 1370 Hz (7 e 5 vezes menor que a frequência de ressonância), pode-se observar claramente uma onda sobreposta ao sinal gerado pela polarização da estrutura. Em média, este sinal sobreposto tem uma frequência de 7,03 kHz, muito próximo da frequência de ressonância 6,92 kHz.

Como visto anteriormente, para frequências acima de 1,7 kHz a amplitude do movimento é reduzida. No entanto, na frequência de 2,29 kHz, três vezes menor que a frequência de ressonância, o sinal do fototransistor pode ser claramente identificado. Porém, a frequência de movimentação do *cantilever* não é a frequência de polarização e sim, a de ressonância, como se pode ver na Figura 50.

A frequência de ressonância foi medida para vários *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  e os valores variaram entre 6,9 e 7,7 kHz. Esta variação pode estar relacionada a resquícios de oxinitreto de silício nos *cantilevers*, variação da espessura do filme e pequenas variações nas dimensões dos *cantilever*.

A Figura 51 mostra o sinal gerado pelo fototransistor para um *cantilever* de 300  $\mu\text{m}$  atuado com frequência de 25 Hz. Este *cantilever*, quando atuado, movimenta-se para cima devido a resquícios de oxinitreto de silício, como visto anteriormente. Isto pode ser constatado pelo sinal do fototransistor, que diminui quando a estrutura é polarizada e aumenta quando a polarização é removida. Como o sinal do fototransistor é proporcional à intensidade luminosa, quando a estrutura é polarizada, esta se movimenta para cima, bloqueando o *laser*.

Nesta figura, observa-se que a tensão de *off-set* é aproximadamente 12 mV, consideravelmente maior que a dos *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  (3 mV). Este resultado era esperado, pois o *cantilever* de 300  $\mu\text{m}$ , por ser mais curto e estar menos deslocado para cima, não bloqueia tanto o *laser* quanto o *cantilever* de 500  $\mu\text{m}$ .

Da mesma forma, a amplitude do sinal do fototransistor é menor (aproximadamente 5 mV), pois a amplitude do movimento de um cantilever de 300  $\mu\text{m}$  também é menor.

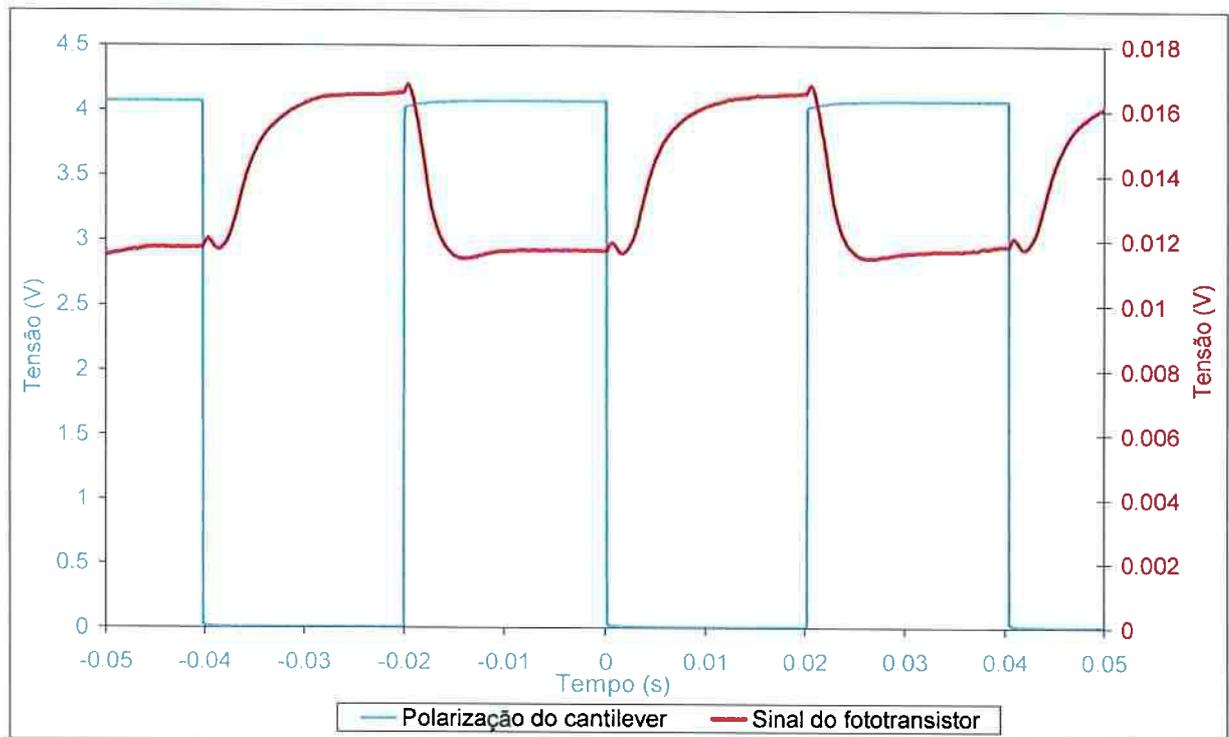


Figura 51. Sinal de resposta de um *cantilever* de 300  $\mu\text{m}$ .

Na Figura 51 é possível observar no sinal do fototransistor pequenos picos antes das rampas de subida e descida, que podem ser relacionados à reflexão da trilha metálica da estrutura. Conforme a estrutura é deslocada, o *laser* reflete no metal, causando um aumento da intensidade de luz captada pela segunda fibra óptica.

Devido à pequena amplitude do sinal do fototransistor, ruídos eletromagnéticos dificultaram a determinação da frequência de ressonância para os *cantilevers* de 300  $\mu\text{m}$ . Por isto, utilizou-se a transformada rápida de Fourier (FFT), que decompõe o sinal do fototransistor em suas diferentes frequências,

possibilitando a eliminação de ruídos e permitindo analisar suas intensidades em função da frequência de polarização.

Na Figura 52 pode-se ver um gráfico comparando a transformada rápida de Fourier para diversas frequências.

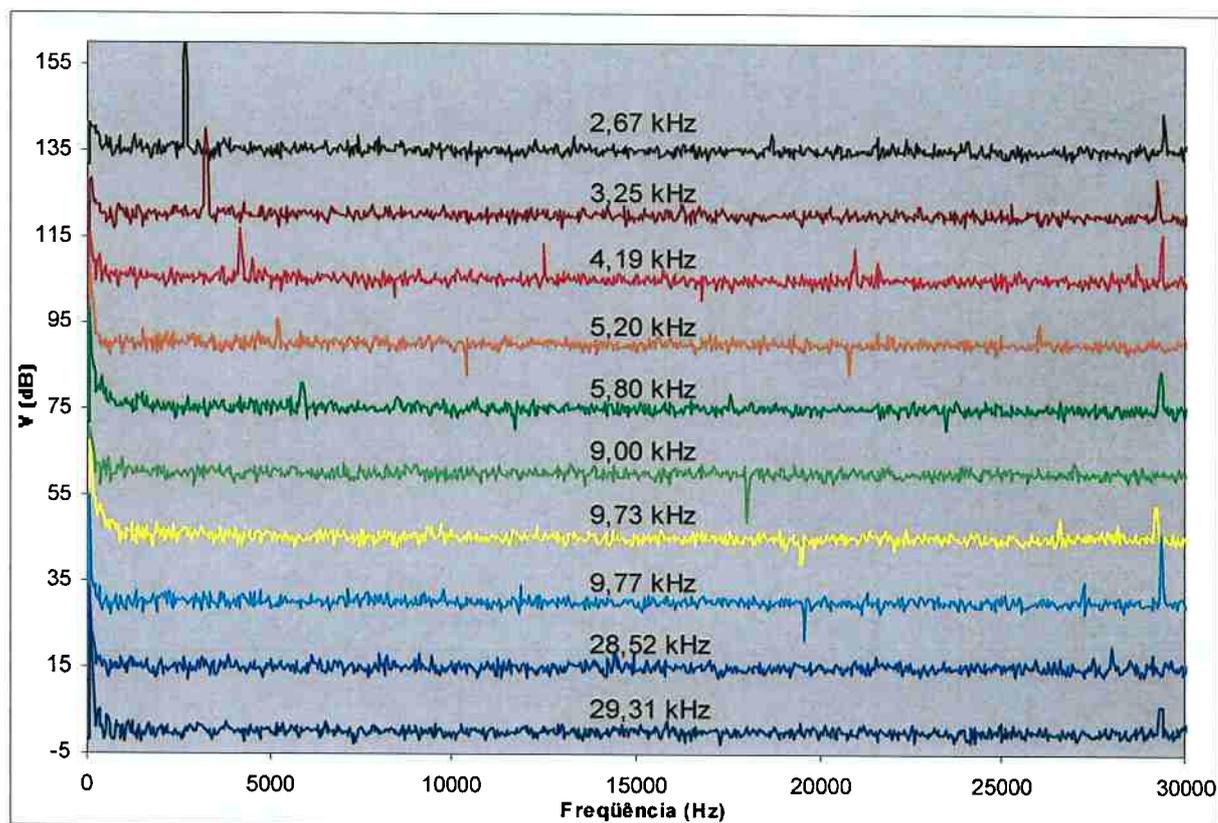


Figura 52. FFT do sinal do fototransistor para análise da frequência de ressonância de um *cantilever* de 300  $\mu\text{m}$ .

Na curva preta da Figura 52, para qual o *cantilever* foi polarizado com 2,67 kHz, pode-se ver dois picos em 2,67 e 29,3 kHz. O primeiro pico é referente à resposta do *cantilever* na frequência de polarização e o segundo pico é devido a vibrações na frequência de ressonância do *cantilever* de 300  $\mu\text{m}$ , como visto anteriormente. Este comportamento pode ser observado quando o *cantilever* é polarizado com um submúltiplo da frequência de ressonância, como para 2,67, 3,25, 4,19 e 5,80 kHz, que são, respectivamente, onze, nove, sete e cinco vezes menor

que 29,3 kHz. A intensidade do primeiro pico diminui com o aumento da frequência. Para frequências maiores que 5,80 kHz, o *cantilever* não responde na frequência de polarização e somente apresenta um pico na frequência de ressonância para polarizações com 9,73, 9,77 e 29,31 kHz. É interessante comparar as curvas de 9,77 e 9,73 kHz, que são três vezes menor que 29,3 kHz, onde uma pequena diferença na frequência de polarização reduz consideravelmente a amplitude do pico na frequência de ressonância. Há também um deslocamento do pico de 9,73 kHz, que demonstra a existência de uma pequena banda de ressonância.

Através da determinação experimental da frequência de ressonância, pode-se obter informações importantes sobre o material, como o módulo de elasticidade. As mesmas equações que foram usadas para o cálculo da frequência de ressonância (equações (5) e (6)), podem ser usadas para calcular o módulo de elasticidade do filme de a-SiC:H 3680. A Tabela 9 mostra os valores do módulo de elasticidade utilizando as frequências de ressonância obtidas para os *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$ , que variaram entre 6,9 e 7,7 kHz. Para este cálculo, a equação (5) foi substituída na equação (6) e a equação do segundo grau foi resolvida. Os valores utilizados para as densidades dos filmes de carbeto de silício e cromo foram os mesmo utilizados nos cálculos anteriores.

Tabela 9 – Modulo de elasticidade do a-SiC:H 3680

<b>Valor</b>	<b>Mínimo</b>	<b>Máximo</b>
Frequência de Ressonância para cantilevers de 500 $\mu\text{m}$ (kHz)	6,9	7,7
<b>Módulo de Elasticidade (GPa)</b>	<b>343,6</b>	<b>477,8</b>

Como se pode ver na Tabela 9, os valores calculados para o módulo de elasticidade variaram entre 343,6 a 477,8 GPa com média de 410,7 GPa. Apesar de existir uma grande variação entre as frequências de ressonância medidas para

diferentes *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$ , através desta análise, pode-se obter uma aproximação do módulo de elasticidade do carbetto de silício amorfo hidrogenado 3680.

Além disto, é interessante notar que a constante  $K$  avalia a contribuição do filme de cromo para a frequência de ressonância da estrutura. Assim, quando a constante é unitária, o filme de cromo não influi na frequência de ressonância. O valor de  $K$  variou entre 1,006 e 0,887, mostrando que o filme de cromo pode mudar a frequência de ressonância da estrutura em 6%, no máximo. Desta forma, acredita-se que erros associados à metalização de cromo são reduzidos.

Comparando o módulo de elasticidade calculado para o a-SiC:H 3680 utilizado neste trabalho, 410,7 GPa, com o módulo de elasticidade do carbetto de silício cristalino, 480 GPa<sup>52</sup>, observa-se que os resultados são próximos, mostrando que, de fato, o material utilizado neste trabalho possui características semelhantes ao carbetto de silício cristalino.

Através de um estudo detalhado, utilizando *cantilevers* com diversos comprimentos, pode-se determinar precisamente o módulo de elasticidade através da técnica aqui demonstrada. O conhecimento desta propriedade para materiais como o a-SiC:H e SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, utilizados neste trabalho, pode auxiliar na modelagem e desenvolvimento de MEMS.

A maioria dos metais possui uma relação linear entre a resistência e a temperatura, descrita pela equação (8)<sup>54</sup>. Assim, pode-se utilizar a resistência de uma trilha de cromo sem polarizar ( $R_0$ ) e polarizando ( $R$ ) os *cantilevers* para determinar a temperatura ( $T$ ) das estruturas polarizadas.

$$T = T_0 + \frac{R - R_0}{\alpha \cdot R_0} \quad (8)$$

Onde  $T_0$  é a temperatura ambiente e  $\alpha$  é o coeficiente de temperatura do material.

Na Figura 53 observa-se um gráfico de tensão aplicada em função da corrente de uma linha de *cantilevers* de 500  $\mu\text{m}$  de comprimento, na qual se nota uma relação não linear. Isto indica que a resistência varia com a corrente aplicada.

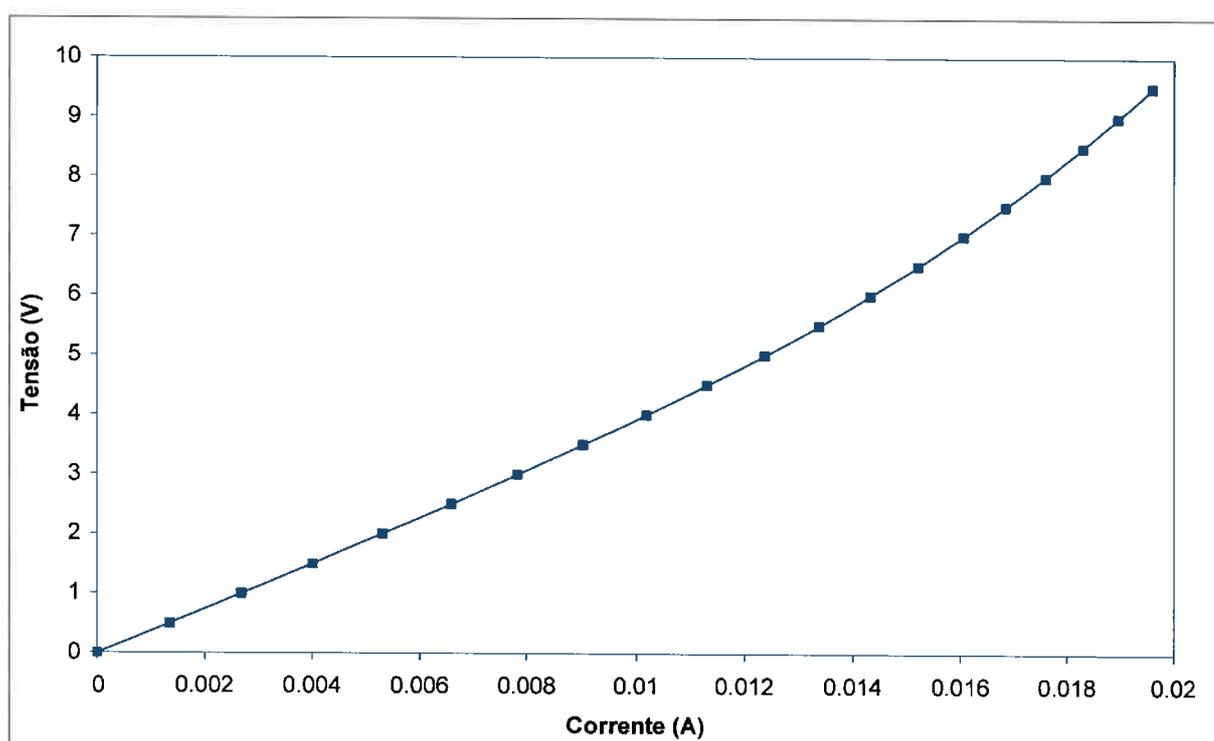


Figura 53. Variação da resistência do filme metálico com aumento da corrente aplicada.

Utilizando valores baixos de tensão e corrente (região linear do gráfico), pode-se calcular  $R_0$  e utilizando valores próximos a 20 mA, pode-se calcular  $R$ . A Tabela 10 contém os valores utilizados para o cálculo da temperatura que o filme de cromo atinge ao ser polarizado e como se pode ver, uma corrente de 19,6 mA aquece o metal a aproximadamente 133°C. Parte desta energia térmica gerada é transferida por condução térmica para o filme de carvão de silício e a outra parte para o ar que envolve o cromo. No entanto, pode-se dizer que, primeiramente a energia térmica é

transferida para o filme de SiC, pois este possui alta condutividade térmica e então transferida para o ar.

Tabela 10 – Comparação das medidas de *stress* por microestrutura e curvatura do substrato

<b>Estrutura</b>	<b>Cantilever 500 <math>\mu\text{m}</math></b>
$T_0$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	24
$R_0$ ( $\Omega$ )	371,5
$R$ ( $\Omega$ )	484,7
$\alpha$ ( $^{\circ}\text{C}^{-1}$ ) <sup>55</sup>	0,00214
$T$ ( $^{\circ}\text{C}$ )	<b>133,2</b>

### 4.3 MATRIZES DE *CANTILEVERS* E PONTES – DOIS NÍVEIS DE METALIZAÇÃO

O processo desenvolvido para a fabricação de sistemas microeletromecânicos ilustrado na Figura 26 pode ser usado como base para a produção de diversos tipos dispositivos atuados termicamente que são formados por pontes, *cantilevers* e outras estruturas auto-sustentadas. No entanto, os dispositivos que foram desenvolvidos, que utilizam estas etapas de fabricação, são constituídos somente de um nível de metalização. Por este motivo, a polarização das estruturas é limitada, pois todos os *cantilevers* de uma linha são polarizados ao mesmo tempo, não permitindo a polarização individual de cada estrutura. Na verdade, seria possível atuar independentemente cada estrutura de uma linha de *cantilevers*, utilizando um nível de metalização. Entretanto, seria necessária a utilização de duas pontas de polarização por estrutura, resultando em um total de 64 pontas para polarizar um dispositivo similar às matrizes de *cantilevers*. Quanto maior o número de pontas, maior a dificuldade para efetuar o contato elétrico e polarizar o dispositivo, além de

dificuldades no controle da movimentação de cada estrutura. Além disto, a distância entre as linhas de *cantilevers* de uma matriz atuada independentemente seria aumentada, pois seria necessário espaço para a passagem de 16 trilhas metálicas entre as linhas de *cantilevers*.

Para contornar esta limitação, foram desenvolvidos dispositivos utilizando dois níveis de metalização. Deste modo, pretendeu-se implementar movimento com maior complexidade em dispositivos que mantenham as estruturas próximas entre si. Para isso, o processo de fabricação descrito na Figura 26 foi modificado, como mostra a Figura 54.

O processo ilustrado abaixo utiliza um filme de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  de 0,5  $\mu\text{m}$  para isolamento elétrico entre duas camadas de cromo. As etapas deste processo de fabricação são as mesmas do processo de fabricação das matrizes de *cantilevers* com um nível de metalização (Figura 26). Além disto, é necessária a adição de uma deposição de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  por PECVD e uma deposição (*sputtering*) e fotogração de um filme de cromo. As geometrias das matrizes também foram modificadas, sendo necessário o desenvolvimento de novas máscaras para litografia.

A Figura 54h ilustra o aspecto de um *pixel* das matrizes de *cantilevers* com dois níveis de metalização. Pode-se observar nesta figura quatro *cantilevers* auto-sustentados colocados nos cantos de uma cavidade corroída, formando um conjunto de estruturas que possibilitam sua atuação individualmente, formando um *pixel* de movimentação. Assim, combinando estes *pixels* a outros similares, pretendeu-se formar matrizes de *cantilevers* e pontes.

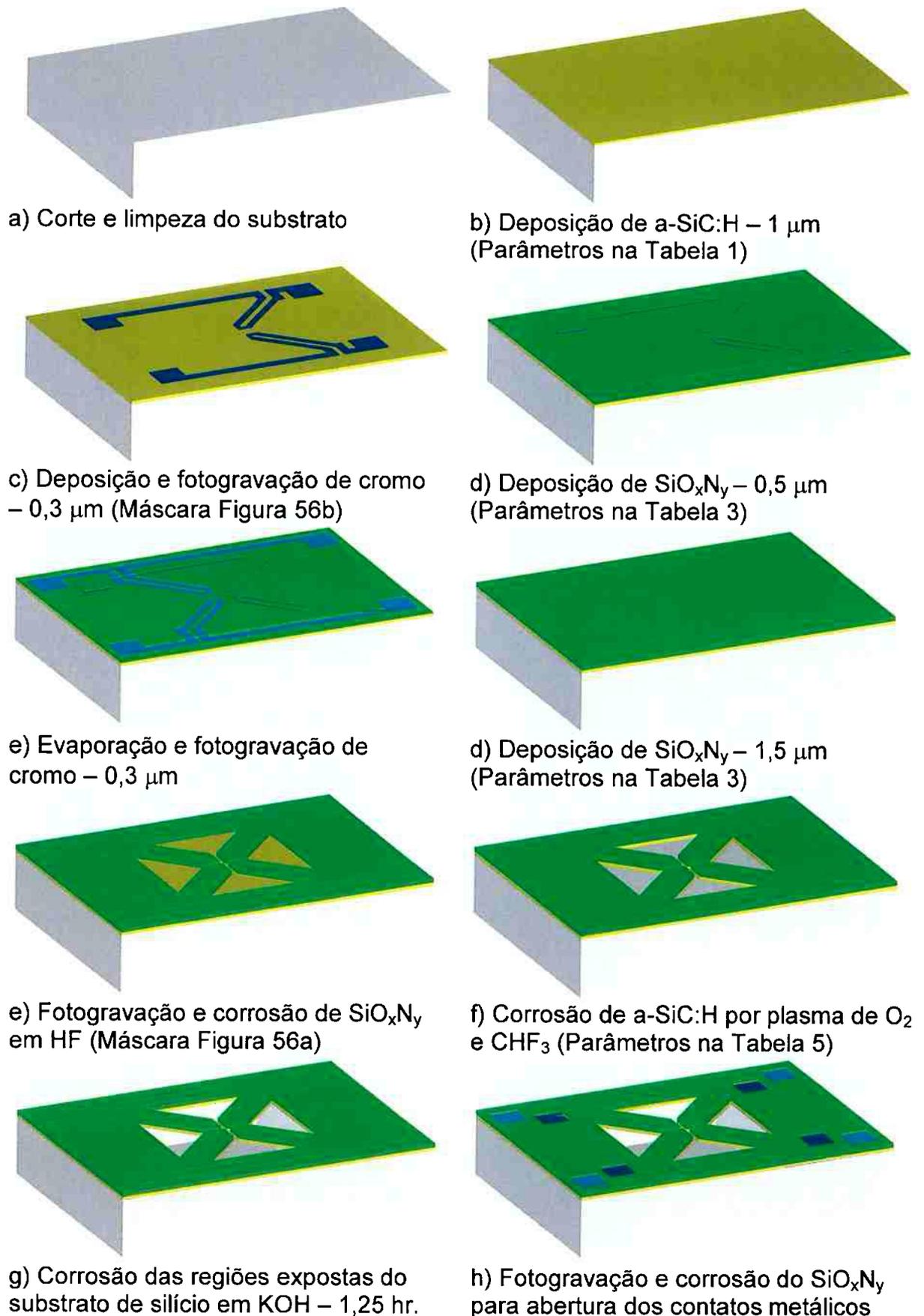


Figura 54. Etapas do processo de fabricação de matrizes de *cantilevers* e pontes com dois níveis de metalização.

Foram desenvolvidas matrizes de 16 *pixels* formadas por quatro linhas e quatro colunas, utilizando *cantilevers* de 300  $\mu\text{m}$  de comprimento. Também foram desenvolvidas matrizes utilizando *pixels* de pontes triangulares, em organização similar ao descrito para os *cantilevers*. As pontes triangulares são estruturas fixas em dois cantos de uma cavidade corroída no silício e formam um triângulo com vértice no centro da cavidade. Cada *pixel* é formado por quatro pontes triangulares em uma mesma cavidade. A Figura 55 ilustra *pixels* das matrizes de *cantilevers* e pontes.

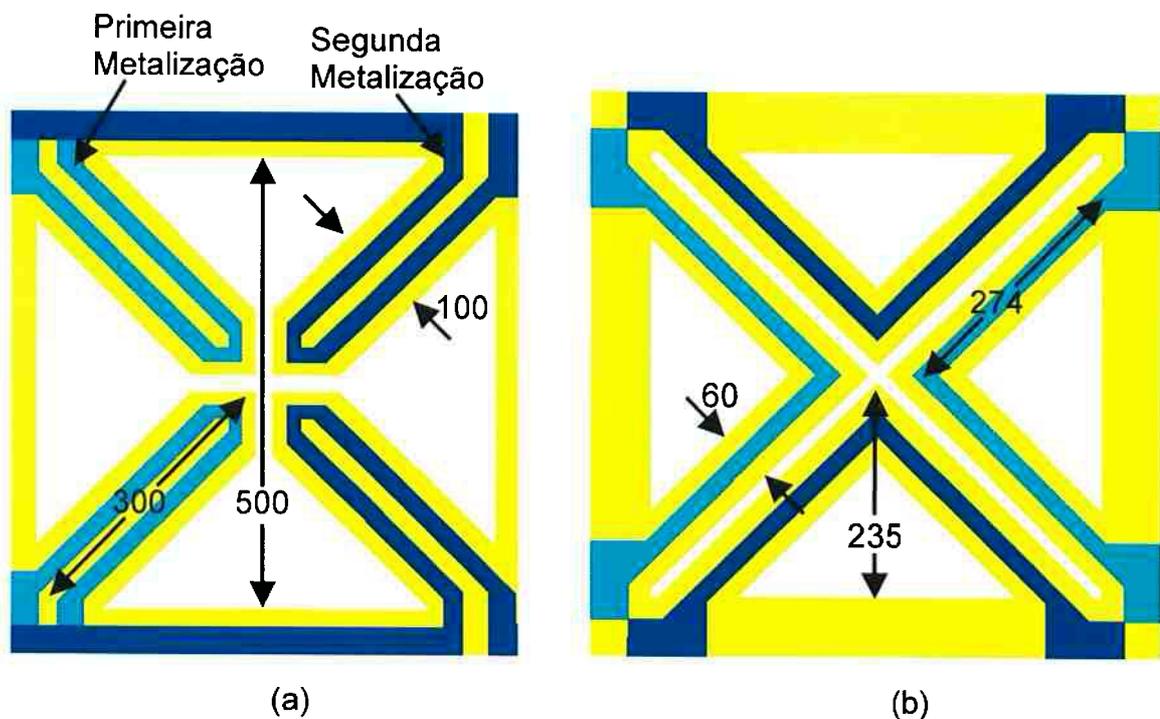


Figura 55. Geometria e dimensões ( $\mu\text{m}$ ) dos *pixels* das matrizes. (a) *cantilevers*. (b) pontes.

A Figura 56 mostra os *layouts* das máscaras para corrosão do substrato (Figura 56a) e para definição da metalização (Figura 56b).

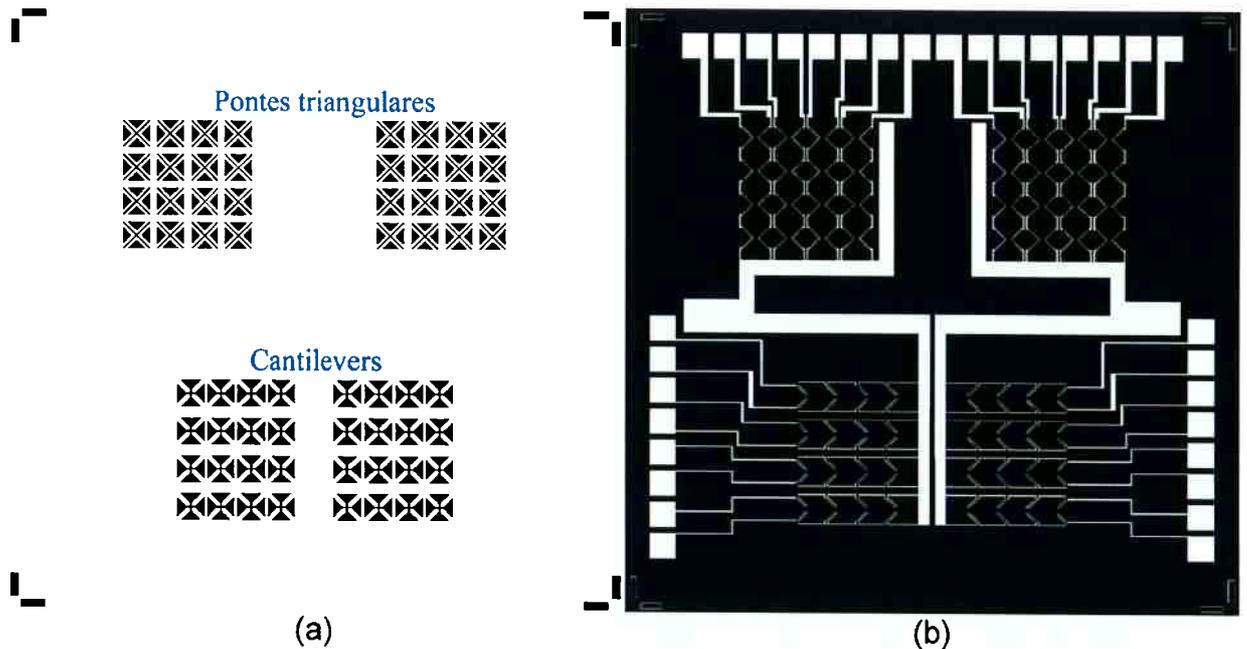


Figura 56. *Layout* das máscaras para fotolitografia. (a) Máscara para definição das geometrias das estruturas e corrosão do substrato (b) Máscara para definição da 1ª metalização

A segunda metalização é fotogravada utilizando uma máscara similar à vista na Figura 56b, que complementa a primeira máscara. Os contatos elétricos foram colocados nas bordas da amostra para facilitar a polarização. Cada contato é responsável pela polarização de uma estrutura em cada *pixel* de uma linha ou coluna e por isto as estruturas de um *pixel* podem ser atuadas individualmente. Desta forma, são necessários 16 contatos para a polarização de toda matriz e um contato comum para aterramento.

Apesar de aumentar a flexibilidade de movimentação adquirida com dois níveis de metalização, o movimento de uma estrutura de um *pixel* está ligado à movimentação de outra estrutura em uma mesma coluna ou linha. Seria possível a implementação de movimento controlado independente em cada *pixel*, no entanto, aumentaria consideravelmente a complexidade do dispositivo, tornando necessários 4 níveis de metalização e 65 contatos elétricos, por exemplo.

A polarização das matrizes é feita utilizando um suporte desenvolvido especialmente para possibilitar o contato elétrico com todas as trilhas metálicas. Para isso, foram utilizados dois microposicionadores, nos quais foram implementadas 17 agulhas para fazer o contato elétrico com a amostra, como se pode ver na Figura 57. Ao contrário do suporte desenvolvido anteriormente, as agulhas foram alinhadas e fixadas nos microposicionadores para fazer o contato de todas as agulhas ao mesmo tempo.



Figura 57. Suporte com microposicionadores para polarização das matrizes de dois níveis de metalização.

#### **4.3.1 Resultados e Discussão – Matrizes de *Cantilevers* e Pontes: Dois Níveis de Metalização**

O processo descrito na Figura 54 utiliza 13 etapas de fabricação, sendo 3 deposições por PECVD ( $\alpha$ -SiC:H e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  como materiais estruturais e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  para isolamento elétrico), 2 deposições de cromo por *sputtering*, 4 fotografações

utilizando 4 máscaras diferentes, 2 corrosões do  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  em HF, corrosão do a-SiC:H em plasma de  $\text{O}_2$  e  $\text{CHF}_3$  e finalmente corrosão do silício em KOH.

Apesar da complexidade do processo, pode-se ver na Figura 58 matrizes de *cantilevers* e pontes sem estruturas danificadas.

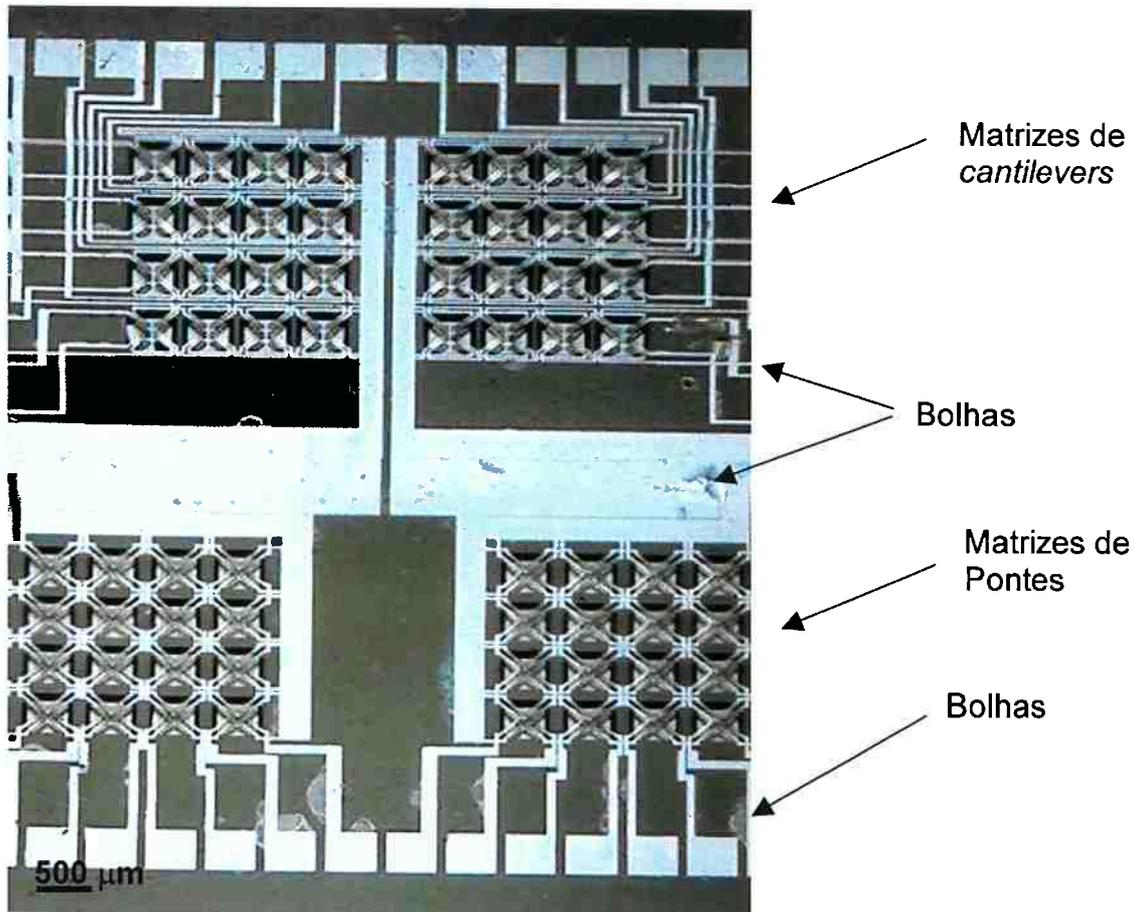


Figura 58. Matrizes de *cantilevers* e pontes fabricadas com dois níveis de metalização

Na Figura 58, pode-se ver duas matrizes de *cantilevers* e duas matrizes de pontes. É possível notar em algumas regiões a formação de bolhas na metalização e no filme de oxinitreto de silício. As bolhas podem ser originadas por falta de aderência dos filmes, causada pela presença de partículas aderidas às camadas inferiores durante o processo de fabricação. No entanto, este fato não comprometeu

o dispositivo. Porém, é necessário maior cuidado no manuseio e armazenagem das amostras durante e entre as etapas de fabricação, evitando assim, possíveis deposições de partículas de poeira, adsorção de moléculas de água e outros possíveis fatores que possam causar falta de aderência nos filmes depositados.

É possível observar na Figura 59 uma matriz de *cantilevers* e em detalhes quatro *pixels* desta matriz. Nota-se que estes *cantilevers* também estão envergados para cima, como já visto anteriormente.

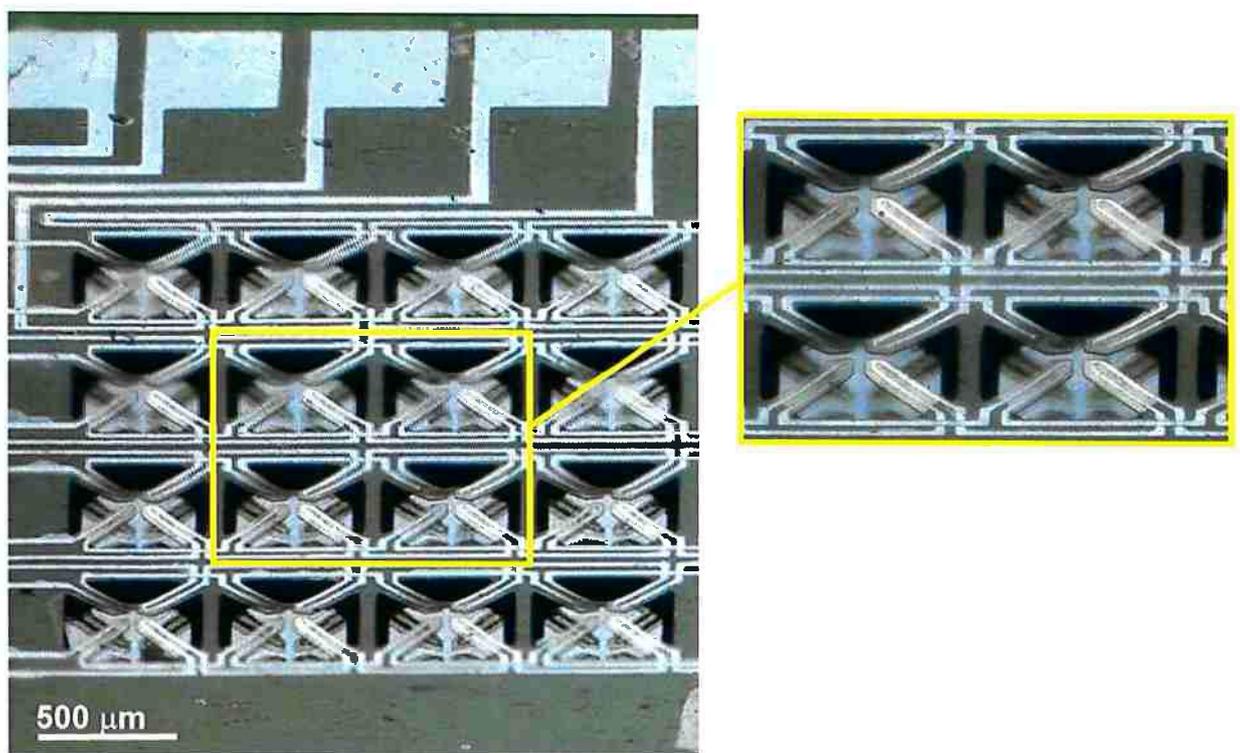


Figura 59. Matriz de *cantilevers* com dois níveis de metalização

A Figura 60 mostra uma matriz de pontes, na qual se pode ver, em detalhe, quatro *pixels*. Também se pode notar o *stress* residual no filme a-SiC:H nestas estruturas, pois suas pontas estão envergadas para cima.

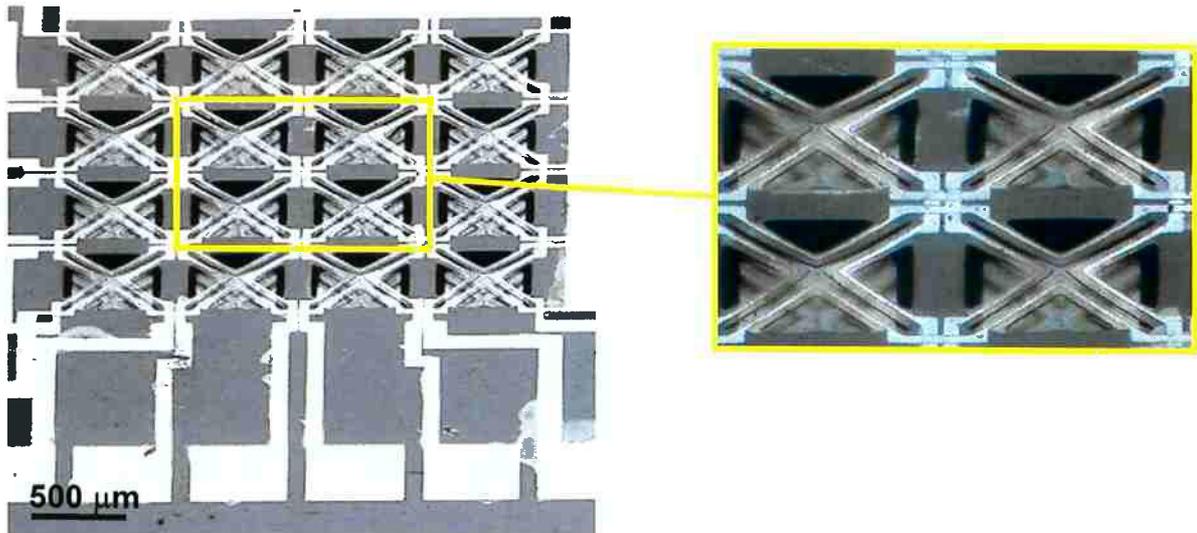


Figura 60. Matriz de pontes com dois níveis de metalização

Na Figura 59 e na Figura 60 é possível observar o cruzamento das trilhas de cromo entre cada *pixel*. Nestes cruzamentos é necessário um bom isolante elétrico para evitar curtos entre estas trilhas. O filme de  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  mostrou-se um material propício para esta aplicação, não apresentando curtos. Isto indica que o  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  com espessura de  $0,5 \mu\text{m}$  possui uma densidade de defeitos pequena.

Todos os contatos elétricos foram verificados e a continuidade elétrica constatada através de um ohmímetro. Como anteriormente, os dispositivos foram polarizados com correntes inferiores a 20 mA. A Figura 61 mostra como é feito o contato elétrico em uma matriz de *cantilevers* utilizando o suporte desenvolvido.

As estruturas formadas pela primeira metalização não apresentaram problemas, podendo ser atuadas com seu movimento controlado pelo software desenvolvido. No entanto, as estruturas constituídas pela segunda metalização não apresentaram movimento.

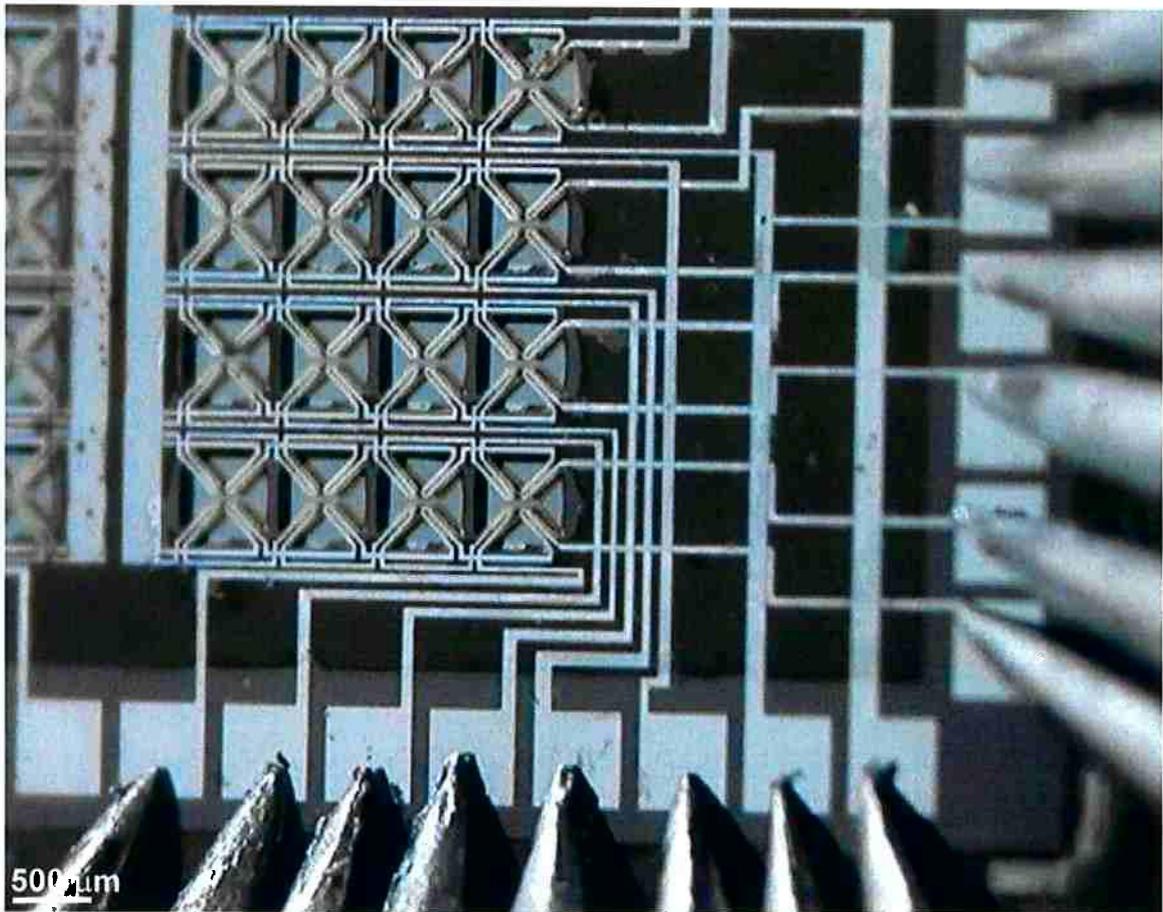


Figura 61. Polarização de uma matriz de *cantilevers* utilizando o suporte com microposicionadores e micropontas desenvolvido.

Foram verificados problemas nos cruzamentos dos traços de cromo. Como se pode observar na Figura 62, os cruzamentos entre os traços de cromo tornaram-se marrom escuro. Quando a polarização foi pulsada, as trilhas da segunda metalização movimentaram-se, respondendo à frequência de atuação como se estivessem auto-sustentadas. Na realidade, os traços pareciam estar descolados do substrato e a passagem de corrente aquecia o metal fazendo com que o cromo dilatasse e se movimentasse semelhantemente a uma ponte. Em algumas regiões, os traços metálicos ficaram mais escuros, o metal chegou a borbulhar como se estivesse derretido.

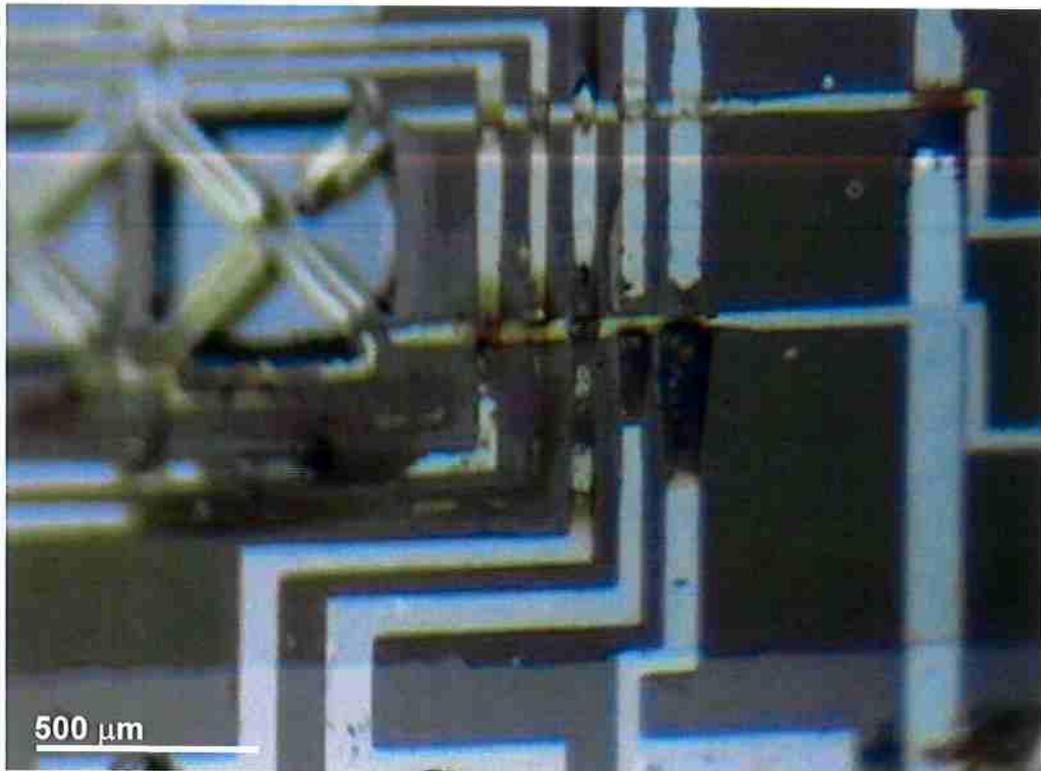


Figura 62. Cruzamento de trilhas de cromo. Problemas na segunda metalização.

Uma possível explicação para a falha do filme de cromo é a existência de um degrau nas regiões de cruzamento das trilhas, que poderia tornar o filme mais fino na parede lateral do degrau. Isto ocorreria por a deposição de cromo por *sputtering* possuir uma direção preferencial, não cobrindo adequadamente a lateral do degrau. Assim, a resistência do cromo seria maior na lateral do degrau e toda a potência aplicada seria dissipada nesta região, levando a falha da metalização.

Devido a este problema na metalização, não foi possível atuar todas as estruturas de uma matriz de *cantilevers* ou pontes. No entanto, foi possível obter matrizes de estruturas auto-sustentadas de carbeto de silício e oxinitreto de silício com dois níveis de metalização, possuindo continuidade elétrica, ainda que não suportassem correntes de 20 mA. Para possibilitar a atuação de matrizes como as descritas aqui, seria necessária a modificação do processo de fabricação para evitar

a formação de degraus nos cruzamentos das trilhas metálicas ou melhorar a cobertura lateral dos degraus.

#### 4.4 CONCLUSÃO – MOVIMENTO CONTROLADO

No presente estudo, foi demonstrada a possibilidade de utilizar a microfabricação de substrato para produzir sistemas microeletromecânicos (MEMS) de carbeto de silício amorfo hidrogenado (a-SiC:H) e oxinitreto de silício ( $\text{SiO}_x\text{N}_y$ ), depositados por *plasma enhanced chemical vapor deposition* (PECVD) e atuados termicamente através do efeito Joule induzido.

O processo de fabricação desenvolvido utiliza 13 etapas de fabricação, sendo 5 deposições (3 por PECVD e 2 por *sputtering*), 4 etapas de fotolitografia (4 máscaras diferentes) e 4 corrosões (2 em HF, 1 em plasma de  $\text{O}_2$  e  $\text{CHF}_3$  e 1 em KOH).

Este processo possibilita a fabricação de conjuntos de *cantilevers* e pontes com um e dois níveis de metalização com grande reprodutibilidade. Os dispositivos fabricados podem ser atuados para obter movimento controlado e sincronizado por computador, permitindo simular movimento ciliar em fileiras de *cantilevers*. Também foi observado que *cantilevers* possibilitam sua atuação, sem diminuição na amplitude do movimento, com frequências de até 150 Hz. Além disto, foi obtido controle da direção do movimento de *cantilevers*, para cima ou para baixo, através do coeficiente de expansão térmica de diferentes materiais, onde foi observado que *cantilevers* de a-SiC:H e  $\text{SiO}_x\text{N}_y$  se movimentam para cima e *cantilevers* só de a-SiC:H se movimentam para baixo, quando atuados.

Os dispositivos fabricados com dois níveis de metalização apresentaram problemas na segunda camada metálica. Apesar de possuírem continuidade elétrica, não suportaram passagem de correntes suficientemente altas (<10 mA) para a atuação das estruturas. Isso provavelmente ocorreu devido à diminuição da espessura do filme metálico na cobertura de degraus formados pela primeira metalização.

As estruturas fabricadas foram caracterizadas por microscopia óptica e eletrônica, onde se pôde constatar que as estruturas produzidas não apresentaram defeitos ou falhas estruturais apesar do processo de fabricação utilizar etapas muito agressivas de corrosão e fotogração em estruturas auto-sustentadas. Isso mostra, que os materiais utilizados possuem boas qualidades mecânicas.

Neste trabalho foi demonstrada a possibilidade de utilizar o perfil de *cantilevers*, obtidos pela vista lateral das estruturas, para determinar o *stress* residual local de filmes finos. Os resultados, ainda preliminares, mostraram-se muito promissores e similares aos obtidos pela técnica de curvatura do substrato.

Ainda utilizando a vista lateral de *cantilevers*, foi possível observar o movimento vertical destas estruturas em função da corrente aplicada, obtendo deslocamentos máximos de 31  $\mu\text{m}$  para 22,5 mA. Esta informação obtida sobre o deslocamento de *cantilevers* pode ajudar no desenvolvimento de um modelo do comportamento de microestruturas atuadas termicamente, o que é muito importante para o desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos.

Medidas de resistência em função da corrente aplicada mostraram que estruturas polarizadas com 19,6 mA são aquecidas a aproximadamente 130°C. No entanto, correntes maiores que 22,5 mA comprometem o dispositivo, contorcendo as estruturas e rompendo as trilhas metálicas.

A utilização de *cantilevers* possibilitou, ainda, a obtenção do módulo de elasticidade de filmes finos. Através da determinação da frequência de ressonância e características geométricas das estruturas, pôde-se calcular o módulo de elasticidade do a-SiC:H, obtendo valores da ordem de 410 GPa. Este resultado é bastante próximo ao módulo de elasticidade apresentado para o carbeto de silício cristalino de 480 GPa <sup>52</sup>, mostrando que os filmes de a-SiC:H possuem, além de ordens química e estrutural, características mecânicas similares ao material cristalino.

Em suma, este trabalho mostrou um importante desenvolvimento na área de sistemas microeletromecânicos atuados termicamente de a-SiC:H e outros materiais depositados por PECVD. Também mostrou a possibilidade da determinação de características de filmes finos, como o módulo de elasticidade, *stress* residual localizado, utilizando estruturas auto-sustentadas.

## 5. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Este trabalho teve como objetivo o desenvolvimento de MEMS de a-SiC:H e outros materiais depositados por PECVD. Este objetivo foi alcançado com a fabricação de conjuntos de estruturas auto-sustentados integrados a resistências elétricas. As resistências permitem o aquecimento das estruturas com a passagem de corrente elétrica, funcionando como microaquecedores. Com o aquecimento, as estruturas apresentam movimentação vertical que pode ser controlada através da intensidade da corrente aplicada. Assim, foi possível atuar termomecanicamente, de forma controlada, micropontes e *microcantilevers* de a-SiC:H e SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>.

A movimentação controlada de microestruturas é fundamental para o desenvolvimento de MEMS, em especial, para microatuadores, como microválvulas, microrelés, micromotores, entre outros. Os resultados obtidos neste trabalho mostram grande potencial para o desenvolvimento deste tipo de MEMS, pois foi possível obter em *cantilevers* deslocamentos de até 31 μm e movimentação com 150 Hz de frequência, sem diminuição da amplitude. Além disto, foi possível obter movimentos em direções contrárias (para cima e para baixo) em um mesmo substrato com a mesma intensidade de corrente.

As estruturas fabricadas mostraram grande resistência mecânica, outro fator importante para o desenvolvimento de microatuadores e MEMS em geral, suportando processos agressivos de fabricação. As pontes e *cantilevers* fabricados resistiram a processos de fotogração (deposição de fotoresiste por *spinner* a 3000 rpm) e corrosões úmidas quando auto-sustentadas. Além disto, os materiais utilizados (a-SiC:H e SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>) apresentaram grande resistência a corrosões em

soluções de KOH, mostrando compatibilidade com processos de microfabricação de substrato, método de fabricação muito utilizado em MEMS.

Foram produzidos conjuntos de pontes e *cantilevers* com até dois níveis de metalização, formados por dupla camada de a-SiC:H/SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>. Para viabilizar a utilização de dois níveis de metalização, foi necessário usar um isolante elétrico entre as camadas metálicas. O SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> foi empregado com sucesso para este isolamento, não apresentando curtos elétricos entre os níveis de metalização. No entanto, é necessária uma melhoria na segunda metalização para suportar correntes maiores que 10 mA, necessárias para a atuação termomecânica de estruturas. A utilização de vários níveis de metalização possibilita o desenvolvimento de sistemas com maior controle na atuação de estruturas.

Estes conjuntos de estruturas foram fabricados utilizando até 13 etapas de fabricação, sendo 5 deposições (3 por PECVD e 2 por *sputtering*), 4 etapas de fotolitografia (4 máscaras diferentes) e 4 corrosões (2 em HF, 1 em plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub> e 1 em KOH). Apesar da complexidade do processo de fabricação, foi possível produzir as estruturas mencionadas com grande reprodutibilidade e confiabilidade, mostrando maturidade do processo de fabricação e do desenvolvimento dos materiais.

Além de apresentarem resistência mecânica, os materiais utilizados possuem seletividade em corrosões químicas, importante para viabilizar a fabricação de microestrutura. O a-SiC:H é resistente a corrosões em KOH e HF, sendo corroído por RIE em plasma de O<sub>2</sub> e CHF<sub>3</sub> e o SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> é resistente a corrosões em KOH e removido em HF. Além disto, o cromo mostrou-se resistente a corrosões em KOH e HF.

Neste trabalho, também foi demonstrada a possibilidade de utilizar as microestruturas fabricadas para a obtenção de propriedades mecânicas dos materiais. A frequência de ressonância de *cantilevers* foi utilizada para obter o módulo de elasticidade do a-SiC:H. Os valores obtidos foram da ordem de 410 GPa, próximos a valores encontrados na literatura. O envergamento de *cantilevers* foi usado para determinar o *stress* residual dos filmes de a-SiC:H. No entanto, os resultados obtidos foram preliminares, uma vez que estes não foram objetivos do trabalho. Mesmo assim, estes resultados são muito promissores para, futuramente, utilizar microestruturas para melhor caracterizar o a-SiC:H e o SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub>, utilizados neste trabalho. Na realidade, pode-se utilizar *cantilevers*, pontes e membranas na obtenção de propriedades termomecânicas como o módulo de elasticidade, *stress* residual, condutividade térmica, expansão térmica, entre outras.

Em especial, é necessário um estudo aprofundado sobre o *stress* residual dos filmes de a-SiC:H. Neste trabalho, o *stress* residual foi medido para os dois tipos de a-SiC:H (3680 e 3690H) utilizados. No entanto, os valores obtidos não concordaram com resultados anteriores. O controle do *stress* residual em películas finas é de extrema importância para a fabricação de estruturas auto-sustentadas, pois estas se deformam, podendo rompê-las. No entanto, o próprio *stress* pode ser utilizado na movimentação de estruturas, especialmente o *stress* térmico, que varia com a temperatura da estrutura. Os *cantilevers* fabricados de a-SiC:H utilizaram-se deste *stress* para se movimentar.

Por fim, este trabalho mostrou um importante desenvolvimento na área de sistemas microeletromecânicos de a-SiC:H e outros materiais depositados por PECVD atuados termicamente.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- <sup>1</sup> “Materials issues in microelectromechanical devices: science, engineering, manufacturability and reliability”, A. D. Romig, Jr, Michael T. Dugger, Paul J. McWhorter, *Acta Materialia*, **51**, 5837–5866 (2003).
- <sup>2</sup> “MEMS: Quo vadis in century XXI?”, R. S. Muller, *Microelectronic Engineering*, **53**, 47-54 (2000).
- <sup>3</sup> “A novel out-of-plane MEMS tunneling accelerometer”, H. Dong, Y. Jia, Y. Hao, S. Shen, *Sensors and Actuators A*, Article in Press, (2005).
- <sup>4</sup> “A MEMS multi-sensor chip for gas flow sensing”, Y. Xu, C. Chiu, F. Jiang, Q. Lin, Y. Tai, *Sensors and Actuators A*, Article in Press, (2005).
- <sup>5</sup> “MEMS switch based serial reconfigurable OADM”, J. Li , A. Q. Liu, W. D. Zhong, Q. X. Zhang, C. Lu, *Optics Communications*, **230**, 81–89, (2004).
- <sup>6</sup> “MEMS fabrication perspectives from the MIT Microengine Project”, R. Khanna, *Surface and Coatings Technology*, **163 –164**, 273–280, (2003).
- <sup>7</sup> “Introduction to Micro-Electro-Mechanical Systems (MEMS) with Emphasis on Optical Applications”, A. Tuantranont, V. M. Bright, *Technical Journal*, **1**, 227-236, (2000).
- <sup>8</sup> “Electronic MEMS for triggered delivery”, A. C. R. Grayson, R. S. Shawgo, Y. Li, M. J. Cima, *Advanced Drug Delivery Reviews*, **56**, 173-184, (2004).
- <sup>9</sup> “Materials and processes for microsystems”, D.J. Nagel, *Surface and Coatings Technology*, **103–104**, 138–145 (1998).
- <sup>10</sup> “Materials issues in microelectromechanical systems (MEMS)”, S. M. Spearing. *Acta mater*, **48**, 179-196 (2000).
- <sup>11</sup> “SiC MEMS: opportunities and challenges for applications in harsh environments”, M. Mehregany, C.A. Zorman, *Thin Solid Films* **355–356** (1999), pp. 518–524.
- <sup>12</sup> MRS Bulletin, Silicon carbide electronic materials and devices, **22**, No. 3, 19–56 (1997).
- <sup>13</sup> MRS Bulletin, Advances in Silicon Carbide Electronics, **30**, 273-278 (2005).
- <sup>14</sup> “Simulation, fabrication and testing of bulk micromachined 6H-SiC high-*g* piezoresistive accelerometers”, A. R. Atwell, R. S. Okojie, K. T. Kornegay, S. L. Roberson and A. Beliveau, *Sensors and Actuators A*, **104**, 11-18, (2003).

- 15 "High sensitivity ethanol gas sensor integrated with a solid-state heater and thermal isolation improvement structure for legal drink-drive limit detecting", J. Ho, Y.K. Fang, K.H. Wu, W.T. Hsieh, C.H. Chen, G.S. Chen, M.S. Ju, J. Lin, S.B. Hwang, *Sensors and Actuators B*, **50**, 227–233, (1998).
- 16 "Fabrication and Characterization of Polycrystalline SiC Resonators", S. Roy, R.G. DeAnna, Christian A. Zorman, M. Mehregany, *IEEE Transactions on electron Devices*, **49**, 2323-2332, (2002).
- 17 "MBE growth and properties of SiC multi-quantum well structures", A. Fissela, U. Kaiser, B. Schröter, W. Richter, F. Bechstedt, *Applied Surface Science*, **184**, 37–42, (2001).
- 18 "Heteroepitaxy of 3C–SiC by electron cyclotron resonance-CVD technique", P. Mandracci, A. Chiodoni, G. Cicero, S. Ferrero, F. Giorgis, C.F. Pirri, G. Barucca, P. Musumeci, R. Reitano, *Applied Surface Science*, **184**, 43–49, (2001).
- 19 "Simulation of SiC deposition from SiH<sub>4</sub>/C<sub>3</sub>H<sub>8</sub>/Ar/H<sub>2</sub> mixtures in a cold-wall CVD reactor" A. Dollet, S. de Persis, M. Pons, M. Matecki, *Surface and Coatings Technology*, **177–178**, 382–388, (2004).
- 20 "Silicon carbide as a new MEMS technology", P. M. Sarro, *Sensors and Actuators A*, **82**, 210-218, (2000).
- 21 "Bulk Micromachining of Silicon", Gregory T. A. Kovacs, Nadim I. Maluf and Kurt E. Petersen, *Proceedings of the IEEE*, **86**, 1536-1551, (1998).
- 22 "Hybrid Postprocessing Etching for CMOS-Compatible MEMS", Nim H. Tea, Veljko Milanović, Christian A. Zincke, John S. Suehle, Michael Gaitan, Mona E. Zaghloul, and Jon Geist, *Journal of Microelectromechanical Systems*, **6**, 363-372 (1997).
- 23 "Fundamentals of Microfabrication", Marc Madou, CRC Press, 145-215 (1997).
- 24 "Surface Micromachining for Microelectromechanical Systems", James M. Bustillo, Roger T. Howe, Richard S. Muller, *Proceedings of the IEEE*, **86**, 1552-1574, (1998).
- 25 "Adhesion and stiction: Mechanisms, measurement techniques, and methods for reduction", Bharat Bhushan, *Journal of Vacuum Science & Technology B: Microelectronics and Nanometer Structures*, **21**, 2262-2296, (2003).
- 26 "Strain studies in LPCVD polysilicon for surface micromachined devices", Janak Singh, Sudhir Chandra, Ami Chand, *Sensors and Actuators A*, **77**, 133–138, 1999.

- <sup>27</sup> "Thin films stress extraction using micromachined structures and wafer curvature measurements", J. Laconte, F. Iker, S. Jorez, N. André, J. Proost, T. Pardoën, D. Flandre, J.-P. Raskin, *Microelectronic Engineering*, **76**, 219–226, 2004.
- <sup>28</sup> "Fabrication of PECVD-silicon oxynitride-based optical waveguides", M.I. Alayo, D. Criado, M.N.P. Carreño, I. Pereyra, *Materials Science and Engineering B*, **112**, 154-159, (2004).
- <sup>29</sup> "Estudo e otimização das propriedades estruturais, ópticas e elétricas de películas de SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> depositadas por PECVD para aplicações em dispositivos MOS, microestruturas e guias de onda", tese de Doutorado, Marco Isaías Alayo Chávez, Depto. de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, Escola Politécnica, USP, (2000).
- <sup>30</sup> "Thick SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> and SiO<sub>2</sub> films obtained by PECVD technique at low temperatures", M. Alayo, I. Perreyra, M. N. P. Carreño. *Thin Solid Films*, **332**, 40-45 (1998).
- <sup>31</sup> "PECVD-SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> films for large area self-sustained grids applications", M. N. P. Carreño, M. I. Alayo, I. Pereyra and A. T. Lopes. *Sensors and Actuators A*, **100**, 295-300 (2002).
- <sup>32</sup> "Membranes of SiO<sub>x</sub>N<sub>y</sub> with 3D topography formed by PECVD for MEMS applications", A. T. Lopes, M. N. P. Carreño. *Journal of Non-Crystalline Solids*, **338-340**, 788-798, (2004).
- <sup>33</sup> "Mechanical and thermophysical properties of PECVD oxynitride films measured by MEMS", M. S. Guimarães, A. Sinatora, M. I. Alayo, I. Pereyra, M. N. P. Carreño. *Thin Solid Films*, **398-399**, 626-631 (2001).
- <sup>34</sup> "Proposta de método para caracterização de propriedades termomecânicas de filmes finos utilizando dispositivos MEMS", tese de Mestrado, Marcelo Silva Guimarães, Engenharia Mecânica, Escola Politécnica, USP, (2002).
- <sup>35</sup> "Filmes de carbeto de silício de alto *gap* óptico obtidos pela técnica de PECVD", tese de Doutorado, Marcelo N. P. Carreño, Depto. de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, Escola Politécnica, USP, (1994).
- <sup>36</sup> "Wide *gap* a-Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>:H thin films obtained under starving plasma deposition conditions", I. Pereyra and M.N.P. Carreño. *J. Non-Cryst. Solids*, **201**, 110 (1996).
- <sup>37</sup> "On the structural properties of a-Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>:H thin films", V. Mastelaro, A.M. Flanck, M.C.A. Fantini, D.R.S. Bittencourt, M.N.P. Carreño, I. Pereyra. *J. Appl. Phys.* **79**, 1324, (1996).

- 38 "Thin Films of  $\alpha$ -Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>:H Deposited by PECVD: The r.f. Power and H<sub>2</sub> Dilution Role", R.J. Prado, M.C.A. Fantini, M.H. Tabacniks, I. Pereyra, A.M. Flank. *Mater. Sci. Forum* **338**, 329-332, (2000).
- 39 "Improvements on the local order of amorphous hydrogenated silicon carbide films", R.J. Prado, M.C.A. Fantini, M.H. Tabacniks, C.A. Villacorta Cardoso, I. Pereyra and A.M. Flank. *J. Non-Cryst. Solids* **283**, 1, (2001).
- 40 "Structural and morphological investigation of amorphous hydrogenated silicon carbide", R.J. Prado, M.C.A. Fantini, I. Pereyra, G.Y. Odo, C.M. Lepienski. *J. Appl. Crystallogr.* **34**, 465, (2001).
- 41 "Doping efficiency in highly ordered PECVD a-Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>:H", M. N. P. Carreño, I. Pereyra, *Brazilian Journal of Physics*, **27IA**, 166-169, (1997).
- 42 "N-type doping in PECVD a-Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>:H obtain under 'starving plasma' condition", M. N. P. Carreño, I. Pereyra, H. E. M. Peres, *Journal of Non-Crystalline Solids*, **227-230**, 483-487, (1998).
- 43 "P-Type doping in a-Si<sub>1-x</sub>C<sub>x</sub>:H obtained by PECVD" M. N. P. Carreño, I. Pereyra, *Journal of Non-Crystalline Solids*, **266-269**, 699-703, (2000).
- 44 "Corrosão por plasma de a-SiC:H obtido por PECVD", Relatório de Iniciação Científica, José Antônio Rocha das Neves, Depto. de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, Escola Politécnica, USP, (2002).
- 45 "Self-sustained bridges of a-SiC:H films obtained by PECVD at low temperatures for MEMS applications", M. N. P. Carreño, A. T. Lopes. *Journal of Non-Crystalline Solids*, **338-340**, 490-495, (2004).
- 46 "Microfabricação à base de materiais crescidos por PECVD", tese de Mestrado, Alexandre Tavares Lopes, Depto. de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, Escola Politécnica, USP, (2002).
- 47 "Low-Stress PECVD SiC thin films for IC-compatible microstructures", S. M. Sarro, C. R. deBoer, E. Korkmaz, J. M. W. Laros. *Sensors and Actuators A*, **67**, 175-180 (1998).
- 48 "Aluminum silicon carbide (AlSiC) thermal management packaging for high density packaging applications", Mark A. Occhionero, Robert A. Hay, Richard W. Adams, Kevin P. Fennessy. *IMAPS HDP and MCM's*, Denver – Colorado, April 6-9 (1999).
- 49 "Low dielectric constant materials for ULSI interconnects", M. Morgan et al., *Annual Review of Material Science*, **30**, 645-680, (2000).

- <sup>50</sup> “Thermal expansion of cubic Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> with the spinel structure”, H. T. Hintzen, M. R. M. M. Hendrix, H. Wondergem, C. M. Fang, T. Sekine, G. de With, *Journal of Alloys and Compounds*, **351**, 40-42, (2003).
- <sup>51</sup> “Linear thermal expansion coefficients of amorphous and microcrystalline silicon films”, K. Takimoto, A. Fukuta, Y. Yamamoto, N. Yoshida, T. Itoh, S. Nonomura, *Journal of Non-Crystalline Solids*, **299–302**, 314–317, (2002).
- <sup>52</sup> “Young’s modulus measurements of thin films using micromechanics”, Kurt E. Petersen, C. R. Guarnieri, *Journal of Applied Physics*, **50**, 6761-6766, (1979).
- <sup>53</sup> “Evaluation of Young modulus of CVD coatings by different techniques”, C. Bellan, J. Dhers, *Thin Solid Films*, **469–470**, 214–220, (2004).
- <sup>54</sup> Douglas C. Giancoli, “Physics for Scientists and Engineers”, 3<sup>rd</sup> Edition, Prentice Hall, New Jersey, (2000).
- <sup>55</sup> Catálogo Goodfellow, [www.goodfellow.com/csp/active/static/A/Chromium.HTML](http://www.goodfellow.com/csp/active/static/A/Chromium.HTML).

## APÊNDICE

## PUBLICAÇÕES DECORRENTES DESTE TRABALHO

1. "Thermally actuated a-SiC:H MEMS fabricated by an entirely PECVD based process", G. Rehder and M.N.P. Carreño, apresentado na 2<sup>a</sup> International Conference on Amorphous and Nanocrystalline Semiconductors ICANS21, Lisboa, Portugal, 4-9 de Setembro, 2005. Submetido para publicação no *Journal of Non-crystalline Solids*, setembro de 2005.
2. "Thermally actuated MEMS all based on PECVD materials obtained at low temperature", M.N.P. Carreño and G. Rehder, apresentado no XX Symposium on Microelectronics Technology and Devices (SBMicro 2005), Florianópolis Santa Catarina, Brasil, September 4-7, 2005. Publicado em *Microelectronics Technology and Devices (SBMicro 2005) - Proceedings of Twentieth International Symposium*, Ed. The Electrochemical Society, Proceedings Volume 2005-08 (2005), 372 – 379.
3. "Ciliary motion in PECVD silicon carbide microstructures", G. Rehder, M.N. Carreño, a ser publicado na *Revista Mexicana de Física* em Dezembro de 2004. Apresentado no IV Congresso Iberoamericano de Sensores, Ibersensor 2004, 27-29 de Outubro, Puebla, México, 2004.
4. "Controlled motion in microbridges of silicon carbide obtained by PECVD", G. Rehder and M.N.P. Carreño, a ser apresentado no XIX Symposium on Microelectronics Technology and Devices (SBMicro 2004), Porto de Galinhas Pernambuco, September 7-11, 2004, e publicado em *Microelectronics Technology and Devices (SBMicro 2004) - Proceedings of Nineteenth International Symposium*, Ed. The Electrochemical Society, Proceedings Volume 2004-03 (2004) 125.