ERICK ARAÚJO DOS SANTOS

**Simulação, fabricação e caracterização de MEMS para extração de
propriedades mecânicas de filmes finos**

São Paulo

2018

ERICK ARAÚJO DOS SANTOS

**Simulação, fabricação e caracterização de MEMS para extração de
propriedades mecânicas de filmes finos**

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

São Paulo

2018

ERICK ARAÚJO DOS SANTOS

**Simulação, fabricação e caracterização de MEMS para extração de
propriedades mecânicas de filmes finos**

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

Área de concentração: Sistemas Eletrônicos -
Microeletrônica

Orientador:

Prof. Dr. Gustavo Pamplona Rehder

São Paulo

2018

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

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Santos, Erick Araújo

Simulação, fabricação e caracterização de MEMS para extração de propriedades mecânicas de filmes finos / E. A. Santos -- versão corr. -- São Paulo, 2018.
104 p.

Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia de Sistemas Eletrônicos.

1.Ressonância magnética (frequência) 2.Tensão residual 3.Nanoindentação 4.Tensão de pull-in 5.M-TEST I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia de Sistemas Eletrônicos II.t.

Dedico este trabalho aos meus pais, Carlos e Francisca
e à minha irmã, Larissa, pelo amor, suporte e
presença essenciais em minha vida.

AGRADECIMENTOS

A Deus, pela vida e força para vencer as dificuldades.

Aos meus pais e à minha irmã, pelo apoio e carinho sempre presentes.

À minha querida namorada, Fernanda, pelo apoio, carinho e ajuda durante os momentos bons e difíceis.

Ao meu orientador, prof. Dr. Gustavo Rehder, pelos valiosos conselhos e suporte durante a composição deste trabalho.

Ao Robert, amigo do grupo que se tornou um irmão.

Aos técnicos que me auxiliaram durante a parte experimental deste trabalho, em especial, ao Alexandre, Igor, Teresa, Rita, Cris e Mário.

À professora Miriam Lacalle e à Paula do Departamento de Dentística da Faculdade de Odontologia da USP, por disponibilizar o micro-durômetro e pelo auxílio no uso.

À bibliotecária Ana Maria Badiali, pela ajuda com a revisão.

A todos os amigos do Laboratório de Microeletrônica da EPUSP que contribuíram de alguma forma neste trabalho.

RESUMO

A concepção deste trabalho está ligada ao desenvolvimento de sistemas microeletromecânicos (MEMS) para RF na faixa de frequências de ondas milimétricas. Dentro deste contexto, o Grupo de Novos Materiais e Dispositivos (GNMD) do Laboratório de Microeletrônica (LME) da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP) já fabricou RF MEMS que tiveram resultados bastante promissores. No entanto, para obtenção de melhores resultados, é necessária a otimização eletromecânica destes dispositivos e para isso é necessária a extração de suas propriedades mecânicas. Assim, este trabalho teve como objetivo o desenvolvimento de uma metodologia para extração do módulo de elasticidade e tensão residual em MEMS, através da simulação e fabricação de microestruturas específicas para este fim. As técnicas de nanoindentação, frequência de ressonância, raio de curvatura e M-TEST foram estudadas. As microestruturas fabricadas foram cantileveres e pontes feitas de alumínio e cobre. Foram realizadas simulações no software *ANSYS* para prever as frequências de ressonância e as tensões de *pull-in* das estruturas antes de serem fabricadas. O módulo de elasticidade do alumínio extraído através da nanoindentação foi de $75,6 \pm 4,1$ GPa, e o do cobre extraída através da técnica de frequência de ressonância foi de 123 ± 12 GPa. A tensão residual do cobre foi extraída através da técnica de medição do raio de curvatura e foi de -199 ± 105 MPa. O trabalho está vinculado ao projeto Jovem Pesquisador FAPESP (2011/18167-3).

Palavras-chave: RF MEMS. Frequência de ressonância. Tensão de pull-in. Módulo de Elasticidade. Tensão Residual. M-TEST. Nanoindentação.

ABSTRACT

The approach of this work is linked to the development of microelectromechanical systems (MEMS) for RF in the frequency range of millimeter waves. Within this context, the Group of New Materials and Devices (GNMD) of the Laboratory of Microelectronics (LME) of the Polytechnic School of the University of São Paulo (EPUSP) has already manufactured RF MEMS which have had very promising results. However, to obtain better results, it is necessary the electromechanical optimization of these devices through the extraction of their mechanical properties. Thus, this work has the objective of developing a methodology for the extraction of the Young's modulus and residual stress in MEMS, through the simulation and fabrication of specific microstructures for this purpose. The techniques of nanoindentation, resonance frequency, radius of curvature and M-TEST were studied. The fabricated microstructures were cantilevers and bridges in aluminum and copper materials. Simulations were performed in the ANSYS software to predict the resonance frequencies and the pull-in voltages of the structures before they were fabricated. The Young's modulus of aluminum extracted through nanoindentation was $75,6 \pm 4,1$ GPa, the resonance frequency of copper extracted by the technique of the same name was 123 ± 12 GPa and the residual stress of copper was extracted through the technique of measuring the radius of curvature and was -199 ± 105 MPa. The work is linked to the project Jovem Pesquisador from FAPESP (2011/18167-3).

Keywords: RF MEMS. Resonance Frequency. Pull-in Voltage. Young's Modulus. Residual Stress. M-TEST. Nanoindentation.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	9
2	OBJETIVOS	12
3	FUNDAMENTOS TEÓRICOS	13
3.1	MÓDULO DE ELASTICIDADE.....	13
3.2	TENSÃO MECÂNICA.....	15
3.2.1	DEFORMAÇÃO	17
3.2.2	GENERALIZAÇÃO DA LEI DE HOOKE	18
3.2.3	TENSÃO RESIDUAL	20
4	METODOLOGIA E MATERIAIS UTILIZADOS	24
4.1	NANOINDENTAÇÃO ²⁴	24
4.2	FREQUÊNCIA DE RESSONÂNCIA ¹⁸	30
4.3	M-TEST ²⁰	33
4.4	MEDIDA DE TENSÃO RESIDUAL	38
4.5	SIMULAÇÃO DAS ESTRUTURAS	39
4.6	MATERIAIS UTILIZADOS	42
4.7	FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS	44
4.7.1	FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DE ALUMÍNIO	45
4.7.2	FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DE COBRE	48
4.7.3	FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DE COBRE COM O FOTORRESISTE PMGI COMO CAMADA SACRIFICIAL	49

5	RESULTADOS E DISCUSSÕES	53
5.1	NANOINDENTAÇÃO	53
5.1.1	CAMADA DE ALUMÍNIO – PROCESSO CMOS	53
5.1.2	CAMADA DE TiN – PROCESSO CMOS	56
5.1.3	MEDIDA NO EQUIPAMENTO NANO INDENTER XP	56
5.1.4	MEDIDA NO EQUIPAMENTO NANO INDENTER G200	57
5.2	FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS	60
5.2.1	PRIMEIRO PROCESSO – MICROESTRUTURAS DE ALUMÍNIO	60
5.2.2	SEGUNDO PROCESSO – MICROESTRUTURAS DE COBRE COM SiO ₂ COMO CAMADA SACRIFICIAL	63
5.2.3	TERCEIRO PROCESSO – MICROESTRUTURAS DE COBRE COM PMGI COMO CAMADA SACRIFICIAL	69
5.3	FREQUÊNCIA DE RESSONÂNCIA	77
5.4	TENSÃO RESIDUAL	87
5.5	TENSÃO DE <i>PULL-IN</i>	90
5.6	CONSIDERAÇÕES SOBRE A FABRICAÇÃO DE UMA MÁSCARA PARA UM NOVO PROCESSO	93
6	CONCLUSÃO	95
	REFERÊNCIAS	99

1 INTRODUÇÃO

Buscando aplicações de transmissão de dados em altíssimas velocidades (Gbp/s) em ondas milimétricas (mmW), iniciou-se em 2012, no Laboratório de Microeletrônica (LME) da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo (EPUSP), o desenvolvimento de defasadores baseados em RF MEMS distribuídos utilizando processo CMOS comercial.

Os circuitos integrados de baixo custo e alto desempenho fabricados em tecnologia CMOS com operação em frequências mais altas são de enorme interesse para aplicações comerciais futuras para as quais ainda não existem soluções estabelecidas.

Os primeiros resultados do defasador realizado no LME foram muito bons. Foi projetado um defasador baseado em linhas de transmissão de ondas lentas sintonizáveis, como descrito na patente¹. A Figura 1, ilustra o *layout* de um defasador e uma fotografia óptica do defasador fabricado.

Figura 1. *Layout* e imagem óptica do defasador fabricado na *foundry* AMS com tecnologia CMOS 0,35 μm .

Fonte: [2]

Em geral, os circuitos fabricados em CMOS apresentam uma área reduzida, mas as perdas são muito altas, sendo proibitivas para aplicações móveis. Por outro lado, os dispositivos que utilizam MEMS apresentam perdas mais baixas, mas a área que ocupam é grande, o que aumenta o seu custo final. O defasador desenvolvido no projeto Jovem Pesquisador ² ao qual este trabalho está vinculado ocupa uma área de 0,58 mm² que é consideravelmente menor que a área dos outros defasadores que

utilizam MEMS. Um resumo dos principais resultados apresentados na literatura internacional são listados na Tabela 1 e comparados com o dispositivo desenvolvido no LME.

Tabela 1. Resumo das características dos principais defasadores encontrados na literatura.

Tecnologia	Tipo de defasador	Elemento de <i>tuning</i>	Precisão	Freq. (GHz)	Defas. (°)	Perdas de Inserção (dB)	Área (mm ²)	FoM (°/dB)	Ref
CMOS 90-nm	RTPS	Varactor MOS	Analógico	60	87	-6.25 / ±1.75	0.075	11	[3]
CMOS 65-nm	Linha carregada	Varactor MOS	3 bits	60	156	-9.4 / ±3.1	0.2	12.5	[4]
BiCMOS SiGe 0.13-μm	Linha chaveada	Transistor CMOS	4 bits	77	337	-19 / ±3.7	0.135	15	[5]
Quartzo Fundido	Linha chaveada	MEMS	2 bits	60	270	-3	4	90	[6]
Quartzo Fundido	Linha carregada	MEMS	4 bits	65	337.5	-2.8 / ±0.8	11.85	93	[7]
CMOS <i>0.35-μm</i>	Linha <i>carregada</i>	MEMS	2 bits	60	25.1	-0.7	0.58	36	[2]

Fonte: [2]

Apesar dos ótimos resultados, concluiu-se que as estruturas MEMS não se comportaram como se esperava, mesmo porque não foi feita uma otimização eletromecânica destas estruturas.

As características elétricas dos materiais e filmes do processo CMOS (como resistividade, constante dielétrica, etc.) geralmente são fornecidas nos documentos do processo de fabricação disponibilizados pela *foundry*. No entanto, características mecânicas (módulo de elasticidade e tensão residual) não são disponibilizadas e são de grande importância para o projeto dos RF MEMS. Sabendo-se tais parâmetros, é possível modelar e simular o comportamento eletrostático dos MEMS e otimizar sua movimentação como previsto em seu comportamento RF. Com base na otimização mecânica, o comportamento eletromagnético poderá ser mais uma vez aprimorado.

Neste sentido, existem técnicas e métodos bem definidos para a extração de propriedades mecânicas de filmes finos. Os dispositivos já implementados no projeto ao qual este trabalho está envolvido foram fabricados utilizando-se do processo CMOS comercial de 0,35 μm C35B4M3 da *foundry* austríaca AMS

(AustriaMicroSystems). Tratando-se deste processo, um ponto importante é que as camadas metálicas dele são cercadas (em cima e embaixo) por camadas de nitreto de titânio (TiN) para evitar a eletromigração. Pode-se observar tais camadas na Figura 2.

Figura 2 – Estruturas fabricadas no processo CMOS 0,35 μm e detalhe das camadas de TiN.

Fonte: [8]

Sendo assim, a determinação de qualquer propriedade mecânica não é direta e requer sua extração com e sem a camada de TiN para verificar qual sua influência na camada metálica. Além disso, são necessárias técnicas diferentes para a obtenção de propriedades diferentes.

2 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são dois. O primeiro é, justamente, propor o desenvolvimento de metodologias e estruturas específicas que permitam a extração do módulo de elasticidade e tensão residual de filmes finos, utilizando-se de técnicas já existentes para a medição de tais propriedades, com o intuito futuro de aplicar esta metodologia para extração destas informações nas camadas metálicas de um processo CMOS comercial. O segundo é analisar se existe influência considerável da fina camada de nitreto de titânio nas propriedades mecânicas do filme fino que é cercado por ela.

O projeto foi desenvolvido no Laboratório de Microeletrônica do Departamento de Engenharia de Sistemas Eletrônicos da Escola Politécnica da USP e está ligado ao projeto Jovem Pesquisador FAPESP (2011/18167-3).

3 FUNDAMENTOS TEÓRICOS

As potenciais aplicações de um filme fino são delimitadas pelas suas propriedades mecânicas, que por sua vez, são dependentes das propriedades físicas e químicas das superfícies externas e/ou internas a ele. Desta forma, faz-se necessário o estudo do comportamento relativo à sua dureza, elasticidade, estado de tensão, etc., dependendo da aplicação associada a este filme.

De maneira geral, existem três possibilidades para extração de propriedades mecânicas em filmes finos: a medição no próprio filme, onde é necessária sua separação do substrato e seu manuseio, processo complicado por tratar-se de um filme muito delicado; a deposição do filme sobre um substrato e medição posterior, sendo muitas vezes necessária a consideração de características do substrato nas medidas; e por último, a construção de microestruturas para a obtenção direta das propriedades através de sua excitação, relacionando-se a variação da grandeza medida na atuação das microestruturas com seus aspectos geométricos e as propriedades mecânicas desejadas. A utilização de determinada técnica depende de uma série de fatores, como o processo de fabricação do filme, a tecnologia utilizada para sua construção, entre outros, não havendo um método melhor que o outro, mas sim, aquele mais adequado ao processo estudado.

A seguir, é apresentada uma base teórica sobre as propriedades mecânicas estudadas neste trabalho, que são o módulo de elasticidade e tensão residual.

3.1 MÓDULO DE ELASTICIDADE

O módulo de elasticidade, também conhecido como módulo de Young, é a medida da relação entre a tensão mecânica aplicada e a deformação no regime elástico linear em um material sólido, relação também conhecida por lei de *Hooke* aplicada a materiais.

O processo de deformação no qual a tensão e a deformação são proporcionais é chamado de *deformação elástica*. Materiais elásticos são conservativos, ou seja, durante o seu descarregamento, liberam toda a energia interna armazenada durante o carregamento. À medida que o material é deformado além deste ponto, a tensão

aplicada gera uma deformação permanente, conhecida como *deformação plástica*. A Figura 3 mostra um gráfico esquemático do comportamento tensão-deformação em tração até a região plástica de um metal típico.

Figura 3 – Comportamento tensão-deformação típico para um metal.

Fonte: Autor

Na Figura 3 são mostrados os pontos P e Q, conhecidos respectivamente como *limite de proporcionalidade* e *limite de resistência*. No ponto P é onde a máxima tensão pode ser aplicada ao material sem que ele se rompa.

A eq. (1) mostra como obter-se o módulo de elasticidade.

$$E = \sigma / \epsilon \quad (1)$$

onde: E é o módulo de elasticidade, σ é a tensão mecânica e ϵ é a deformação.

3.2 TENSÃO MECÂNICA

Segundo Dalledone e Marino (2016)⁹ e Beer e Johnston (1995)¹², tensão é uma medida das forças internas de um corpo deformável. Quantitativamente, é a medida da força por unidade de área em uma superfície do corpo onde existam forças internas.

Na Figura 4, a área seccionada foi subdividida em áreas muito pequenas, como por exemplo, a área ΔA mostrada em escuro. Nesta área, atua sobre ela uma força típica muito pequena chamada ΔF . Essa força pode ser decomposta em três componentes na direção x , y e z , sendo respectivamente ΔF_x , ΔF_y e ΔF_z . As componentes ΔF_x e ΔF_y são tangenciais à área e a componente ΔF_z é perpendicular à essa mesma área. Fazendo-se com que a área ΔA tenda à zero, a força ΔF e suas componentes também tenderão à zero. Entretanto, a relação entre a força e a área tende para um limite finito. Essa relação é chamada de tensão.

Figura 4 – Forças internas em uma seção qualquer de um corpo.

Fonte: [9]

A intensidade da força (força por unidade de área) que atua no sentido perpendicular à área ΔA é definida como tensão normal, σ . Se a força normal puxa o elemento de área (conforme a Figura 4), ela é denominada *tensão de tração*. Se ela empurra o elemento, é denominada *tensão de compressão*. Através da eq. (2), obtém-se a quantidade tensorial de tal tensão, já que ΔF_z é normal a área.

$$\sigma_z = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta F_z}{\Delta A} = \frac{dF_z}{dA} \quad (2)$$

As forças por unidade de área que atuam no sentido tangencial à área ΔA são denominadas *tensões de cisalhamento* e são representadas pela letra τ ⁹. As eqs. (3) e (4) mostram as componentes dessas tensões.

$$\tau_{xz} = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta F_x}{\Delta A} = \frac{dF_x}{dA} \quad (3)$$

$$\tau_{yz} = \lim_{\Delta A \rightarrow 0} \frac{\Delta F_y}{\Delta A} = \frac{dF_y}{dA} \quad (4)$$

Para a completa representação da distribuição de tensões ao redor de um determinado ponto, é necessário que o mesmo raciocínio utilizado para a obtenção das tensões mostradas na Figura 4 seja aplicado agora a um elemento cúbico do corpo com volume tendendo à zero, seccionado por planos paralelos ao plano x-z e y-z. Sendo assim, para cada um destes planos, existe um *tensor tensão* específico^{10,12}. Como o elemento cúbico possui uma família de planos, tem-se também uma família de tensores tensão. Essa família de tensores tensão representa o *estado de tensões* que atua em torno do ponto de intersecção dos planos cortantes¹¹, conforme a Figura 5.

Figura 5 – Representação de todas as tensões normais e cisalhantes sobre um ponto material.

Fonte: adaptado de [10]

Apesar da Figura 5 mostrar três componentes de tensão normal (σ_{xx} , σ_{yy} e σ_{zz}) e seis componentes de tensão de cisalhamento (τ_{xy} , τ_{yx} , τ_{xz} , τ_{zx} , τ_{yz} e τ_{zy}), por

considerações de equilíbrio, pode-se afirmar que somente três componentes de cisalhamento são independentes, sendo as componentes simétricas iguais, ou então, haveria rotação do corpo. Sendo assim, $\tau_{xy} = \tau_{yx}$, $\tau_{xz} = \tau_{zx}$ e $\tau_{yz} = \tau_{zy}$ ¹⁰. A Figura 6 ilustra todos os tensores envolvidos na representação do estado de tensões de um único ponto.

Figura 6 – Representação de todas as tensões normais e das tensões cisalhantes independentes ao redor de um ponto material.

Fonte: adaptado de [11]

A maneira mais prática de fazer a representação das tensões da Figura 6 é na forma de um *tensor de tensões*¹⁰, que é a matriz mostrada na eq. (5).

$$\begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{vmatrix} \quad (5)$$

Desta forma, uma vez conhecidas as nove componentes do tensor de tensões, pode-se determinar o vetor tensão atuando sobre qualquer plano que passe pelo ponto.

3.2.1 DEFORMAÇÃO

Um corpo deformável submetido à uma força normal de tração se alonga e também se contrai lateralmente. Da mesma forma, se tal corpo é submetido a uma força normal de compressão, ele se expande lateralmente. Supondo que um corpo está submetido a uma força normal σ_x , rearranjando-se a eq. (1), tem-se que¹²:

$$\epsilon_x = \sigma_x / E \quad (6)$$

onde E é o módulo de elasticidade, σ_x é a tensão normal na direção do eixo x e ϵ_x é a deformação específica longitudinal, sendo esta última a relação entre as medidas da deformação de um corpo e de seu comprimento inicial (para medidas realizadas na direção da tensão aplicada).

Assumindo-se que o material a sofrer a força é *homogêneo e isotrópico*, isto é, considerando que suas várias propriedades mecânicas são independentes do ponto considerado e da direção considerada, respectivamente, a deformação específica (indicada pela letra grega ϵ) deve ser a mesma para qualquer direção transversal, ou seja, $\epsilon_y = \epsilon_z$. Esse valor é chamado de *deformação específica transversal*¹². O valor absoluto da relação entre a deformação específica transversal e a deformação específica longitudinal é chamado *coeficiente de Poisson*, expresso pela letra grega ν e mostrado na eq. (7).

$$\nu = -\frac{\epsilon_y}{\epsilon_x} = -\frac{\epsilon_z}{\epsilon_x} \quad (7)$$

Rearranjando-se as eq. (6) e (7), tem-se:

$$\epsilon_y = \epsilon_z = -\frac{\nu \sigma_x}{E} \quad (8)$$

Assim, conclui-se que as deformações específicas transversais relacionam-se com o coeficiente de Poisson, módulo de elasticidade e tensão normal na direção longitudinal (eixo x) como mostra a eq. (8).

3.2.2 GENERALIZAÇÃO DA LEI DE HOOKE

Na Figura 7 é ilustrado um corpo *em carregamento multiaxial*, ou seja, sujeito à ação de carregamentos que atuam nas direções dos três eixos coordenados, produzindo somente tensões normais em x , y e z , não se incluindo as tensões de cisalhamento.

Figura 7 – Corpo em carregamento multiaxial.

Fonte: adaptado de [12]

Para que as expressões das componentes de deformação ϵ_x , ϵ_y e ϵ_z sejam obtidas em função das componentes de tensão σ_x , σ_y e σ_z , o efeito provocado por cada componente de tensão é considerado separadamente e os resultados são superpostos. Segundo Beer e Johnston (1995)¹², este método se baseia no *princípio da superposição*, que afirma que o efeito provocado em uma estrutura por determinado carregamento combinado pode ser obtido determinando-se separadamente os efeitos dos vários carregamentos e combinando-se os resultados obtidos. Duas condições são necessárias para a aplicação deste princípio:

- 1– A carga é diretamente proporcional à cada efeito produzido por ela.
- 2– A deformação causada por qualquer dos carregamentos deve ser pequena e não afetar as condições de aplicação dos outros carregamentos.

No caso do carregamento multiaxial, a primeira condição será satisfeita se o limite máximo no regime elástico não for excedido pelas tensões, enquanto a segunda condição será satisfeita se as tensões em uma das faces não causarem em outra face do elemento alguma deformação que possa alterar o cálculo das tensões nessa segunda face¹².

Diante disto, chega-se às expressões das componentes das deformações específicas, conforme as eqs. (9), (10) e (11).

$$\epsilon_x = \frac{\sigma_x}{E} - \frac{\nu\sigma_y}{E} - \frac{\nu\sigma_z}{E} \quad (9)$$

$$\epsilon_y = -\frac{\nu\sigma_x}{E} + \frac{\sigma_y}{E} - \frac{\nu\sigma_z}{E} \quad (10)$$

$$\epsilon_z = -\frac{\nu\sigma_x}{E} - \frac{\nu\sigma_y}{E} + \frac{\sigma_z}{E} \quad (11)$$

As três equações acima expõem a generalização da Lei de *Hooke* para carregamento multiaxial. Caso a deformação específica possua valor positivo, haverá expansão na direção respectiva e, caso seja um valor negativo, haverá contração¹².

3.2.3 TENSÃO RESIDUAL

A tensão residual é definida como a tensão interna existente em um material livre de forças externas e/ou de gradientes de temperatura. Estas tensões são formadas pelo estado de tensões internas do material, que, quando livre de forças externas, tem o somatório das forças e dos momentos sobre ele igual a zero, mantendo-se equilibrado.

A ocorrência de deformações plásticas não uniformes ao longo de uma secção do material, causadas por efeitos térmico e mecânico é uma das principais causas de seu aparecimento. Assim, estas tensões permanecem na estrutura após a remoção dos esforços externos somente se alguma região do componente, por menor que seja, for solicitada além do limite elástico do material¹³.

Uma classificação dada para as tensões residuais em filmes finos as qualifica em tensões intrínsecas e extrínsecas¹³, sendo a primeira referente às tensões geradas na deposição do filme, e a segunda, às tensões geradas após a deposição do filme. Desta forma, a tensão residual total num filme fino é tipicamente dada pela relação mostrada na eq. (12).

$$\sigma_{residual\ total} = \sigma_{intrínseca} + \sigma_{extrínseca} \quad (12)$$

Adotando a convenção de que a espessura do filme fino ocorre no eixo z e considerando a tensão residual constante através dela, seus componentes conservam a relação descrita nas eqs. (13), (14), (15) e (16)¹⁴.

$$\sigma_x = \sigma_x(x, y) \quad (13)$$

$$\sigma_y = \sigma_y(x, y) \quad (14)$$

$$\tau_{xy} = \tau_{xy}(x, y) \quad (15)$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = \sigma_z = 0 \quad (16)$$

Em outras palavras, as três componentes de tensão não nulas são funções somente de x e y . Não existe tensão na direção normal ao substrato (z). Com x e y como eixos principais, a tensão de cisalhamento τ_{xy} também desaparece e as quatro últimas equações acima se reduzem a relação de tensão-deformação mostrada nas eqs. (17), (18) e (19)¹⁴.

$$\epsilon_x = \frac{\sigma_x}{E} - \frac{\nu\sigma_y}{E} \quad (17)$$

$$\epsilon_y = \frac{\sigma_y}{E} - \frac{\nu\sigma_x}{E} \quad (18)$$

$$\sigma_z = 0 \quad (19)$$

No caso de filmes finos de materiais isotrópicos sobre substratos espessos, $\epsilon = \epsilon_x = \epsilon_y$, de modo que $\sigma_x = \sigma_y = \sigma$, e assim, a tensão residual fica representada na eq. (20)¹⁴:

$$\sigma = \left(\frac{E}{1-\nu} \right) \epsilon \quad (20)$$

onde ambos o módulo de elasticidade E e coeficiente de Poisson ν do filme atuam independentemente da orientação. A porção $E/(1-\nu)$ é comumente chamada de módulo biaxial¹⁴.

As tensões intrínsecas podem apresentar um estado de tensão trativo ou compressivo, dependendo das condições de deposição¹⁵. Em geral, as tensões trativas relacionam-se com o mecanismo de coalescência de grãos¹⁵. Já as tensões compressivas podem ser explicadas pelos mecanismos de difusão atômica e bombardeamento atômico. Além destas condições, outros efeitos contribuem para o surgimento de tensões intrínsecas, como o efeito de polarização do substrato, o efeito da pressão do gás (partículas que bombardeiam o substrato geralmente aumentam as tensões de compressão), efeitos da espessura, da temperatura de deposição, tipo de substrato utilizado, incorporação de impurezas durante o crescimento do filme, entre outros, fazendo com que a análise das tensões intrínsecas seja bastante complexa.

As tensões extrínsecas surgem após o término da deposição do filme sobre o substrato, e surgem principalmente devido a diferença entre os coeficientes de expansão térmica entre filme e substrato¹⁶. Como a deposição do filme geralmente é realizada em uma temperatura acima da temperatura ambiente, ao entrar em contato com a atmosfera, o substrato revestido com o filme sofre um resfriamento. A diferença entre os coeficientes de expansão térmica do substrato e do filme, que é o principal mecanismo gerador de tensões extrínsecas, faz com que um tenda a se contrair mais que o outro. Com isso, como substrato e filme estão aderidos, há o surgimento de tensões no conjunto substrato + filme.

A magnitude das tensões geradas pelo efeito térmico pode ser estimada utilizando-se da eq. (21)¹⁷.

$$\sigma = \frac{E_f}{1-\nu_f} (\alpha_{Tf} - \alpha_{Ts}) (T_d - T) \quad (21)$$

Onde E_f é o módulo de elasticidade do filme, ν_f é o coeficiente de Poisson do filme, α_{Tf} e α_{Ts} são os coeficientes de dilatação térmica para o filme e o substrato, respectivamente, T_d é a temperatura de deposição e T é a temperatura ambiente.

Existe uma série de técnicas que relacionam as dimensões de estruturas específicas com as propriedades mecânicas do material com que estas estruturas

foram fabricadas. Na próxima seção, as três técnicas utilizadas neste trabalho serão explicadas detalhadamente.

4 METODOLOGIA E MATERIAIS UTILIZADOS

Esta seção aborda os métodos utilizados para obtenção das propriedades mecânicas descritas anteriormente, incluindo a explanação das técnicas envolvidas, a maneira como foi realizada a fabricação das estruturas, a descrição dos materiais utilizados e das técnicas para suas deposições.

4.1 NANOINDENTAÇÃO²⁴

A nanoindentação é uma técnica para medidas de propriedades mecânicas de materiais. Similar aos testes tradicionais de medida de dureza, um penetrador duro, geralmente de diamante, é colocado em contato e forçado em direção ao material de teste. As propriedades mecânicas das amostras estudadas são obtidas a partir da análise do diagrama de carga aplicada versus profundidade utilizando o método desenvolvido por Oliver e Pharr²⁴.

Numa indentação elasto-plástica, a rigidez de um material é definida conforme a relação mostrada na Eq. (22):

$$S = \frac{dP}{dh} \quad (22)$$

onde S é a rigidez do material, P é a carga aplicada no material e h é a profundidade de penetração da ponta no material.

O módulo de elasticidade reduzido E_r é definido conforme a Eq. (23):

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu_i^2}{E_i} \quad (23)$$

onde E e ν são, respectivamente, o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson do material e E_i e ν_i são o módulo de elasticidade e coeficiente de Poisson do indentador, respectivamente.

O método de Oliver e Pharr²⁴ leva em consideração a interação entre o penetrador e o material estudado, e o ciclo completo da curva de carga e descarga da ponta na amostra. Através deste método, é possível a obtenção do módulo de elasticidade E_r de um material homogêneo, utilizando-se de parâmetros experimentais, como mostrado na eq. (24):

$$E_r = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\sqrt{A}} \quad (24)$$

onde A é a área de contato projetada entre o indentador e o semi-espço.

A eq. (24) é válida independentemente da forma do penetrador, contanto que ela seja suave, axissimétrica e necessariamente assumida como rígida.

Para determinar a área de contato projetada A , faz-se necessária a determinação da profundidade ao longo da qual o penetrador faz contato com o material analisado, denominada de h_c . Na Figura 8, pode-se entender melhor qual é esse parâmetro e quais os outros parâmetros envolvidos na indentação.

Figura 8 – Representação esquemática de uma indentação.

Fonte: Adaptado de [24]

Da Figura 8, têm-se que h_c é a profundidade de contato entre o penetrador e o material, h é o deslocamento total da indentação e h_s é o deslocamento da superfície do material no perímetro de contato. Quando a carga máxima é aplicada, a carga e o deslocamento são, respectivamente, P_{max} e h_{max} (conforme eq. 22), e o raio do contato circular é a . Durante a descarga, o deslocamento elástico é recuperado, e quando o

indentador é totalmente retirado, a profundidade final da impressão de dureza residual é h_f . Desta forma, a área de contato projetada A pode ser determinada experimentalmente em função da profundidade de contato h_c e da geometria do indentador utilizado.

O equipamento utilizado para os testes de nanoindentação foi o ultra-microdurômetro DUH-211S (Shimadzu Dynamic Ultra Micro Hardness Tester), pertencente ao Departamento de Dentística da Faculdade de Odontologia da USP. O equipamento possui duas lentes de aumento, uma de 10x e outra de 100x, e possui um penetrador padrão *Berkovich*, em formato de pirâmide triangular que faz 115° com sua ponta. Na Figura 9 é possível visualizar o equipamento, as lentes de aumento, e, em detalhe, o penetrador Berkovich.

Figura 9 – A – Ultra-microdurômetro Shimadzu DUH-211S utilizado para as medições. B – Detalhe do penetrador Berkovich.

Fonte: [30]

A seguir, é detalhado como o equipamento gera o valor numérico do módulo de elasticidade.

Conforme acima, o equipamento obtém o módulo de elasticidade do material (denominado E na eq. (23)) através da inclinação da porção inicial de descarga da curva carga x profundidade, Figura 10.

Figura 10 – Exemplo de curva carga *versus* profundidade.

Fonte: Autor

O gráfico na Figura 10 mostra a curva da carga aplicada no material em função da profundidade de penetração. Após atingida a carga máxima $P_{máx}$ (e, por consequência, atingida também a profundidade máxima de penetração $h_{máx}$), ocorre a descarga (retirado do penetrador) da amostra. Como ocorreram deformações plásticas em sua estrutura durante o teste, a curva de descarga “retorna” diferentemente da curva de carregamento. Caso as duas curvas estivessem sobrepostas, o material analisado seria totalmente elástico. Apesar disso, parte do material recuperou-se elasticamente. A análise desta recuperação elástica após a retirada da carga fornece o valor do módulo de elasticidade reduzido do material. Neste caso, o resultado de $\frac{dP}{dh}$ é expresso conforme a eq. (25):

$$\frac{dP}{dh} = 2E_r \frac{\sqrt{A_p}}{\sqrt{\pi}} \quad (25)$$

onde A_p é a área de contato projetada entre o penetrador e o material, dada pela eq. (26).

$$A_p = 23,96hc^2 \quad (26)$$

Sendo a constante 23,96 aplicada quando um penetrador *Berkovich* é utilizado para a indentação. A geometria do penetrador é considerada no cálculo de h_c , conforme eq. (27).

$$h_c = h_{max} - \varepsilon(h_{max} - h_r) \quad (27)$$

Onde h_{max} é a máxima profundidade penetrada, ε é uma constante que depende da geometria do penetrador utilizado (0,75 para o tipo *Berkovich*) e h_r é o ponto de intersecção entre a reta tangente à curva de descarga na Figura 10 e o eixo das abscissas (profundidade penetrada).

Sendo assim, o módulo elástico reduzido E_r do material é encontrado com base nas equações apresentadas. Posteriormente, conhecendo-se os coeficientes de Poisson do penetrador ν_i (0,07 para o diamante) e do material analisado ν , além do módulo de elasticidade do penetrador E_i (1141 GPa para o diamante), através da substituição de todos estes valores na eq. (23), obtêm-se o módulo de elasticidade do material E .

A primeira medida tomada foi a nanoindentação em dispositivos já fabricados na *foundry* AMS que possuíam algum defeito em suas estruturas, para verificar se há viabilidade em utilizar dispositivos prontos como amostras para testes nesta técnica. A Figura 11 mostra o *layout* de um bloco do dispositivo (defasador) utilizado para a medição.

Figura 11 – Layout de um bloco do defasador utilizado para as medições de nanoindentação.

Da Figura 11, o material utilizado para formação das camadas metálicas (MET1, MET2, MET3 e MET4) destas amostras é o alumínio (Al) que, de acordo com a literatura, possui módulo de elasticidade entre 69 GPa até 75 GPa e coeficientes de Poisson de 0,33^{26,27}. Como explicado na introdução, as camadas metálicas deste processo CMOS são cercadas por camadas extremamente finas de nitreto de titânio (TiN), que possui módulo de elasticidade entre 81 GPa até 600 GPa (valor dependente da técnica de obtenção do filme e da taxa de nitrogênio utilizada) e coeficiente de Poisson de 0,25^{28,29}. Não se sabe nada sobre o processo de deposição desta fina camada e, assim, não é possível prever qual o valor esperado.

Com o propósito de medir somente as características da camada desejada, uma regra utilizada é a de que a profundidade de penetração do indentador nela não ultrapasse mais que 10% de sua espessura²⁴. O cumprimento desta regra na medida depende exclusivamente das especificações técnicas do equipamento utilizado para medição. O controle de penetração no ultra-microdurômetro DUH-211S pode ser realizado de duas formas: através da força aplicada, sendo a faixa de forças de 0,1 a 1,961 mN com resolução de 0,196 μ N (quando a força aplicada for menor que 1,96 μ N), e através da profundidade de penetração, sendo a faixa de profundidade de 0 a 10 μ m com resolução de 0,0001 μ m. Ambas modalidades de medição foram utilizadas nas espécimes, privilegiando aquela que gerou maior controle de profundidade com relação à regra apresentada. Diante disso, por se tratar do mesmo material e processo de deposição para todas as camadas metálicas e também da regra de 10% de penetração da indentação, foram tomadas medidas em alguns pontos que acreditava-se estar exposto somente o material que se desejava medir a propriedade (alumínio ou nitreto de titânio).

As amostras foram coladas em um substrato de alumina (material disponível no laboratório), que serviu como apoio mecânico para as amostras na medição, e o substrato com as amostras foi colado em um pequeno pedaço de vidro. A Figura 12 mostra o conjunto utilizado para as medições.

Figura 12 – Conjunto utilizado como sustentação mecânica das amostras nas medições.

Fonte: Autor

O ponto escolhido para realização das medidas no alumínio foram os PADS DC que, no projeto dos defasadores, estão no nível MET4, e para a realização das medidas no nitreto de titânio foram as vias que chegam até os PADS DC, que teoricamente estão cobertas com a pequena camada de TiN sobre o nível MET3, conforme Figura 13.

Figura 13 – Regiões onde foram retiradas as medidas de indentação. Em destaque: o pad de Al (alumínio) e a área sobre o nível metal3 com TiN (nitreto de titânio).

Fonte: Autor

4.2 FREQUÊNCIA DE RESSONÂNCIA¹⁸

Neste método, proposto por Petersen e Guarnieri¹⁸, o módulo de elasticidade de um material é determinado através da obtenção da frequência de ressonância mecânica de cantileveres (vigas engastadas em uma extremidade com a outra livre). O teste é realizado da seguinte forma: cantileveres com diferentes comprimentos e

mesma espessura são excitados eletrostaticamente através de uma fonte senoidal (frequência variável). Um laser é alinhado à ponta de cada cantiléver e um detector de amplitude é colocado bem próximo deste ponto para detecção da luz do laser que é refletida pela ponta do cantiléver, de maneira que as alterações de amplitude na luz refletida do laser (decorrentes das alterações de amplitude vibracional do cantiléver) sejam captadas pelo detector e gravadas em função da frequência. O aparato proposto para esse experimento é mostrado na Figura 14.

Figura 14 – Aparato proposto para aplicação do teste de frequência de ressonância.

Fonte: Adaptado de [19]

Do modelo de Euler- Bernoulli para uma barra sofrendo deformações transversais, a relação entre o módulo de elasticidade e o primeiro modo de vibração da frequência de ressonância de um cantiléver é dado pela eq. (28).

$$f_{r \text{ single layer}} = \sqrt{\frac{E \lambda_i^4 t^2}{48 \pi^2 l^4 \rho}} \quad (28)$$

Na eq. (28), $f_{r \text{ single layer}}$ é a frequência de ressonância do cantiléver, ρ , E , l e t são, respectivamente, a densidade, o módulo de elasticidade, o comprimento e a espessura do cantiléver, λ_i é um autovalor, onde o índice i é um número inteiro que descreve o número do modo de ressonância; para o primeiro modo, $\lambda_i=1,875$.

Para que a atuação eletrostática possa ocorrer, tendo-se como objetivo a movimentação do cantiléver, uma camada metálica é depositada sobre ele, conforme a Figura 14. Desta forma, têm-se uma estrutura bilaminar (formada por dois filmes).

Neste sentido, as dimensões e propriedades intrínsecas dos materiais dos dois filmes são consideradas para a obtenção do módulo de elasticidade. A eq. (29) mostra a relação entre tais características, a frequência de ressonância e o módulo de elasticidade.

$$f_{r\ bilayer} = \frac{\lambda_t^2 t}{4\pi l^2} \left(\frac{E}{3\rho} K \right)^{1/2} \quad (29)$$

Onde K é uma constante que relaciona as características dos dois filmes que formam o cantiléver:

$$K = \left[4 + 6 \frac{t_m}{t} + \frac{Et}{E_m t_m} + 4 \left(\frac{t_m}{t} \right)^2 + \frac{E_m}{E} \left(\frac{t_m}{t} \right)^3 \right] \chi \left[\left(1 + \frac{Et}{E_m t_m} \right) \left(\frac{\rho_m t_m}{\rho t} \right) \right]^{-1} \quad (30)$$

Na eq. (30), o índice m significa metal. Sendo assim, os parâmetros que possuem este índice são propriedades referentes ao material depositado como camada metálica no cantiléver, enquanto os parâmetros sem índice referem-se à camada estrutural do cantiléver.

O mesmo método feito com outras aproximações no modelo, proposto por Cheng C-L.¹⁹, também é utilizado para a obtenção do módulo de elasticidade a partir da frequência de ressonância. Não há diferença considerável entre os valores obtidos entre estes dois métodos, porém, o método de Cheng C-L. é especialmente interessante. Sua diferença e principal vantagem em relação ao método explicado anteriormente é que ele permite a extração dos módulos de elasticidade de até três camadas de um processo de fabricação, relacionando os módulos de elasticidade já colhidos para a obtenção dos módulos posteriores. Ele propõe uma forma equivalente à mostrada nas eqs. (29) e (30) para o cálculo da frequência de ressonância de um *cantiléver* bilaminar, conforme a eq. (31)¹⁹:

$$f_{r\ bilayer} = \sqrt{\left(E_2 + \frac{cb_1}{cb_2} E_1 \right)} \left(\frac{(1,87)^4 (cb_2)}{4\pi^2 (\rho_1 b_1 t_1 + \rho_2 b_2 t_2) l^4} \right) \quad (31)$$

onde os índices 1 e 2 dizem respeito ao substrato e o filme respectivamente, b é a largura do cantiléver e cb_1 e cb_2 são calculados conforme as eqs. (32) e (33)¹⁹:

$$cb_1 = \left(\frac{b_1 t_1^3}{12}\right) + b_1 t_1 \left[\frac{(t_1+t_2)(b_2 t_2)}{2(c_1 b_1 t_1 + b_2 t_2)}\right]^2 \quad (32)$$

$$cb_2 = \left(\frac{b_2 t_2^3}{12}\right) + b_2 t_2 \left[\frac{(t_1+t_2)(c_1 b_1 t_1)}{2(c_1 b_1 t_1 + b_2 t_2)}\right]^2 \quad (33)$$

sendo c_1 a razão entre os módulos de elasticidade E_1 e E_2 ($c_1 = E_1/E_2$).

Portanto, com o dispositivo e as equações apresentadas, é possível extrair-se o módulo de elasticidade de um cantiléver bilaminar.

4.3 M-TEST²⁰

O conceito do M-TEST²⁰ é explicado na relação entre a aplicação de uma tensão entre duas estruturas, uma móvel (e suspensa) e outra fixa, espaçadas por uma distância conhecida, chamada de gap, conforme a Figura 15. A tensão aplicada à estrutura condutora superior (móvel) faz com que ela se desloque para baixo em direção ao plano fixo devido a força eletrostática, de maneira que a tensão crítica que provoca o encontro dessas estruturas se relaciona com suas geometrias e propriedades mecânicas de seus materiais. Esta técnica é possível de ser aplicada em pontes, cantileveres e diafragmas, mas neste trabalho, foram estudadas as pontes e cantileveres, Figura 15.

Figura 15 – Possíveis estruturas para o M-TEST. (a) Estrutura com apoio em duas extremidades, conhecida como ponte. (b) Estrutura com apoio em uma extremidade, conhecida como cantiléver.

(a)

(b)

Fonte: Adaptado de [20].

Na Figura 15 (a), pode-se visualizar as dimensões da estrutura, onde w é a largura, t é a espessura e L é o comprimento. Isto é válido tanto para as pontes quanto para os cantileveres.

A técnica M-TEST foi inicialmente formulada baseada em modelos unidimensional e bidimensional, que foram melhorados, gerando assim, um último modelo aperfeiçoado. ^{20,21, 22} Estes três modelos são explicados a seguir.

O modelo unidimensional é mostrado na Figura 16 e considera como um capacitor de placas paralelas o conjunto estrutura móvel + plano fixo da Figura 15.

Figura 16 – Esquema do modelo unidimensional para o M-TEST, que mostra as placas paralelas separadas devido à mola de constante K_{eff} .

Fonte: Adaptado de [21]

Na Figura 16, assume-se que a estrutura superior está suspensa por conta de uma mola ideal com constante K_{eff} ²². Uma carga eletrostática distribuída resultante da aplicação de uma tensão DC entre as placas do capacitor cria uma pressão eletrostática que faz com que a placa superior tenda para baixo^{22, 23}. O equilíbrio de forças deste sistema pode ser escrito como na eq. (34)²³.

$$K_{eff}(g_0 - g) = \frac{\epsilon_0 V^2 A}{2g^2} \quad (34)$$

onde g_0 é a distância das placas sem deformação ou gap inicial, g é o gap com deformação, V é a tensão aplicada, A é a área da placa do capacitor e ϵ_0 é a constante de permissividade do vácuo. A pressão eletrostática é igual a $\epsilon_0 V^2 / 2g^2$ ²². Este sistema apresenta a conhecida instabilidade de *pull-in*, onde uma determinada tensão aplicada entre as placas deste capacitor, conhecida como tensão de *pull-in*, causa instabilidade na estrutura, gerando o colapso da placa superior do capacitor com o

plano fixo. Para tensões abaixo da tensão de *pull-in*, a estrutura se mantém estável. A expressão clássica que descreve a tensão de pull-in é apresentada na eq. (35)²³.

$$V_{PI} = \sqrt{\frac{8 K_{eff} g o^3}{27 \epsilon_0 A}} \quad (35)$$

A tensão de *pull-in* prevista na eq. (35) é pouco precisa, pois não leva em conta que estruturas reais possuem *gaps* que podem variar de tamanho, pois são dependentes de sua posição²². O modelo bidimensional é baseado na teoria de vigas e de placas e parte da equação diferencial mostrada na eq. (36), utilizada para cantileveres e pontes em pequenos regimes de deflexão, porém, usando uma carga eletrostática distribuída e dependente da posição do gap g , o que não é considerado no modelo unidimensional^{21, 22, 23}. Além disso, um fator de correção que melhora a acurácia do modelo 2-D é adicionado.

$$\tilde{E}I \frac{d^4 g}{dx^4} - \sigma \frac{d^2 g}{dx^2} = -\frac{\epsilon_0 V^2 w}{2g^2} (1 + f_f) \quad \text{eq. (36)}$$

Na eq. (36), têm-se, do lado direito, a pressão eletrostática explicada anteriormente no modelo unidimensional e f_f que é um fator de correção igual a $0,65 \frac{g}{w}$ para estruturas com uma pequena relação entre o gap (g) e a largura (w) da estrutura²¹. Uma estrutura é considerada fina quando $w < 5t$. Neste caso, $\tilde{E}$, que é chamado de E efetivo, é o próprio módulo de elasticidade E . Para estruturas largas em relação à sua espessura e comprimento ($w \geq 5t$), $\tilde{E}$ é o módulo $E/(1 - \nu^2)$. I é o momento de inércia de área e é igual a $wt^3/12$. Para pontes, σ é igual à tensão residual uniaxial $\sigma(1 - \nu)$. Para cantileveres, que são, idealmente, livres de tensão, σ é igual a zero^{21, 22}.

O modelo bidimensional assume condições ideais de fabricação para as estruturas e negligencia qualquer não-uniformidade no campo elétrico devido à curvatura delas, além de assumir somente flexões de ângulos pequenos. Estas são aproximações razoáveis para estruturas que possuem gap pequeno em relação ao seu comprimento²².

O modelo final aperfeiçoado é chamado de modelo fechado^{20, 22}. Nele, é feita uma correção com relação à consideração ideal dos modelos anteriores de que a carga eletrostática aplicada em uma estrutura que gerou sua deflexão é uniforme. Em condições reais, a carga aplicada não é uniforme. Tal correção é feita através do ajuste da expressão analítica do modelo bidimensional a uma simulação de tensões de *pull-in* feita no MATLAB^{20,22}. A Tabela 2 mostra as equações e as constantes numéricas encontradas para obtenção da tensão de *pull-in* após a correção pelo modelo fechado.

Tabela 2. Modelo aperfeiçoado para aplicação do M-TEST. (a) Equações para obtenção da tensão de pull-in após a correção pelo modelo fechado. (b) Constantes numéricas. (c) Parâmetros presentes nas equações.

Forma geral	$V_{PI} = \sqrt{\frac{\gamma_1 S}{\varepsilon_o L^2 D(\gamma_2, k, L) \left[1 + \gamma_3 \frac{go}{w}\right]}}$ <p>onde: $D = 1 + \frac{2\{1 - \cosh(\gamma_2 kL)\}}{\gamma_2 kL \sinh(\gamma_2 kL)}$, $k = \sqrt{\frac{12S}{B}}$</p>
Domínio da Flexão (Bending)	$V_{PI} = \sqrt{\frac{4\gamma_1 B}{\varepsilon_o L^4 \gamma_2^2 \left(1 + \gamma_3 \frac{go}{w}\right)}}$
Domínio da Tensão (Stress)	$V_{PI} = \sqrt{\frac{\gamma_1 S}{\varepsilon_o L^2 \left(1 + \gamma_3 \frac{go}{w}\right)}}$

(a)

Constante numérica	Cantiléver	Ponte
γ_1	0,07	2,79
γ_2	1	0,97
γ_3	0,42	0,42

(b)

Parâmetro	Cantiléver	Ponte
S	0	$\sigma t g_0^3$
B	$\tilde{E} t^3 g_0^3$	$\tilde{E} t^3 g_0^3$

(c)

A Tabela 2 (a) mostra três equações que dependem dos dois parâmetros mostrados na Tabela 2 (c), S e B , que traduzidos, significam, respectivamente, tensão (*stress*) e flexão (*bending*) e combinam as dimensões geométricas das estruturas com a tensão residual e o módulo de elasticidade, respectivamente. A primeira equação descreve a forma geral para obtenção da tensão de *pull-in*. A segunda equação é uma forma simplificada da primeira equação, onde a tensão (S) tende à zero, e, por isso, o domínio é da flexão (B). Na terceira equação, que também é uma simplificação da primeira equação, é a flexão que tende à zero, e assim, o domínio é da tensão. A razão S/B aparece no fator k da primeira equação da Tabela 2 (a) e é uma medida da importância relativa da tensão (S) x flexão (B). O limite do domínio da tensão é quando $kL \gg 5$ e o limite do domínio da flexão é quando $kL \ll 5$ ²². A Tabela 2 (b) mostra os coeficientes numéricos utilizados nas três equações, obtidos para cantileveres e pontes através dos ajustes das expressões analíticas com as simulações. O erro entre estes ajustes foi tipicamente de 1%. A Tabela 2 (c) descreve como calcular a tensão S e a flexão B para cantileveres e pontes.

Desta forma, conhecendo-se as dimensões da estrutura, o *gap* e medindo a tensão de *pull-in* nas estruturas, os valores de S e B são obtidos através das equações da Tabela 2 (a) e (b) para os diferentes tipos de estruturas. Substituindo-se os valores obtidos na Tabela 2 (c), é possível calcular o módulo de elasticidade de cantileveres e a tensão residual e o módulo de elasticidade de pontes.

4.4 MEDIDA DE TENSÃO RESIDUAL

A tensão residual de um filme fino pode ser relacionada à curvatura do substrato através do método de Stoney⁴¹, que inicialmente, estudou a tensão residual de filmes metálicos depositados sobre substratos circulares. Posteriormente, outros trabalhos foram realizados para obtenção da tensão residual em filmes finos não metálicos e sobre substratos de outros formatos, como os de Preissig⁴². A eq. (37) descreve como a tensão residual é calculada através deste método.

$$\sigma = \frac{1}{R_c} \frac{E_s}{6(1-\sigma_s)} \frac{t_s^2}{t_f} \quad \text{eq. (37)}$$

Onde R_c é o raio de curvatura do substrato, E_s, t_s e σ_s são, respectivamente, o módulo de elasticidade, a espessura e o coeficiente de Poisson do substrato e t_f é a espessura do filme.

Como existe uma curvatura do substrato inerente ao seu processo de fabricação, sua medida é necessária antes da realização da deposição do filme fino para que ela seja subtraída após a deposição e assim, a tensão residual referencie-se somente ao filme. A eq. (38) leva isso em consideração e é conhecida como equação de Stoney modificada.

$$\sigma = \left(\frac{1}{R_f} - \frac{1}{R_i} \right) \frac{E_s}{6(1-\sigma_s)} \frac{t_s^2}{t_f} \quad \text{eq. (38)}$$

Onde R_f é o raio de curvatura com o filme e R_i é o raio de curvatura sem o filme.

Assim, como geralmente o silício é o material como substrato para deposição de filmes finos e suas propriedades são bem conhecidas³², essa equação se torna bastante eficiente para obtenção da tensão residual.

A medida da curvatura do substrato foi realizada em um aparato desenvolvido no próprio grupo de pesquisa por Rehder²⁵.

4.5 SIMULAÇÃO DAS ESTRUTURAS

Primeiramente, foram realizadas simulações para prever a frequência de ressonância e a tensão de *pull-in* das estruturas antes de serem fabricadas. Para isso, foi utilizado o software Ansys, que se utiliza do método dos elementos finitos (MEF) para efetuar tais simulações. Neste método, a geometria das estruturas é dividida em pequenas partes (elementos) permitindo, assim, a resolução de problemas complexos através de sua divisão em problemas mais simples.

Foram simuladas estruturas sem nada sobre suas superfícies e também com a adição de uma fina camada de titânio sobre elas para verificar sua influência na frequência de ressonância dos cantileveres e a tensão de *pull-in* das pontes. As

simulações foram realizadas com comprimentos, larguras e espessuras correlatas às das estruturas fabricadas. O material utilizado nas simulações foi o cobre. Sua escolha como material estrutural será explicada em detalhes nas seções posteriores. A Tabela 3 indica quais os parâmetros do cobre foram utilizados nas simulações.

Tabela 3 – Propriedades do Cu e do Ti.

Parâmetro	Cobre (Cu)	Titânio (Ti)
<i>Módulo de Elasticidade</i>	130 GPa ³³	110 GPa ³⁵
<i>Densidade</i>	8.960 kg/m ³ ³⁴	4.510 kg/m ³ ³⁶
<i>Coefficiente de Poisson</i>	0,36 ³³	0,34 ³⁶

Fonte: [33, 34, 35, 36]

Para ambas as estruturas, a simulação é realizada construindo-as com as dimensões desejadas e inserindo os parâmetros referentes ao seu material estrutural. Tanto para cantileveres quanto para pontes, foram realizadas várias simulações visando encontrar o tamanho de malha dos elementos que gerasse convergência num determinado valor de frequência de ressonância e tensão de *pull-in*, respectivamente. O tipo de malha utilizado para ambas estruturas foi a tetraédrica.

Para a simulação da primeira frequência natural de ressonância dos cantileveres, foi realizada a análise e simulação modal. Como para esta estrutura, somente uma de suas extremidades deve estar fixa, foi adicionado um *Fixed Support* em uma delas, opção que fixa a extremidade, impedindo seu movimento. A outra extremidade ficou livre para vibração. Na Figura 17, pode-se observar o resultado de simulação para um cantiléver com 40 μm de largura, 2,05 μm de espessura e 300 μm de comprimento.

Figura 17 – Simulação de um cantiléver por MEF com $l=40\ \mu\text{m}$, $t=2,05\ \mu\text{m}$ e $w=300\ \mu\text{m}$.

Fonte: Autor

Na Figura 17, são mostradas uma vista tridimensional e um corte longitudinal do cantiléver simulado, sendo possível visualizar a deflexão do cantiléver em seu primeiro modo de vibração.

Para a simulação da tensão de *pull-in* das pontes e cantileveres, foi realizada a análise e simulação transiente estrutural. Conforme mostrado na seção anterior, as pontes têm ambas extremidades engastadas. Assim, foram adicionados dois *Fixed Supports* às suas extremidades. Para a aplicação de tensão entre a ponte e a estrutura inferior, foi adicionado um transdutor eletromagnético (*EM Transducer*), que permite a inserção dos valores de tensão, do *gap* e da direção que a estrutura se movimentará. A partir daí, deve-se observar qual valor numérico de tensão provoca o encontro destas estruturas, ou seja, que gere uma deformação numericamente igual ao valor do *gap*. Na Figura 18, pode-se observar a simulação de uma ponte com $40\ \mu\text{m}$ de largura, $2\ \mu\text{m}$ de espessura e $200\ \mu\text{m}$ de comprimento.

Figura 18 – Simulação de uma ponte por MEF sendo atuada com aplicação de tensão. As dimensões da ponte são $l=40\ \mu\text{m}$, $t=2\ \mu\text{m}$ e $w=200\ \mu\text{m}$. São mostradas as vistas tridimensional e bidimensional.

Fonte: Autor

Da Figura 18, percebe-se que a parte destacada em vermelho da ponte colapsou com o eletrodo inferior com a aplicação da tensão. A tensão de *pull-in* é a tensão aplicada que provoca este encontro.

4.6 MATERIAIS UTILIZADOS

Os materiais estruturais utilizados para fabricação das microestruturas foram o alumínio (Al) e o cobre (Cu).

O alumínio e o cobre foram depositados por *sputtering*, processo onde um alvo puro do material do filme fino a ser depositado sobre o substrato é bombardeado por íons de argônio injetado em uma câmara em vácuo. Assim, dependendo da temperatura, pressão, fluxo dos gases utilizados e da potência RF aplicada, a espessura do material depositado pode ser controlada. No caso do cobre, antes de sua deposição, é necessária a deposição de uma fina camada de titânio para melhorar a aderência do cobre ao substrato de silício. Posteriormente, uma fina camada de cobre é depositada. Estas duas camadas iniciais são chamadas de *semente*, sendo a camada de titânio também depositada por *sputtering*. O espessamento efetivo do cobre é feito através de um processo de eletrodeposição, mostrado na Figura 19.

Figura 19 – Esquema para eletrodeposição de cobre.

Fonte: Autor

Na eletrodeposição, a amostra com a semente é imersa em uma solução líquida de sulfato de cobre, carregada de íons metálicos de cobre, chamada de eletrólito. Um potencial elétrico contínuo é aplicado entre um eletrodo de cobre fosforizado (também imerso no eletrólito) e a amostra, sendo o eletrodo o anodo (positivo) e a amostra o catodo (negativo). Desta forma, os elétrons presentes na amostra (conectada ao catodo) atraem os íons positivos presentes na solução, que se combinam e formam a camada metálica de cobre sobre a superfície da semente da amostra.

Na Figura 19, é possível visualizar os eletrodos imersos no eletrólito. O eletrodo de cobre fosforizado é conectado ao positivo da fonte. A amostra é carregada em um porta-substrato conectado ao terminal negativo da fonte. A utilização de um porta-substrato facilita a eletrodeposição por deixar a amostra fixa numa posição mais adequada para o espessamento, mas não é obrigatória. Para que seja possível prever a espessura da camada eletrodepositada, é necessário calcular a corrente elétrica que será aplicada com base na área da amostra a ser espessada e a taxa de deposição do cobre, que é de 61,5 nm/min. Na seção de resultados e discussões, são mostradas as espessuras obtidas, as correntes utilizadas e o tempo de eletrodeposição para todas as amostras.

4.7 FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS

As estruturas foram fabricadas com comprimentos e larguras variados para verificar as diferentes respostas e atuações, e relacioná-las com as simulações.

O *layout* da máscara para definição dos cantileveres é mostrado na Figura 20 (a). O *layout* da máscara para definição das pontes pode ser visualizado na Figura 20 (b).

Figura 20 – Layout das máscaras utilizadas para definição das estruturas. (a) – Máscara com cantileveres. (b) – Máscara com pontes.

Fonte: Autor

O processo de fabricação foi iniciado com o corte da base onde as estruturas são fabricadas, o substrato (lâmina de silício), em 8 pedaços, como mostra a Figura 21. Desta forma, foi possível obter um melhor aproveitamento da lâmina e fabricar uma quantidade razoável de dispositivos para testar as diferentes etapas nas quais eles foram submetidos.

Figura 21 – Disposição do corte de 8 pedaços da lâmina de silício.

Fonte: Autor

Após isso, foram tomadas 3 medidas da espessura desta lâmina em pedaços diferentes. Em seguida, foram efetuadas medidas do raio de curvatura de todos os pedaços da lâmina com o aparato comentado anteriormente²⁵. Depois deste processo, é realizada uma limpeza inicial de todos os pedaços, seguida pela fabricação das microestruturas.

A fabricação foi realizada com os materiais, soluções e equipamentos disponíveis no LME.

4.7.1 FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DE ALUMÍNIO

Neste processo, o elemento estrutural das pontes e cantileveres é o alumínio (Al), e uma camada de óxido de silício (SiO_2) foi utilizada como camada sacrificial. A ideia é que, após a definição das estruturas, o SiO_2 presente embaixo delas seja totalmente retirado, para que elas fiquem totalmente liberadas. A sequência do processo de fabricação das microestruturas de alumínio é mostrada na Figura 22. Cada uma de suas etapas é descrita posteriormente.

Figura 22 – Etapas do processo de fabricação das microestruturas de alumínio

(a) Deposição de óxido de silício (SiO_2). (b) Deposição do alumínio (Al). (c) Fotogravação do Al para definição das estruturas. (d) Corrosão do Al. (e) Remoção da camada de SiO_2 . (f) Remoção do fotorresiste AZ-1518.

Fonte: Autor

Etapa da Figura 22 (a) - Deposição por *sputtering* de aproximadamente $1\ \mu\text{m}$ de óxido de silício (SiO_2) sobre a lâmina de silício. Os parâmetros utilizados para a deposição estão descritos na Tabela 4.

Tabela 4. Parâmetros para deposição de $1\ \mu\text{m}$ de SiO_2 .

Fluxo de Argônio (sccm)	40
Fluxo de oxigênio (sccm)	60
Potência RF (Watts)	150
Pressão de trabalho (mTorr)	2
Tempo de deposição (min)	60

Fonte: Autor

Etapa da Figura 22 (b) - Deposição por *sputtering* de aproximadamente 1 µm de alumínio (Al) sobre a lâmina de silício. Os parâmetros utilizados para a deposição estão descritos na Tabela 5.

Tabela 5. Parâmetros para deposição de 1 µm de Al.

Fluxo de Argônio (sccm)	40
Fluxo de oxigênio (sccm)	60
Potência RF (Watts)	150
Pressão de trabalho (mTorr)	2
Tempo de deposição (min)	60

Fonte: Autor

Etapa da Figura 22 (c) – Fotogravação do Al para definição das estruturas. Para isso, faz-se a deposição do fotorresiste positivo AZ-1518 sobre a amostra, utilizando o *spinner* em 3000 RPM durante 30 segundos. Após esse processo, é feito um *recozimento* a 80° C por 20 min e a exposição de 25 segundos na fotoalinhadora para definição das estruturas no fotorresiste, seguida da revelação de 30 segundos no revelador AZ-351, banho em água DI e verificação no microscópio. Por fim, é realizado um segundo recozimento do fotorresiste a 100° C durante 30 min para seu endurecimento.

Etapa da Figura 22 (d) - Corrosão do alumínio (Al) para definição das estruturas em solução de 700 ml de H₂O + 1750 ml de H₃PO₄ + 150 ml HNO₃ a 40°C.

Etapa da Figura 22 (e) - Corrosão da camada sacrificial de óxido de silício (SiO₂) na solução Silox – Vapox III a 40°C. Esta solução foi especialmente fabricada para atacar somente o SiO₂. Maiores detalhes são discutidos na seção de resultados e discussões.

Etapa da Figura 22 (f) - Remoção do fotorresiste AZ-1518 através da inserção da lâmina em acetona aquecida a 50° C por 10 min.

4.7.2 FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DE COBRE

Neste processo, o elemento estrutural das pontes e cantileveres é o cobre, utilizando-se, também, de uma camada de óxido de silício (SiO_2) como camada sacrificial. A sequência do processo de fabricação das microestruturas de cobre é a mesma mostrada na Figura 22, mudando-se somente o cobre no lugar do alumínio. Para isso, é necessário o depósito de uma semente de titânio/cobre por *sputtering*, seguida pelo processo de eletrodeposição para o espessamento da camada de cobre. Cada uma das etapas de fabricação é descrita abaixo.

Etapa (a) - Deposição por *sputtering* de aproximadamente 1 μm de óxido de silício (SiO_2) sobre a lâmina de silício. Os parâmetros utilizados para a deposição estão descritos na Tabela 4.

Etapa (b) - Deposição por *sputtering* de titânio (Ti) e cobre (Cu). É depositada uma semente de cobre para que seja possível espessar o cobre no processo posterior de eletrodeposição. Uma camada fina de titânio é depositada anteriormente ao cobre para melhorar a aderência dele ao substrato de silício. Os parâmetros utilizados para essa deposição estão descritos na Tabela 6.

Tabela 6. Parâmetros para deposição da semente de Ti/Cu.

Parâmetro	Ti	Cu
Fluxo de Argônio (sccm)	10	
Potência RF (Watts)	70	
Pressão de Trabalho (mTorr)	2,1	
Tempo de deposição (min)	5	5

Fonte: Autor

Etapa (c) - Espessamento do cobre através do processo de eletrodeposição, seguida pela deposição do fotorresiste positivo AZ-1518 como descrito no processo anterior.

Etapa (d) - Corrosão do cobre na solução comercial *super etch* do fabricante Alfacleaner para definição das estruturas e remoção da camada fina de titânio (Ti) em uma solução de $\text{HF-H}_2\text{O}$ (1:20).

Etapa (e) - Corrosão da camada sacrificial de óxido de silício em solução DLV (1% HF) para suspensão das estruturas, de maneira que ainda haja óxido para ancorá-las.

Etapa (f) - Remoção do fotorresiste AZ-1518 através da inserção da lâmina em acetona aquecida a 50° C por 10 min.

4.7.3 FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS DE COBRE COM O FOTORRESISTE PMGI COMO CAMADA SACRIFICIAL

Neste processo, o elemento estrutural das pontes e cantileveres continua sendo o cobre, porém, é utilizado o fotorresiste PMGI SF5 do fabricante MicroChem, que tem como aplicação específica sua utilização como camada sacrificial. A sequência do processo de fabricação das microestruturas de cobre é mostrada na Figura 23. Cada uma das etapas de fabricação é descrita posteriormente.

Figura 23 – Etapas do processo de fabricação das microestruturas de cobre com o PMGI como camada sacrificial.

(a) Deposição de uma fina camada de titânio (Ti). (b) Deposição de uma fina camada de óxido de silício. (c) Deposição do fotorresiste PMGI. (d) Deposição da semente de Ti/Cu. (e) Espessamento do cobre. (f) Fotogravação do cobre. (g) Corrosão do cobre e remoção da camada de Ti. (h) Remoção do fotorresiste. (i) Remoção do fotorresiste PMGI SF5.

Fonte: Autor

Etapa da Figura 23 (a) - Deposição por *sputtering* de uma camada fina de titânio sobre a lâmina de silício, que funciona como o eletrodo inferior da estrutura. Os parâmetros utilizados para a deposição estão descritos na Tabela 6.

Etapa da Figura 23 (b) - Deposição por *sputtering* de aproximadamente 160 nm de óxido de silício (SiO_2), para evitar curto entre as estruturas suspensas e o eletrodo depositado na etapa da Figura 23 (a). Os parâmetros utilizados para a deposição estão descritos na Tabela 4, mudando somente o tempo de deposição, que foi de 15 minutos.

Etapa da Figura 23 (c) – Aquecimento da lâmina à 170° C durante 5 minutos. Após isso, realiza-se 4 deposições para atingir a espessura aproximada de 1 μm do fotorresiste PMGI SF5 utilizando-se do *spinner* em 3000 RPM durante 30 segundos em cada uma das deposições, seguida de um *pré-bake* de 170° C.

Etapa da Figura 23 (d) - Deposição por *sputtering* da semente de titânio (Ti) e cobre (Cu). Os parâmetros utilizados para essa deposição estão descritos na Tabela 6, com a única diferença de que o tempo de deposição da camada de Ti foi de 1,5 minutos.

Etapa da Figura 23 (e) - Espessamento do cobre através do processo de eletrodeposição.

Etapa da Figura 23 (f) - Fotogravação do cobre para definição das estruturas. Esta etapa utiliza os mesmos parâmetros da etapa (c) da Figura 22, com a diferença que o material que passa pela fotogravação é o cobre.

Etapa da Figura 23 (g) - Corrosão do cobre e remoção da camada fina de titânio (Ti) nas soluções informadas na etapa d) do processo descrito em 3.3.2.

Etapa da Figura 23 (h) - Remoção do fotorresiste AZ-1518 através da inserção da lâmina em acetona aquecida à 50° C por 10 min.

Etapa da Figura 23 (i) - Remoção da camada sacrificial de PMGI SF5. Vários processos foram utilizados nesta etapa, já que o uso deste fotorresiste estava sendo testado pela primeira vez. A primeira tentativa de remoção desta camada foi através

do uso do revelador AZ-351. A segunda tentativa foi através de plasma de oxigênio. Maiores detalhes serão abordados na seção de resultados e discussões.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesta seção, serão mostrados os resultados utilizando-se dos métodos e materiais descritos na seção anterior, sendo discutidos os resultados da nanoindentação, da fabricação das microestruturas, da obtenção da frequência de ressonância simulada e experimental, da tensão residual pelo raio de curvatura e da tensão de *pull-in* simulada.

5.1 NANOINDENTAÇÃO

5.1.1 CAMADA DE ALUMÍNIO – PROCESSO CMOS

Inicialmente, foram analisados os *pads* de alumínio mostrados na Figura 13. O critério de escolha para qual *pad* de alumínio deveria tomar-se a medida foi visual, através das lentes de aumento do ultra-microdurômetro. Como comentado anteriormente, o equipamento possui duas lentes de aumento, uma de 10x e outra de 100x (Figura 9). A primeira lente foi utilizada para selecionar a área desejada, e a segunda lente, para selecionar o ponto específico onde a nanoindentação seria realizada. Neste sentido, levou-se em consideração que, no projeto das amostras utilizadas para esta medida, alguns *pads* de alumínio possuíam pequenas vias em seu centro para interconexão entre as camadas metálicas, o que impossibilitava a medição nestes pontos, como mostra a Figura 24. Então, as medições consideradas foram somente em *pads* que não tinham vias.

Figura 24 – Bloco de *pads* de alumínio e detalhe da área com vias.

Fonte: Autor

Os *pads* de alumínio encontram-se na camada METAL4. De acordo com os parâmetros do processo utilizado para a fabricação destes defasadores³¹, a espessura média desta camada é de 2800 nm. O ideal seria medir a espessura dessa deposição, mas como não é possível por se tratar de uma amostra já fabricada, este foi o valor considerado como a espessura da área medida.

As medidas foram feitas em dois *chips* (defasadores) diferentes, em diferentes *pads* sem vias, fixando-se um valor de carga máxima aplicada pelo penetrador nas amostras. Foram realizadas 5 medidas para cada uma delas. A Figura 25 mostra a média e o desvio padrão dos módulos de elasticidade medidos nos dois *chips*, além das forças aplicadas em cada ponto.

Figura 25 – Comparação entre os módulos de elasticidade dos *pads* de alumínio sem vias nos *chips* 1 e 2. As medidas realizadas com mesmos carregamentos nos *pads* dos *chips* 1 e 2 possuem os mesmos marcadores, porém, com cores diferentes.

Fonte: Autor

Da Figura 25, tendo-se em vista a acomodação da estrutura do material indentado, evitando assim, um ciclo de descarga “brusco” e uma possível interferência na medida, o equipamento foi programado para aguardar 10s antes de iniciar o ciclo de descarga após alcançar o valor da carga máxima na medida em questão. É possível verificar que os valores dos módulos obtidos estão próximos dos valores da

literatura. As incertezas referentes às 5 medidas de cada uma das forças aplicadas indicam que existe uma variação considerável do módulo de elasticidade. No entanto, a variação do módulo de elasticidade entre os dois *chips* é, de certa forma, na maioria das medições, uniforme com relação à profundidade indentada. Como a carga aplicada foi o parâmetro de controle escolhido para este grupo de *pads*, a profundidade máxima de algumas medidas ultrapassou um pouco a regra de máxima penetração de até 10% da espessura do filme analisado²⁴. No entanto, a máxima penetração atingida com a máxima força aplicada que foi de 4 mN foi aproximadamente 15% da espessura do filme, e assim, todas as medidas foram consideradas.

A Figura 26 mostra os valores médios e incertezas dos módulos de elasticidade das medidas nos *chips* 1 e 2 referentes às mesmas forças máximas aplicadas nos dois *chips*.

Figura 26 – Módulos de elasticidade médios medidos nos *pads* sem vias do *chip* 1 e *chip* 2. Os marcadores indicam as cargas máximas aplicadas.

Fonte: Autor

O resultado final encontrado como módulo de elasticidade do alumínio foi obtido através da média das indentações da Figura 26. O módulo de elasticidade do alumínio obtido através da técnica de nanoindentação foi de $79,2 \pm 6,3 \text{ GPa}$.

5.1.2 CAMADA DE TiN – PROCESSO CMOS

A camada de nitreto de titânio (TiN) tem espessura aproximada de 50 nm. Assim, foram tomadas medidas com controle de profundidade máxima de 10 nm e com carregamento máximo de 0,1 mN. No entanto, apesar da resolução informada nas características técnicas do ultra-microdurômetro Shimadzu DUH-211S permitir tais medidas, empiricamente foi constatado que não é possível o controle de profundidades e carregamentos tão pequenos, pois a dificuldade de penetração e de controle de força é muito grande. Os valores obtidos de profundidades e forças máximas foram muito variados e todos ultrapassaram 50 nm de espessura. Além disso, os valores de módulo de elasticidade obtidos não tinham sentido algum.

Para conseguir controlar a carga, a medição da camada de TiN através da técnica de nanoindentação, será necessário utilizar-se de um equipamento com maior controle dos parâmetros e, de preferência, com um alto nível de isolamento acústico/mecânico, para evitar interferências externas na medida, ou ainda; se for possível, fazer uma camada mais espessa de TiN.

5.1.3 MEDIDA NO EQUIPAMENTO NANO INDENTER XP

Para que o controle de penetração fosse menor e mais preciso e também para que as medidas fossem coletadas de forma automatizada objetivando um maior número de indentações, algumas amostras foram levadas ao Laboratório de Propriedades Nanomecânicas, que faz parte do departamento de Física na Universidade Federal do Paraná (UFPR). O Laboratório dispõe de um *Nano Indenter XP*, fabricado pela *MTS Systems*, isolado acusticamente e mecanicamente. Com ele, é possível realizar uma série de medidas automáticas, bastando programar a área a ser indentada e o número de indentações desejadas. Além disso, a resolução para medidas com profundidade controlada é menor que 0,01 nm e a resolução para medidas com carga controlada é de 50 nN. Desta forma, seria possível indentar o filme de TiN. Infelizmente, o equipamento estava com defeito no posicionador automático de nanoindentação, e assim, após algumas rodadas de medidas, os dados

apresentados não condiziam com os pontos que foram programados para serem indentados. Com isso, não foi possível aproveitar-se das informações colhidas.

5.1.4 MEDIDA NO EQUIPAMENTO NANO INDENTER G200

Alguns *chips* iguais aos medidos nas seções anteriores foram enviados para os Estados Unidos para a realização de medidas em um nanoindentador modelo G200 do fabricante *Keysight*, que possui as mesmas resoluções que o Nano Indenter XP, pois é uma atualização deste equipamento, Figura 27.

Figura 27 – Nanoindentador G200, fabricante *Keysight*.

Fonte: Autor

As medidas foram realizadas nos mesmos pontos mostrados anteriormente: nos *pads* para o Al e nas trilhas com TiN. Os *chips* foram fixados no porta-amostras do equipamento com o uso de uma cera de baixo ponto de fusão e colocados para secagem em temperatura ambiente. Foi utilizada uma técnica patenteada da *Keysight* chamada de CSM (*Continuous Stiffness Measurement*), onde a amplitude de oscilação do penetrador do equipamento é usada como carga. Desta forma, o módulo de elasticidade é obtido para cada deslocamento (com resolução definida), desde o encontro inicial com a superfície da amostra até a profundidade máxima desejada. Tem-se, portanto, várias medidas para várias profundidades. Foram realizadas 9 indentações e a carga aplicada foi controlada de tal forma que a sua taxa dividida pela taxa de deformação fosse mantida constante no valor de 0,05 por segundo.

A Figura 28 mostra o gráfico da profundidade máxima indentada na amostra *versus* o módulo de elasticidade do alumínio.

Figura 28 – Módulo de elasticidade em 9 *pads* de alumínio *versus* deslocamento na amostra.

Fonte: Autor

Do gráfico da Figura 28, percebe-se que a possibilidade do controle da profundidade máxima indentada na amostra é bem maior que no outro equipamento, o que é necessário para a medida da camada de TiN. A profundidade máxima penetrada foi de 2 μm . Nota-se que o módulo de elasticidade aumenta com o aumento da profundidade devido a influência do substrato.

Para sanar esta questão, foram selecionados somente os pontos com penetração máxima de 280 nm, o que gerou um módulo de elasticidade médio do alumínio de $75,6 \pm 4,1 \text{ GPa}$. Pode-se concluir, então, que a regra de penetração máxima de 10% da espessura do filme, adotada neste caso, gerou uma medida bastante próxima dos módulos de elasticidade do alumínio encontrados na literatura e do valor medido no primeiro equipamento, sendo possível afirmar que esta medida realmente diz respeito à camada de alumínio.

A Figura 29 mostra o gráfico com 10 medidas do módulo de elasticidade aparente de TiN.

Figura 29 – Módulos de elasticidade aparente de TiN medidos em 10 pontos *versus* profundidade máxima indentada na amostra.

Fonte: Autor

O módulo de elasticidade aparente do TiN foi de $70,9 \pm 9,2$ GPa, considerando todos os pontos medidos de 15 nm a 50 nm.

Neste caso, a máxima penetração deveria ser de 5 nm aplicando-se a regra de 10%, porém, a mínima penetração atingida para todas as medidas se inicia em 8 nm, não sendo possível considerar esta regra. Percebe-se que os valores encontrados são muito menores que os valores do filme de TiN encontrados na literatura (260 à 600 GPa ^{28,29}). A Figura 29 mostra também, que o módulo de elasticidade do TiN é praticamente constante a partir da profundidade indentada aproximada de 15 nm. No processo CMOS comercial utilizado na fabricação destes *chips*, o TiN estava depositado sobre uma camada de alumínio, que possui módulo de elasticidade inferior

ao do substrato de silício e é muito próximo do módulo encontrado. Assim, por se tratar de uma camada extremamente fina de TiN, pode ser que a influência do alumínio presente embaixo dele tenha sido grande, a ponto da medida tender mais para o módulo de elasticidade do alumínio. Em suma, a medida pela técnica de nanoindentação de uma camada de 50 nm é bastante difícil de ser realizada. Idealmente, para que esta medida seja feita com precisão, é necessária a deposição de uma camada espessa de nitreto de titânio sobre um substrato duro com propriedades mecânicas conhecidas, além de saber-se previamente qual a espessura desta camada. Essa medida pode ser feita através da técnica de perfilometria.

5.2 FABRICAÇÃO DAS MICROESTRUTURAS

Nesta seção, serão apresentados os resultados principais das etapas de fabricação das microestruturas dos três processos apresentados na seção das metodologias adotadas.

5.2.1 PRIMEIRO PROCESSO – MICROESTRUTURAS DE ALUMÍNIO

a – Deposição de óxido de silício (SiO_2) e de alumínio (Al) por *sputtering*

O SiO_2 e o Al foram depositados sequencialmente. Foram adicionados pequenos pedaços de substrato juntamente com as amostras e retirados após cada deposição, para que fosse possível medir a espessura real dos filmes depositados. A Figura 30 mostra o porta-amostras carregado antes das deposições com dois pedaços do substrato de silício e um pedaço que foi usado para medição da espessura depositada.

Figura 30 – Porta-amstras carregado com pedaços do substrato de silício.

Fonte: Autor

As espessuras reais após a deposição foram medidas através de perfilometria e foram de $0,862 \mu\text{m}$ para o SiO_2 e de $0,9883 \mu\text{m}$ para o Al.

b – Fotogravação e corrosão do Al para definição das estruturas

A Figura 31 mostra o resultado das estruturas de Al após a fotogravação e corrosão para defini-las.

Figura 31 – Estruturas de Al após a fotogravação e corrosão.

Fonte: Autor

Na Figura 31, o fotorresiste utilizado para proteger as áreas com alumínio que não deveriam ser corroídas ainda está sobre elas.

c – Remoção da camada de SiO₂

Como explicado anteriormente, o filme de SiO₂ foi utilizado como camada sacrificial, sendo necessária sua remoção somente abaixo das estruturas de Al. Ao mesmo tempo, ele foi utilizado como suporte, pois as estruturas estavam ancoradas em determinadas áreas para que sua suspensão fosse viabilizada, conforme é possível verificar na Figura 31. Para a corrosão desta camada, utilizou-se uma solução comercial chamada de *Silox Vapox III* do fabricante *Transene*, que, é projetada para atacar somente o SiO₂, sendo saturada de alumínio para minimizar seu ataque. Assim, esperava-se que as estruturas protegidas com fotorresiste não fossem atacadas. A partir daí, tentou-se medir a taxa de corrosão empiricamente, pois, sabendo-se qual era essa taxa, seria possível mensurar qual o tempo necessário na solução para que as amostras fossem liberadas. O processo para esta medição foi feito colocando-se a amostra durante 5 minutos na solução, retirando-se o alumínio de alguns pontos da superfície da amostra utilizando uma espécie de “agulha” para riscá-lo e descolá-lo e tentando-se medir o tamanho do filme de SiO₂ que foi corroído. Para facilitar a citação deste processo nas seções posteriores, ele será denominado de *scratching*. Todas estas etapas foram realizadas num microscópio.

No entanto, em apenas 20 minutos nesta solução, as estruturas de Al foram bastante atacadas e não foi possível medir a taxa de corrosão, que variava muito nas diferentes tentativas do processo descrito anteriormente. Na Figura 32, é possível verificar o ataque nas estruturas de Al após 20 minutos na solução de *Silox Vapox III*.

Figura 32 – Detalhe do ataque da solução de *Silox Vapox III* a um *cantiléver* de Al.

Fonte: Autor

Percebe-se na Figura 32 que a solução de *Silox Vapox III* atacou consideravelmente as extremidades dos cantileveres, mesmo com o fotorresiste protegendo tais áreas, diminuindo o tamanho deles em relação ao tamanho projetado na máscara, isso em apenas 20 minutos. Além disso, as estruturas apresentaram uma série de furos. O *scratching* após esse tempo de corrosão mostrou que quase nada do SiO_2 foi retirado. Neste sentido, tornou-se inviável a utilização desta solução, já que é necessário um período longo das amostras nela para sua liberação e, com isso, as estruturas seriam perdidas.

Com a falha desse processo, deu-se início a outro método, utilizando-se de outros materiais e técnicas para verificar sua viabilidade de fabricação.

5.2.2 SEGUNDO PROCESSO – MICROESTRUTURAS DE COBRE COM SiO_2 COMO CAMADA SACRIFICIAL

a – Deposição de óxido de silício (SiO_2) e da semente de Ti/Cu por *sputtering*

Apesar da falha na utilização do Al, é possível verificar a viabilidade da fabricação e dos testes independentemente dos materiais utilizados. Sendo assim, o cobre foi escolhido como material estrutural para um novo processo de fabricação.

Primeiramente, O SiO_2 foi depositado por *sputtering* como camada sacrificial em 8 pedaços do substrato de silício, cortados na disposição mostrada da Figura 21. A espessura média desta camada, medida por perfilometria, foi de 0,846 μm . Sequencialmente, foi depositada a semente de titânio/cobre (Ti/Cu), sendo feita uma primeira deposição de Titânio (Ti), para promover a aderência da camada de cobre (Cu) sobre o SiO_2 , seguida de uma deposição de 5 minutos de Cu, ambas por *sputtering*. Essa primeira camada é depositada para possibilitar o espessamento do cobre no processo posterior.

b – Espessamento do cobre e fotogração

O espessamento do cobre foi feito individualmente para cada um dos 8 pedaços que passaram pela etapa anterior através do processo de eletrodeposição, explicado no capítulo anterior. Nesta etapa, é necessário ajustar uma fonte com 5 V de tensão e calcular a corrente e o tempo de espessamento em função da área da amostra que passará pela eletrodeposição. Como comentado na seção anterior, a taxa de deposição média é de 61,5 nm/min, e a densidade de corrente é de 500 mA/dm². Finalmente, a espessura de cada um dos pedaços foi medida em três regiões diferentes por perfilometria. A Tabela 7 mostra as médias das medidas das espessuras dos pedaços da Lâmina 1, juntamente a corrente aplicada e o tempo de eletrodeposição para cada amostra.

Tabela 7. Espessuras, corrente elétrica aplicada e tempo de eletrodeposição do cobre nos 8 pedaços da Lâmina 1.

Pedaços	Espessuras médias do cobre espessado (μm)	Corrente elétrica aplicada (mA)	Tempo de eletrodeposição
1	2,05	16,25	11'20"
2	1,08	16,25	17'05"
3	1,55	16,25	11'34"
4	2,19	16,25	11'34"
5	1,38	16,25	11'34"
6	2,19	16,25	11'34"
7	2,19	16,25	17'05"
8	2,35	16,25	11'34"

Os cálculos foram realizados com o objetivo de se obter espessamentos de 2 μm . Da Tabela 7, observa-se que na maioria dos pedaços, houve uma boa aproximação, exceto nos pedaços 2, 3 e 5. Esta diferença pode estar atrelada à posição que a amostra era imersa no eletrólito, o que era feito manualmente. Como, neste caso, essa variação não acarreta problemas na aplicação das técnicas posteriores, pode-se afirmar que o processo de deposição foi satisfatório.

c – Fotogração, corrosão do Cu e remoção da camada de Ti

A Figura 33 mostra uma amostra após passar pelos processos de fotogração, corrosão do Cu para definição das estruturas e remoção da camada de Ti.

Figura 33 – Amostra com cantileveres após os processos de fotogração, corrosão do Cu e remoção da camada de Ti.

Fonte: Autor

d – Remoção da camada sacrificial de SiO_2 e remoção do fotorresiste AZ-1518

A etapa de remoção da camada de SiO_2 foi a mais crítica deste processo de fabricação. Nela, cada uma das oito amostras foi inserida na solução de corrosão DLV (descrita na seção 3.3.2), e, da mesma forma que no primeiro processo de fabricação, tentou-se medir a taxa de corrosão do SiO_2 , deixando a amostra por um determinado tempo na solução, retirando-a, fazendo sua lavagem em água DI por 10 minutos e *scratching* do cobre e a posterior análise no microscópio para verificar a espessura do SiO_2 que foi removida após o tal tempo na solução. A Figura 34 mostra o *scratching* do pedaço 2 - lâmina 1 após passar por 60 minutos na solução de DLV.

Figura 34 – *Scratching* do pedaço 2 (lâmina 1) após 60 minutos na solução de DLV.

Fonte: Autor

Na Figura 34, a parte que mostra somente o substrato de silício corresponde ao tamanho da área da camada de SiO_2 que foi corroída durante 60 minutos na solução DLV. Neste caso, cada uma das divisões da escala mostrada tem 2 μm , totalizando 60 μm . Outras medidas foram realizadas para tempos menores na solução e, para o pedaço 2, a taxa de corrosão média foi de 1,362 $\mu\text{m}/\text{min}$. Também é possível verificar resíduos de cobre provenientes do *scratching* realizado para visualizar o quanto da camada de SiO_2 foi retirada.

Após isso, deixava-se as amostras durante algumas horas na solução de DLV. Para verificar se as estruturas estavam suspensas, quebrava-se algumas para certificar-se de que já não havia mais óxido abaixo delas, permitindo sua movimentação. Além disso, também foi necessário fazer o *scratching* nas regiões de apoio das estruturas, para verificar se ainda existia óxido abaixo delas funcionando como âncora dessas regiões. A Figura 35 mostra alguns cantilevers que foram quebrados para essa observação.

Figura 35 – Cantileveres quebrados para verificar se houve liberação das estruturas.

Fonte: Autor

Na Figura 35, no lado esquerdo, é possível visualizar os cantileveres inteiros após passarem pela solução de corrosão, e na mesma figura do lado direito, os mesmos cantileveres comprovadamente liberados após sua quebra e verificação da não existência de óxido embaixo deles. No entanto, só foi possível verificar se as estruturas estavam liberadas efetivamente através do teste de frequência de ressonância que será explicado posteriormente, onde os cantileveres foram colocados para vibrar.

Outro fator que foi levado em consideração é que estruturas mais largas levam mais tempo para serem liberadas. Para realização dos testes experimentais, a fabricação de estruturas com larguras diferentes é necessária, porém, caso essa diferença seja muito acentuada, parte da camada sacrificial que está servindo como âncora das estruturas de largura menor será retirada enquanto se aguarda a liberação das estruturas de largura maior.

Apesar da medição da taxa no pedaço 2, as outras amostras não corresponderam a esta taxa de corrosão. Neste sentido, seu controle foi complicado, pois não houve um padrão a ser seguido. Então, todas as corrosões foram realizadas empiricamente, deixando a amostra na solução e fazendo a análise posterior por *scratching* e quebra de algumas estruturas até que elas estivessem liberadas. As figuras 36 e 37 mostram resultados deste processo de corrosão para algumas amostras.

Figura 36 – Descolamento da camada de cobre do pedaço 3 – lâmina 1 após 60 minutos na solução de DLV.

Fonte: Autor

A Figura 36 mostra uma amostra que passou por 60 minutos na solução DLV. Com este tempo, toda a camada sacrificial de SiO_2 foi retirada e, assim, parte da camada de cobre descolou do substrato, inviabilizando o uso dos cantileveres.

Figura 37 – Cantileveres quebrados com o filme de SiO_2 aderido à sua estrutura.

Fonte: Autor

Em algumas amostras, a camada de SiO_2 aderiu às estruturas de cobre, o que impossibilitava sua vibração. Na Figura 37, é mostrado um cantiléver quebrado com o filme de SiO_2 aderido à sua estrutura.

Após todas estas alternativas, algumas amostras não tinham as estruturas liberadas, mesmo depois de horas na solução de DLV, o que era comprovado, como dito anteriormente, no teste da frequência de ressonância. Assim, optou-se por fazer nestas amostras uma corrosão numa solução de KOH à 80°C. Esta solução corrói a lâmina de silício, aumentando o espaço entre a camada de cobre e o substrato. Foi essa etapa que possibilitou a liberação do pedaço 7, única amostra liberada com sucesso.

Finalmente, o fotorresiste foi retirado das amostras. Nas amostras que passaram pelo KOH, ele saiu diretamente nesta solução.

5.2.3 TERCEIRO PROCESSO – MICROESTRUTURAS DE COBRE COM PMGI COMO CAMADA SACRIFICIAL

Esse terceiro processo foi realizado com o intuito de utilizar um material como camada sacrificial que fosse mais fácil de ser removido. Para isso, utilizou-se o fotorresiste PMGI SF5, do fabricante *Micro Chem*.

a – Deposição de uma fina camada de titânio (Ti) por *sputtering*

Essa camada é o eletrodo inferior das pontes. Ela foi depositada em 8 pedaços de uma lâmina cortados na mesma disposição mostrada na Figura 21.

b – Deposição de uma fina camada de óxido de silício (SiO_2) por *sputtering*

O filme de óxido depositado nesta etapa evita o curto-circuito entre a estrutura suspensa e o eletrodo inferior depositado na etapa anterior. A espessura média desta camada foi medida por perfilometria e foi de 155,8 nm. Foi necessário deixar áreas expostas do eletrodo inferior para que fosse possível seu acesso para aplicação de tensão na parte experimental. Para isso, foram colocados pequenos “cacos” de silício

que impediram o depósito do SiO_2 . A Figura 38 mostra o porta-amstras com os 8 pedaços de amostra após a deposição desta camada.

Figura 38 – Porta-amstras com 8 pedaços após a deposição de SiO_2 .

Fonte: Autor

Na Figura 38, os quadrados pretos indicam onde foram colocados os “cacos” que impediram a deposição nestes pontos. Os números mostram os 8 pedaços dispostos no porta-amstras.

c – Deposição da camada sacrificial de fotorresiste PMGI

O fotorresiste PMGI SF5 foi depositado individualmente em cada pedaço. Pretendia-se a formação de uma camada de $1\ \mu\text{m}$ em cada um deles. Após isso, foram tomadas três medidas da espessura desta camada depositada nas amostras. A Tabela 8 mostra a espessura média da camada de PMGI nos 8 pedaços de amostra, medida por perfilometria.

Tabela 8. Espessuras do fotorresiste PMGI nos 8 pedaços da Lâmina 2.

Pedaços	Espessuras médias do fotorresiste PMGI (μm)
1	1,082
2	1,192
3	1,088
4	1,069
5	1,073
6	1,072
7	1,093
8	1,072

Fonte: Autor

O fotorresiste PMGI SF5 é idealmente utilizado para atingir espessuras menores que 1 μm . Para obtenção deste valor de espessura, foram depositadas 4 camadas sucessivas de PMGI em cada um dos pedaços. A Tabela 8 confirma a reprodutibilidade deste processo.

d – Deposição da semente de Ti/Cu por *sputtering*, espessamento, fotogravação e corrosão do cobre (Cu) e remoção da camada de Ti

A deposição de Ti/Cu foi idêntica à comentada no processo de fabricação anterior, com a diferença de que foram utilizados os mesmos “cacos” nos pontos que continham somente o Ti do eletrodo inferior para evitar a deposição sobre estas áreas. Após esta etapa, foi realizado o espessamento do cobre para cada um dos pedaços, também com aplicação de tensão de 5 V, seguido da fotogravação. A medida das espessuras finais foi realizada após a corrosão do cobre, com a definição das estruturas, de maneira que o fotorresiste que as protegia foi retirado antes da perfilometria para que não houvesse interferência nas medidas. Na Tabela 9, são mostradas as espessuras médias medidas, além da corrente elétrica ajustada e o tempo de eletrodeposição para cada um dos pedaços.

Tabela 9. Espessuras, corrente elétrica aplicada e tempo de eletrodeposição do cobre nos 8 pedaços da Lâmina 2.

Pedaços	Espessuras médias do cobre espessado (μm)	Corrente elétrica aplicada (mA)	Tempo de eletrodeposição
1	2,99	16	32'
2	2,63	16	32'
3	1,47	16	32'
4	2,03	16	32'
5	1,69	16	32'
6	1,15	16	32'
7	1,41	16	32'
8	1,52	16	32'

Fonte: Autor

Da mesma forma que na Tabela 8, Os cálculos foram realizados com o objetivo de se obter espessamentos de 2 μm . Na Tabela 9, observa-se também uma pequena variação entre as espessuras obtidas, que podem ser desprezadas tendo como base as aplicações posteriores das estruturas neste trabalho. Portanto, este processo de eletrodeposição também foi satisfatório.

e – Remoção da camada sacrificial de PMGI

O fotorresiste PMGI SF5 tem como aplicação principal a sua utilização como camada sacrificial. Neste sentido, existem soluções específicas para a sua remoção. No entanto, como tratou-se de uma primeira tentativa de sua utilização, foram realizados testes baseados nas informações do fabricante, da literatura e nos materiais disponíveis no LME para tentar-se remover esta camada.

O primeiro teste realizado foi com o revelador AZ-351, que é utilizado com o fotorresiste AZ-1518. Algumas estruturas suspensas de cobre foram fabricadas por *sputtering* e eletrodeposição sobre substrato de silício exclusivamente para estes testes. A Figura 39 mostra estruturas de cobre sobre a camada sacrificial de PMGI.

Figura 39 – Estruturas suspensas de cobre sobre o fotoresiste PMGI.

Fonte: Autor

Na Figura 39, o fotoresiste PMGI é a estrutura de cor verde. A camada de cobre depositada sobre o PMGI é a estrutura suspensa, enquanto o apoio desta estrutura é o degrau de cobre, que está aderido ao substrato. A camada verde sobre o cobre é um óxido fino que se forma rapidamente com a exposição da estrutura ao meio ambiente.

Ao deixar as amostras no revelador AZ-351 por 1 hora e 15 minutos, percebeu-se que pareceu não haver a corrosão do PMGI, mas sim, seu "descolamento", como se fosse um filme desprendendo do substrato. A Figura 40 mostra esse detalhe em uma estrutura.

Figura 40 – Detalhe do descolamento do PMGI do substrato.

Fonte: Autor

No entanto, idealmente, a camada de PMGI deveria ser corroída, pois ainda que o filme se descolou, ele pareceu ficar “preso” entre a estrutura e o substrato, não permitindo sua remoção. Independentemente disso, algumas amostras com estas estruturas foram deixadas durante mais horas no revelador AZ-351 para verificar se o PMGI sairia de alguma forma, e infelizmente, ele não foi retirado.

Da literatura⁴⁰, soube-se que o PMGI pode ser retirado através de plasma de oxigênio (O_2). Então, realizou-se essa corrosão em algumas amostras fabricadas no terceiro processo, em intervalos de tempo de duas horas, verificando-se o resultado nas amostras no microscópio após cada intervalo. Os parâmetros para esta corrosão são descritos na Tabela 10.

Tabela 10. Parâmetros para corrosão do fotorresiste PMGI por plasma de O_2 .

Pressão (mTorr)	50
Potência RF (Watts)	150
Fluxo de O_2 (sccm)	40

Fonte: Autor

Após algumas horas de corrosão por plasma de O_2 , foi possível visualizar que a camada de PMGI ainda estava presente abaixo das estruturas, mas ficou mais fina. Após 12 horas e 10 minutos de corrosão por plasma, o PMGI pareceu não sofrer mais alterações significativas. A Figura 41 mostra o resquício de PMGI após 12h10min de corrosão por plasma de O_2 .

Figura 41 – Camada fina de PMGI abaixo de uma estrutura após 12h10min de corrosão por plasma.

Fonte: Autor

Na Figura 41, uma ponte de cobre foi quebrada para verificar se a camada de PMGI ainda se encontrava abaixo dela, e assim como também é possível observar-se no *scratching* feito nas regiões ao lado da ponte, ela estava presente, mas como uma camada mais fina. Uma outra camada de cor marrom apareceu, visualizada na Figura 45 no formato da ponte que foi quebrada. Provavelmente, esta camada era um resquício de Ti que não saiu em sua solução de remoção. Para tentar removê-la, as amostras foram inseridas na solução de corrosão do Ti outra vez, porém, nada aconteceu e a camada continuou intacta.

Resolveu-se, então, tentar retirar o resquício da camada de PMGI, independentemente desta camada que surgiu e que ainda não havia sido retirada. Para isso, novos parâmetros de corrosão deveriam ser utilizados, já que a corrosão anterior não parecia estar mais sendo efetiva. Os novos parâmetros ajustados para a corrosão por plasma de O₂ são descritos na Tabela 11.

Tabela 11. Parâmetros para corrosão do fotorresiste PMGI por plasma de O₂.

Pressão (mTorr)	100
Potência RF (Watts)	120
Fluxo de O ₂ (sccm)	20

Fonte: Autor

Em intervalos de uma em uma hora de corrosão, foi realizada a inspeção nas amostras no microscópio para verificar os efeitos no PMGI, totalizando mais cinco horas de corrosão por plasma. A Figura 42 mostra alguns cantileveres após 17h10min de corrosão.

Figura 42 – Cantileveres de cobre após 17h10min de corrosão por plasma de O_2 .

Fonte: Autor

Na Figura 42, alguns cantileveres foram quebrados para verificar se ainda havia resquícios de PMGI abaixo deles. Visualmente, ela parece ter sido retirada. No entanto, ela também saiu das regiões de apoio da camada de cobre, fazendo com que as estruturas perdessem a ancoragem e, conseqüentemente, a adesão delas à camada inferior também foi prejudicada. Além disso, as regiões que não estavam com cobre ficaram “sujas” com uma camada fina de polímero que é gerada na corrosão por plasma de O_2 .

Tratando-se de pontes, a região abaixo delas que passaram pelas 17h10min de corrosão não mudaram muito em relação à Figura 41. A camada de cor marrom continuou presente.

Por fim, foi possível a fabricação de *cantileveres* somente com a segunda rota de fabricação. Não foi possível a fabricação de pontes. Como conclusão, para facilitar a fabricação tanto de cantileveres quanto de pontes, é interessante utilizar-se do fotorresiste PMGI como camada sacrificial, de tal maneira que ele não precise ser utilizado como apoio estrutural para a camada acima dele, já que o controle da corrosão de qualquer um dos materiais utilizados neste trabalho como camada sacrificial não foi preciso. Para isso, é necessário fazer um jogo de máscaras que possibilitem a fabricação de estruturas auto-sustentáveis de cobre através da formação de degraus sobre a camada de PMGI, onde, através de sua corrosão completa, ocorra a suspensão destas estruturas.

5.3 FREQUÊNCIA DE RESSONÂNCIA

Após a fabricação das estruturas, deu-se início às medidas de ressonância. Para saber previamente qual o comportamento e os valores de frequência de ressonância dos cantileveres fabricados, foram realizadas simulações por meio de softwares de elementos finitos e cálculos analíticos, descritos, respectivamente, nas seções 4.2 e 4.5. Desta forma, também foi possível realizar a validação dos métodos utilizados para obtenção das medidas experimentais através da comparação dos valores obtidos analiticamente e nas simulações computacionais com os valores obtidos experimentalmente.

Como somente foi possível a fabricação de cantileveres de cobre (Cu), suas propriedades é que foram consideradas nas simulações e cálculos analíticos, e não as propriedades do alumínio (Al). Como descrito na introdução, um dos objetos de estudo deste trabalho é a análise da influência de uma fina camada de nitreto de titânio (TiN) nas propriedades mecânicas de uma camada metálica, baseando-se em um processo CMOS comercial, que tem suas camadas metálicas cercadas por finas camadas de TiN. No processo de formação do filme de TiN, a variação da potência RF e da pressão e taxa dos gases utilizados pode gerar filmes com propriedades mecânicas bastante diferentes. No caso estudado, não se tem informações sobre tais parâmetros, não sendo possível a reprodução da deposição desta camada. Assim, na infra-estrutura do LME, experimentalmente, foi possível depositar uma camada de titânio (Ti) sobre os cantileveres de Cu, simulando a fina camada de TiN. A análise de estruturas com e sem uma fina camada de Ti sobre elas já pode fornecer dados interessantes sobre sua influência nas propriedades mecânicas do filme, sendo possível qualificar se ela realmente pode ser desprezada, ainda que sejam materiais com propriedades diferentes.

Para as simulações e os cálculos analíticos, além das propriedades descritas na Tabela 3, é necessário saber a largura, comprimento e espessura das estruturas.

Os métodos e equações utilizados para os cálculos analíticos foram explicados na seção 4.2. As frequências de ressonância calculadas de acordo com cada um deles serão descritas posteriormente como *Freq. Petersen*¹⁸ e *Freq. Chao Ling*¹⁹.

A partir da eq. (28), verifica-se que a frequência de ressonância é diretamente proporcional a $1/L^2$. Sendo assim, para a redução dos erros nas medidas do módulo de elasticidade, seu valor é obtido a partir da frequência de ressonância de um conjunto de cantileveres com comprimentos diferentes, e não somente de um único cantiléver. Desta forma, é possível plotar-se um gráfico de $1/L^2$ em função da frequência de ressonância e obter-se uma reta com inclinação m dada pela eq. (39).

$$m = \frac{4\pi}{\lambda_t^2 t} \sqrt{\frac{3\rho}{E}} \quad (39)$$

Os cantileveres fabricados possuem larguras de 40 μm e 100 μm , comprimentos iniciando em 100 μm até 700 μm , com passo de 50 μm entre estes valores, e espessuras medidas por perfilometria descritas na seção de fabricação. Foram simulados cantileveres com e sem a camada de Ti, para avaliar qual a influência dela na frequência de ressonância dos cantileveres e consequentemente, no módulo de elasticidade do cobre. A Figura 43 compara os valores de frequência de ressonância obtidos analiticamente e por simulação de elementos finitos, considerando também ambos os casos com a camada fina de titânio. O gráfico está baseado nos dados da Tabela 3, nos comprimentos L de 100 μm à 700 μm , na largura de 40 μm e na espessura média t do pedaço 7 da Lâmina 1, que foi de 2,19 μm .

Figura 43 – Comparação entre as frequências de ressonância obtidas analiticamente e via simulação por elementos finitos de cantileveres de comprimentos L diferentes.

Na Figura 43, pode-se verificar que as frequências de ressonância simuladas e analíticas somente do cantiléver de cobre e do cantiléver de cobre + titânio estão bastante próximas para todos os diferentes comprimentos de cantileveres considerados. Apesar dos valores estarem próximos dentro de cada grupo de comprimentos de cantileveres, é necessária uma comparação quantitativa para melhor visualização da diferença que a adição da camada de Ti gerou nestes valores. Neste sentido, a Figura 44 mostra um gráfico de barras normalizado com esta comparação.

Figura 44 – Comparação quantitativa entre as frequências de ressonância obtidas analiticamente e via simulação por elementos finitos de cantileveres de comprimentos diferentes.

Fonte: Autor

Através da análise da Figura 44, percebe-se que a diferença entre as frequências de ressonância simuladas e calculadas analiticamente e a diferença entre as frequências de ressonância de um cantiléver de Cu com uma camada fina de Ti e de um cantiléver somente de Cu também é muito pequena. No entanto, é necessário destacar-se que os cálculos e simulações feitos até aqui foram realizados numa situação ideal, não sendo considerada a tensão residual que é agregada às estruturas em seus processos de fabricação.

Rearranjando-se a eq. (39) de maneira a isolar-se o módulo de elasticidade E , tem-se:

$$E = \frac{48\pi^2\rho}{\lambda_t^4 t^2 m^2} \quad (40)$$

Com a eq. (40), é possível fazer o cálculo “inverso” do módulo de elasticidade e verificar a proximidade entre os valores utilizados da literatura e os valores obtidos com os cálculos e simulações, utilizando-se dos valores de inclinação das retas obtidas na Figura 43. A tabela 12 compara estes valores.

Tabela 12 –Módulos de Elasticidade calculados pela inclinação das retas da Figura 43.

	Módulo de Elasticidade extraído das Simulações (MEF)	Módulo de Elasticidade Calculado	Desvio padrão
<i>Cantiléver de Cobre</i>	142,7 GPa	130 GPa ¹	± 8,96 GPa
<i>Cantiléver de Cobre com Titânio</i>	149,4 GPa	138,4 GPa ²	±7,7 GPa
		136,2 GPa ³	±9,3 GPa

¹ Valor utilizado como entrada nas simulações numéricas ² Calculado utilizando *Chao Ling* [19] ³ Calculado utilizando Petersen [18]

Fonte: Autor

Na Tabela 12, o valor do desvio padrão para os módulos de elasticidade é obtido através da comparação dos valores simulados com os valores calculados analiticamente. O módulo de elasticidade simulado por MEF somente para o cobre foi comparado com o valor do módulo de elasticidade utilizado na própria simulação. Nota-se que os módulos de elasticidade obtidos via simulação tiveram valores maiores que os módulos obtidos analiticamente, gerando valores de desvio padrão maiores. Uma das causas desta diferença pode ser explicada pelo fato dos métodos analíticos não levarem em consideração a largura dos cantileveres. Para verificar se o MEF considera a largura das estruturas, foi realizada uma simulação com cantileveres de cobre com comprimentos na faixa de 300-700 µm num passo de 100 µm e com larguras de 40 µm e 100 µm. A Figura 45 compara estes resultados.

Figura 45 – Comparação entre cantileveres com faixa de comprimentos de 300-700 μm e larguras de 40 μm e 100 μm .

Fonte: Autor

Analisando-se os dados apresentados na Figura 45, conclui-se que há uma diferença de 5 GPa entre os valores dos módulos de elasticidade obtidos para as larguras de 40 μm e 100 μm . Assim, pode-se concluir que o MEF considera a largura do cantiléver na simulação, o que pode ser um fator que justifica a diferença entre os valores simulados e os valores analíticos.

Partindo-se destas simulações, deu-se início à medida experimental da frequência de ressonância dos cantileveres fabricados. O aparato utilizado para gerar a vibração dos cantileveres foi explicado na seção 4.2, Figura 14, e é mostrado experimentalmente na Figura 46.

Figura 46 – Aparato experimental para a medida da frequência de ressonância dos cantileveres fabricados.

Fonte: Autor

Para que ocorra a vibração dos cantileveres, as amostras foram coladas à um transdutor piezoelétrico, conforme Figura 46. Este transdutor é conectado à um gerador de funções, onde a função quadrada é aplicada com frequências entre 25-50 Hz, faixa que possibilita a oscilação dos cantileveres e a visualização das suas frequências de ressonância em um osciloscópio. Um laser injetado em uma fibra óptica é alinhado à ponta do cantiléver a ser analisado e um fotodetector conectado a um osciloscópio é colocado bem próximo deste ponto para detecção da luz do laser refletida pela ponta do cantiléver, e assim, as alterações captadas pelo fotodetector são visualizadas em função da frequência. No osciloscópio, a vibração das estruturas na frequência de ressonância ocorre sobreposta às ondas quadradas aplicadas pelo gerador de funções. Na figura 47, é possível ver a fibra óptica alinhada a um cantiléver.

Figura 47 – Fonte de laser (fibra óptica) alinhada a um cantiléver.

Fonte: Autor

Os cantilevers foram fabricados em pares de mesmo comprimento, caso um deles estivesse danificado. Do contrário, ambos foram considerados. A disposição dos grupos de cantilevers é mostrada na Figura 48.

Figura 48 – Disposição dos grupos de cantilevers nas amostras fabricadas.

Fonte: Autor

Na Figura 48, observa-se que os grupos G1.1, G1.3, G4.1, G4.3 e todo o GRUPO 7 são cantileveres com 40 μm de espessura. Todos os outros grupos possuem 100 μm de espessura. Na prática, foi possível medir a frequência de ressonância somente em alguns grupos de cantileveres de 40 μm de espessura. Através da análise no osciloscópio, verificou-se que os cantileveres de 100 μm de espessura não vibravam, provavelmente por ainda estarem presos à camada sacrificial. Desta forma, é recomendado que as amostras sejam feitas somente em grupos de cantileveres de mesma largura, pois o tempo de corrosão da camada sacrificial e, conseqüentemente, a liberação das estruturas de grupos diferentes serão mais bem controlados.

A Figura 49 mostra o gráfico das frequências de ressonância medidas em função do comprimento dos cantileveres.

Figura 49 – Frequências de ressonância medidas nos cantileveres fabricados.

Fonte: Autor

As curvas das frequências de ressonância mostradas na Figura 49 são a tendência linear dos grupos mostrados na legenda e referem-se aos grupos 4.3 e 7.2. Todas as medidas foram tomadas do cantiléver de maior comprimento para o de menor comprimento, sendo sempre o cantiléver esquerdo o primeiro a ser medido.

Através da obtenção da inclinação da reta de cada uma das curvas, da espessura medida dos cantileveres de 2,19 μm (para ambos os grupos) e utilizando-se da eq. (39), têm-se os módulos de elasticidade do grupo 4.3, que é de 135 GPa e do grupo 7.2, que é de 111 GPa.

Nota-se que houve uma maior aproximação do módulo de elasticidade utilizado nos cálculos e simulações (130 GPa) para o grupo 4. O grupo 7 apresentou desvio um pouco mais acentuado. Isso deve-se, provavelmente, por algumas incertezas inerentes ao processo de medição, onde a frequência de ressonância era obtida através da observação visual das formas de onda no osciloscópio, de maneira que seu cálculo foi realizado a partir do período da forma de onda que era selecionado manualmente, utilizando-se dos *knobs* do osciloscópio. Além disso, a densidade utilizada nos cálculos do módulo de elasticidade foi retirada da literatura, sendo, com certeza, diferente da densidade do cobre espessado no LME. A frequência de ressonância final somente do cobre para as estruturas fabricadas foi de 123 ± 12 GPa, um valor consideravelmente próximo da frequência de ressonância da literatura.

Após este passo, foi depositada por *sputtering* uma camada de aproximadamente 50 nm de titânio sobre os cantileveres de cobre da Figura 49. Infelizmente, o grupo 4.3 quebrou durante o processo de medição das frequências. Então, só foi possível medir a frequência dos cantileveres com a camada de Ti sobre o grupo 7.2. A Figura 50 compara as medidas com e sem a fina camada de titânio.

Figura 50 – Frequências de ressonância medidas nos cantileveres de cobre (Cu) com a fina camada de titânio (Ti) adicionada, além das frequências simulada e calculada analiticamente para comparação.

Fonte: Autor

Da Figura 50, observa-se que existe uma diferença de 8 GPa entre os módulos de elasticidade com e sem a camada de Ti. Então, é possível concluir que a inserção da camada de Ti gera uma pequena variação no módulo de elasticidade do cobre em relação ao módulo sem esta camada. Observando a Tabela 12, os módulos obtidos analiticamente e por simulação com e sem a camada de Ti tiveram diferenças de 8,4 GPa e 6,7 GPa, valores razoavelmente próximos do obtido experimentalmente. No entanto, é necessário saber se esta pequena variação influencia a tensão de *pull-in*, que é o parâmetro dimensionado com precisão nas aplicações discutidas na seção introdutória. Além disso, a presença da tensão residual inerente aos processos de fabricação não foi levada em consideração em nenhuma das frequências de ressonância obtidas. Se ela gera alteração no valor do módulo de elasticidade, esta diferença está quantificada nos valores obtidos experimentalmente.

5.4 TENSÃO RESIDUAL

Para verificar qual a influência da tensão residual na frequência de ressonância, foram simulados pelo método dos elementos finitos (MEF) cantileveres com a adição de valores de tensões residuais entre 50 MPa e 450 MPa.

Os valores de tensão residual nas simulações computacionais foram inseridos através de um tensor de tensões. Um exemplo de uma matriz de tensão residual de 50 MPa é mostrado na eq. (41):

$$\begin{bmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 50 & 0 & 0 \\ 0 & 50 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix} \quad (41)$$

Conforme explicado na seção de fundamentos teóricos, não existe tensão na direção normal ao substrato e portanto $\tau_{xz} = \tau_{yz} = \sigma_z = 0$. A tensão de cisalhamento τ_{xy} também desaparece por x e y serem os eixos principais. Além disso, como o Cu e o Ti são materiais isotrópicos, suas deformações específicas ϵ são iguais, de modo que $\sigma_x = \sigma_y = \sigma$, e assim, para a simulação computacional, é necessária a inserção do valor de tensão somente nos vetores referentes aos eixos x e y. A teoria assumida até aqui afirma que o cantiléver somente de cobre é livre de tensão residual. Assim, foram simulados cantileveres de cobre com uma fina camada de Ti sobre eles, de maneira que o valor da tensão residual simulada é distribuído em todo o volume do cantiléver, incluindo-se o filme de Ti.

Na figura 51, é possível verificar o gráfico da tensão residual versus a frequência de ressonância do cantiléver.

Figura 51 – Tensão residual aplicada aos cantileveres de Cu+Ti versus frequência de ressonância.

Fonte: Autor

Na Figura 51, foram simulados cantileveres de Cu com comprimentos de 300 μm e 550 μm com a camada de Ti de 50 nm sobre eles, e foi aplicada uma tensão residual distribuída em toda a extensão do cantiléver de 0 até 450 MPa, num passo de 50 MPa. O primeiro valor do gráfico ($x = 0$) diz respeito ao valor simulado sem aplicação de tensão residual. É possível verificar que a frequência de ressonância parece sofrer um aumento linear com o aumento da tensão residual, e como já era de se esperar, quanto maior o valor de tensão residual aplicado, maior será sua influência na frequência de ressonância da estrutura. Logicamente, esta simulação é bastante básica e não leva em conta uma série de efeitos que são inseridos em condições reais, como a temperatura, taxa de deposição, pressão ambiente, incorporação de impurezas durante o processo de deposição, entre outros, mas ainda assim, é possível afirmar-se que, dependendo das dimensões da estrutura e da magnitude da tensão residual acrescentada ao conjunto substrato+filme nos processos de deposição, a frequência de ressonância sofre uma alteração significativa que impactará nas propriedades mecânicas tanto do Cu como do Ti. Assim, pode-se projetar dispositivos que já levem em conta a tensão residual inerente ao processo que ele será fabricado, caso ela influencie significativamente nas propriedades mecânicas do filme em questão.

A medida da tensão residual foi realizada através do raio de curvatura das amostras. Para que seu cálculo fosse possível, foi necessário tomar a medida de espessura e do raio de curvatura do substrato sem deposição e a medida do raio de curvatura final, após todas as deposições. Desta forma, a medida da espessura do substrato foi realizada utilizando um micrômetro de precisão e foi de 370 μm para a lâmina 1, e foram tomadas três medidas em pontos diferentes de todos os pedaços das amostras, antes e depois dos processos de deposição e eletrodeposição explicados na seção 4.6. A Tabela 13 mostra o estudo realizado para obtenção das tensões residuais através dos raios de curvatura médios medidos para os 8 pedaços da Lâmina 1.

Tabela 13 –Raios de curvatura medidos para os pedaços 4 e 7 da Lâmina 1.

Pedaço da Lâmina 1	Raio de curvatura do substrato (m)	Raio de curvatura do Substrato com SiO₂ (m)	Raio de curvatura do Substrato com Cu espessado (m)	Tensão mecânica residual (MPa)
1	-19,05	-23,98	-10,51	-76
2	-12,11	-11,78	-4,83	-420
3	-23,62	-17,72	-9,38	-151
4	-32,84	-14,50	-7,70	-166
5	-27,40	-11,97	-7,21	-271
6	-35,51	-15,70	-9,64	-126
7	-23,30	-8,36	-6,73	-176
8	-18,82	-10	-5,35	-208
Média				-199 $\pm$ 105

Fonte: Autor

É necessário recordar que os pedaços 4 e 7 da Lâmina 1, mostrados na Tabela 13, dizem respeito aos grupos de cantileveres que foram possíveis de ser fabricados

(4.3.1, 4.3.2, 7.2.1 e 7.2.2). O sinal negativo mostra que a tensão mecânica residual em todos os pedaços foi compressiva. As propriedades mecânicas de um filme de cobre eletrodepositado são dependentes dos constituintes do eletrólito e das condições da corrente elétrica aplicada³⁷. A corrente elétrica aplicada para a eletrodeposição pode ser constante ou pulsada. Ambas possibilidades resultam em filmes com propriedades mecânicas diferentes³⁷. Como a eletrodeposição de cada pedaço foi feita individualmente, a diferença entre as tensões residuais provavelmente é resultante deste último processo. Um dos fatores que pode ter contribuído, neste caso, é a posição em que o pedaço era imerso no eletrólito para que a eletrodeposição ocorresse. Tentava-se deixar a amostra o mais perpendicular possível em relação à direção que ocorria o espessamento. No entanto, isso era feito manualmente, e assim, é possível que o erro inerente a este processo tenha afetado a deposição de alguma forma.

Os valores de tensão residual do cobre eletrodepositado na literatura variam entre 100 MPa e 294,9 MPa^{38,39}, porém, são tensões tratativas.

5.5 TENSÃO DE *PULL-IN*

A tensão de *pull-in* é obtida experimentalmente através do M-TEST, explicado na seção 4.3. Contudo, como a fabricação descrita na seção 4.7.3 utilizando o PMGI como camada sacrificial não deu certo, não foi possível realizá-lo, já que seria neste processo que as pontes para atuação através de tensão seriam fabricadas. No entanto, assim como no procedimento adotado para a seção da medição da frequência de ressonância, foram realizadas simulações analíticas e pelo método dos elementos finitos da tensão de *pull-in*, tanto para cantileveres quanto para pontes, sendo possível fazer uma análise prévia do comportamento das estruturas e também, analisar quais as dimensões delas que otimizam o M-TEST.

Conforme a seção 4.3, os cantileveres trabalham em regime de flexão (*bending*), sendo possível extrair deles o módulo de elasticidade E de seu material estrutural. A tensão de *pull-in* para um cantiléver é calculada utilizando-se da eq. (35).

Desta forma, a tensão de *pull-in* foi calculada analiticamente e simulada para cantileveres de Cu com e sem a fina camada de Ti de espessura de 50 nm. Foram

consideradas as propriedades mecânicas do Cu e do Ti retiradas da literatura e descritas na Tabela 3. Os dados utilizados para o cálculo analítico e para a simulação foram: comprimento variando de 100 μm à 700 μm com passo de 100 μm , largura de 40 μm , gap inicial de 1 μm e espessura de 2,19 μm . A Figura 52 mostra a tensão de *pull-in* obtida para os diferentes comprimentos de cantilevers.

Figura 52 – Comprimento de cantilevers de cobre *versus* tensão de *pull-in*.

Fonte: Autor

As tensões analítica para o cantiléver de Cu e simulada por MEF para os cantilevers de Cu e o de Cu+Ti de comprimento de 100 μm foram, respectivamente, 20,68 V, 26,77 V e 24,9 V. Através da análise da Figura 52, Utilizando-se da eq. (35) e fazendo o cálculo reverso para obtenção do módulo de elasticidade, têm-se, respectivamente, os módulos de elasticidade de 130 GPa, 218 GPa e 189 GPa. Verifica-se assim, que, ainda que exista uma diferença pequena entre os valores de tensão de *pull-in*, os módulos de elasticidade obtidos através deles variam bastante. Desta forma, as medidas experimentais devem ser feitas com precisão, principalmente do *gap*, da espessura das estruturas e da própria tensão de *pull-in*, que, por estarem elevadas às respectivas potências de três, três e dois, podem agregar erros bastante altos ao valor experimental do módulo de elasticidade.

A tensão de *pull-in* analítica para um cantiléver de cobre de 100 μm de comprimento, utilizando o módulo de elasticidade de 111,3 GPa (encontrado

experimentalmente), é de 19,13V. Considerando a diferença de 8 GPa no módulo de elasticidade comprovada experimentalmente através da adição da camada de Ti, a tensão de *pull-in* passa a ser de 19,77V. Neste sentido, a camada de 50 nm de Ti depositada não influencia na tensão de *pull-in* a ponto de alterar significativamente uma aplicação que tenha sido projetada para ser fabricada em um processo CMOS comercial que a insere entre suas camadas metálicas. Contudo, experimentalmente, não é possível concluir se a camada de TiN de fato influenciará, pois, como dito nas seções anteriores, não se tem informações suficientes sobre suas características para que uma deposição seja realizada para reprodução e posterior avaliação.

As pontes trabalham no regime de tensão (*stress*), sendo possível extrair delas a tensão residual σ_o , sabendo-se previamente o módulo de elasticidade do seu material utilizando a técnica de frequência de ressonância. A Figura 53 mostra a tensão de *pull-in* simulada para os diferentes comprimentos de pontes de Cu.

Figura 53 – Comprimento de pontes de Cu versus tensão de *pull-in*.

Fonte: Autor

Através da análise da Figura 53, nota-se que, para pontes com comprimentos abaixo de 100 μm, a tensão de *pull-in* é muito alta, e para os comprimentos a partir de 700 μm, as tensões de *pull-in* são muito baixas, e além disso, o comportamento não linear das estruturas acima deste comprimento é bastante acentuado²², dificultando seu modelamento e análise prévia. Contudo, a diferença entre as tensões de *pull-in*

com e sem a camada de Ti sobre as pontes de Cu foi muito pequena, como pode-se verificar também na Tabela 14.

Tabela 14 – Valores das tensões de *pull-in* simuladas para pontes somente de Cu e de Ti+Cu.

Comprimentos das pontes (μm)	Tensão de pull-in simulada somente Cu (V)	Tensão de pull-in simulada Cu + Ti (V)	Diferença entre a VPI só Cu e a VPI Cu+Ti
100	154,6	148,8	3,75%
200	41,1	40,2	2,19%
300	20,9	19,7	5,74%
400	12,4	11,1	10,5%
500	7,68	7,47	2,73%
600	6,96	5,8	16,7%
700	4,43	5	12,87%

Fonte: Autor

A Tabela 14 mostra a diferença entre as tensões *de pull-in* simuladas para as pontes de Cu, com e sem a camada de 50 nm de Ti sobre elas. Nota-se que a diferença entre elas é pequena para comprimentos até 500 μm , excetuando-se para o comprimento de 400 μm , e que a tendência desta diferença é aumentar para comprimentos maiores. Assim, considerando-se somente as pontes com comprimento na faixa de 100-500 μm , pode-se concluir também, através das simulações, que a camada de Ti não contribui significativamente na tensão residual das estruturas de Cu.

5.6 CONSIDERAÇÕES SOBRE A FABRICAÇÃO DE UMA MÁSCARA PARA UM NOVO PROCESSO

Existe uma limitação quanto à aplicação de tensão para cantileveres de pequeno e grande comprimento, como os de 100 μm e 700 μm : enquanto para o

primeiro caso, a tensão de *pull-in* é alta, para o segundo caso, a tensão é muito baixa, sendo estes fatores restritivos com relação aos equipamentos que podem ser utilizados para as medições e para aplicação de tensão. Em termos de fabricação, a liberação de estruturas de 700 μm é bastante complicada, impossibilitando, assim, a fabricação de estruturas de maior comprimento.

Assim, para o M-TEST, é interessante que os cantileveres sejam fabricados na faixa de comprimentos entre 100-500 μm com passo de 50 μm e largura de 40 μm , o que facilita tanto a liberação das estruturas na fabricação quanto a utilização de equipamentos para aplicação de tensão que tenham uma faixa de trabalho de fácil alcance.

6 CONCLUSÃO

Com este trabalho foi possível simular, fabricar e testar cantileveres e pontes de cobre para obtenção das propriedades mecânicas módulo de elasticidade e tensão residual. Quatro técnicas foram estudadas para obtenção delas: a nanoindentação, a frequência de ressonância, a medida do raio de curvatura e o M-TEST. Destas quatro, as técnicas de nanoindentação, frequência de ressonância e medida de curvatura do substrato foram realizadas experimentalmente. Um dos desafios do trabalho foi verificar a influência de uma fina camada de nitreto de titânio sobre as propriedades mecânicas analisadas.

Foram realizadas simulações analíticas com equações próprias das técnicas estudadas e simulações pelo método dos elementos finitos, utilizando as dimensões de estruturas de uma máscara que já havia sido fabricada e de outros parâmetros condizentes com a estrutura do LME para posterior fabricação. Através destas simulações, foi possível prever os valores das propriedades mecânicas desejadas, ajustando-os para os processos de fabricação.

Foram realizadas três rotas de fabricação de estruturas. A primeira rota utilizou o alumínio como material estrutural das pontes e cantileveres e óxido de silício como camada sacrificial. No entanto, este processo não deu certo pois a solução utilizada para a corrosão da camada sacrificial atacou o alumínio. A segunda rota de fabricação foi feita com o cobre como material estrutural e o óxido de silício como camada sacrificial. Esta rota de fabricação é a que gerou amostras com os cantileveres que foram utilizados para as medidas de frequência de ressonância. Entretanto, a corrosão da camada sacrificial de óxido de silício foi um processo complicado, permitindo a liberação somente de duas amostras de oito. A terceira rota de fabricação utilizou igualmente o cobre como camada estrutural e o fotorresiste PMGI como camada sacrificial, mas também não deu certo. Foram utilizadas soluções existentes no LME e a corrosão por plasma de O_2 para tentar corroer a camada de PMGI. Todavia, por tratar-se de um material que estava sendo testado pela primeira vez, não foi possível realizar as corrosões com controle, e a camada de PMGI, que também serviria como âncora, foi removida por completo. Testes posteriores serão realizados com este

fotorresiste, já que ele é especificamente utilizado como camada sacrificial, de maneira que as estruturas não precisem se ancorar nele para que fiquem suspensas.

Na etapa de teste, primeiramente foram realizadas medidas de nanoindentação em dispositivos que já haviam sido fabricados através de um processo CMOS comercial, onde o material da camada estrutural era o alumínio (Al) cercado por camadas de aproximadamente 50 nm de nitreto de titânio (TiN). Esta medida foi realizada em dois equipamentos diferentes para comparação. No primeiro equipamento, o módulo de elasticidade encontrado por nanoindentação do Al foi de $79,18 \pm 6,27$ GPa, e não foi possível encontrar o módulo de elasticidade da camada de TiN, por esta ser muito fina. No segundo equipamento, o módulo de elasticidade encontrado do Al foi de $75,6 \pm 4,1$ GPa, bastante próximo ao módulo de elasticidade encontrado no primeiro equipamento, e do TiN foi de 70,9 GPa, valor muito inferior ao módulo real do TiN. Assim, concluiu-se que, para medir a camada de TiN utilizando da técnica de nanoindentação, idealmente, é necessário que ela seja realizada em uma camada espessa de TiN sobre um substrato duro de propriedades bem conhecidas. A espessura de 50 nm é muito pequena para gerar valores confiáveis de módulo de elasticidade medidos por nanoindentação.

Os testes de frequência de ressonância foram realizados em cantileveres das amostras do segundo processo de fabricação. Apesar das diferenças entre os valores absolutos de frequência encontrados analiticamente e pelo MEF parecerem pequenas, ambas simulações geraram, em média, uma diferença de 6,2 GPa entre os valores dos módulos de elasticidade obtidos pelo método da inclinação da reta para cantileveres de cobre com e sem a fina camada de titânio sobre eles. Esta diferença foi comprovada experimentalmente, onde, o módulo de elasticidade medido dos cantileveres de cobre sem a camada de titânio gerou um valor de módulo de elasticidade de 111,3 GPa, enquanto o módulo de elasticidade para o mesmo grupo *com a camada* de 50 nm de Ti foi de 118,9 GPa, gerando uma diferença de 7,5 GPa, valor bastante próximo da diferença citada acima. O valor do módulo de elasticidade global do cobre foi de 123 GPa, porém, como alguns grupos de cantileveres quebraram durante o teste de frequência de ressonância após a deposição da camada de Ti, a análise da influência desta camada só é válida se feita somente no grupo pertinente às medidas realizadas, e assim, a frequência global não foi considerada na

avaliação da camada de Ti. Por fim, pode-se concluir que, através do método de medição do módulo de elasticidade pela frequência de ressonância, a camada de Ti altera pouco o valor da frequência de ressonância.

Medidas dos raios de curvatura antes e depois de todas as deposições foram realizadas para verificar a tensão residual das estruturas fabricadas, sendo o valor médio obtido de -199 ± 105 MPa. Os valores de tensão residual do cobre eletrodepositado na literatura variam entre 100 MPa e 294,9 MPa, porém, são tensões tratativas.

Não foi possível realizar o M-TEST, pois o processo de fabricação dos dispositivos para este teste não deu certo. No entanto, foram feitas simulações para descobrir os valores de tensão de *pull-in* de cantileveres e pontes de cobre com e sem a camada de titânio sobre eles. Com relação aos cantileveres, foi verificada qual a influência da adição da camada de Ti na tensão de *pull-in*, considerando a diferença de 7,5 GPa no módulo de elasticidade comprovada experimentalmente através da adição desta camada aos cantileveres de cobre. As tensões de *pull-in* calculadas para o cobre com e sem a camada de Ti foram de 19,13V e 19,77V, respectivamente. Neste sentido, a camada de 50 nm de Ti depositada não influencia na tensão de *pull-in* a ponto de alterar significativamente uma aplicação que tenha sido projetada para ser fabricada em um processo CMOS comercial que a insira entre suas camadas metálicas. Ainda que, talvez, a camada de Ti seja próxima da camada de TiN em termos de características mecânicas, experimentalmente, não foi possível concluir se a camada de TiN de fato influenciará, pois, não se tem informações suficientes sobre os parâmetros que deveriam ser utilizados para que uma deposição seja realizada para reprodução e posterior avaliação. Verificou-se também que, tanto os valores dos módulos de elasticidade encontrados nos cantileveres quanto os valores de tensão de *pull-in* encontrados nas pontes, para ambos os casos (com e sem a camada de titânio) possuem diferenças pequenas. Para a faixa de comprimentos de pontes de 100 μm à 500 μm , conclui-se, por meio das simulações, que a camada de titânio não contribui significativamente na tensão residual das estruturas de cobre. No entanto, seria bastante esclarecedora a confirmação das simulações com o M-TEST.

Uma das propostas futuras é a fabricação de uma máscara com estruturas otimizadas para que o M-TEST seja realizado, de maneira que as estruturas sejam autossustentáveis. Desta forma, não será necessária a utilização de outro material que funcione como âncora, e assim, utilizando o PMGI como camada sacrificial, bastará retirá-lo por inteiro.

REFERÊNCIAS

1. FERRARI, P., REHDER, G., BENECH, P. **Tunable high-frequency transmission line**. WO2011117532, 29.09.2011.
2. REHDER, G. **RF MEMS em ondas milimétricas utilizando processo CMOS comercial**. Projeto Jovem Pesquisador FAPESP (2011/18167-3). 2011.
3. BIGLARBEGIAN, B. et al. A Wideband 90° continuous phase shifter for 60GHz phased array transceiver in 90nm CMOS technology. In: MICROWAVE INTEGRATED CIRCUITS CONFERENCE, EuMIC 2009. **Proceedings...** European. IEEE, 2009. p. 479-482.
4. YU, Y. et al. A 60GHz digitally controlled phase shifter in CMOS. In: SOLID-STATE CIRCUITS CONFERENCE, 34. ESSCIRC 2008. **Proceedings...** EUROPEAN. IEEE, 2008. p. 250-253.
5. KIM, S. REBEIZ, G. A 4-bit passive phase shifter for automotive radar applications in 0.13 μm CMOS. In: Compound Semiconductor Integrated Circuit Symposium, 2009. CISC 2009. Annual IEEE. IEEE, 2009. p. 1-4.
6. GONG, S.; SHEN, H. BARKER, N. Scott. A 60-GHz 2-bit switched-line phase shifter using SP4T RF-MEMS switches. **Microwave Theory and Techniques, IEEE Transactions on**, v. 59, n. 4, p. 894-900, 2011.
7. KIM, H. et al. V-band 2-b and 4-b low-loss and low-voltage distributed MEMS digital phase shifter using metal-air-metal capacitors. **Microwave Theory and Techniques, IEEE Transactions on**, v. 50, n. 12, p. 2918-2923, 2002.
8. VERONA, B. M. **Desenvolvimento de defasadores RF MEMS de ondas milimétricas utilizando a tecnologia CMOS**. 2013. 72p. Trabalho de conclusão de Curso – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.
9. UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ. Brasil. **Notas de aula** - Introdução a resistência dos materiais, capítulo 1. Disponível em: <<http://www.estruturas.ufpr.br/wp-content/uploads/resistencia/Apostila/Capitulo1.pdf>>. Acesso em: 26 out. 2016.
10. UNISANTA. Brasil. **NOTAS DE AULA**. Apostila de conformação plástica dos metais, capítulo 1. Disponível em: <<http://cursos.unisanta.br/mecanica/ciclo8/Capitulo1-parte1.pdf>>. Acesso em: 26 out 2016.
11. UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ. Brasil. **Notas de aula** - Introdução a resistência dos materiais, capítulo 2. Disponível em: <<http://www.estruturas.ufpr.br/wp-content/uploads/resistencia/Apostila/Capitulo2.pdf>>. Acesso em: 26 out 2016.
12. BEER, F. P.; JOHNSTON JR, E. R. **Resistência dos Materiais**. 3. ed. São Paulo: Makron Books.

13. CARMO, D.C. **Análise de tensões por ultra-som em barra de ação sob flexão**. 2006. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2006.
14. GAD-EL-HAK, M. **The MEMS Handbook**. 2nd ed. P. 161-163.
15. LAGATTA, C. F. **Medição de tensões residuais em filmes finos durante o processo de deposição**. 2011.80p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2011.
16. DETOR, A. J. et al. Stress and microstructure evolution in thick sputtered films. **Acta Materialia**, v.57, p. 2055-2065, 2009.
17. JANSEN, G. Stress and strain in polycrystalline thin films. **Thin Solid Films**. v.515, p. 6654-6664, Jun. 2007.
18. PETERSEN, K. E.; GUARNIERI, C. R. Young's modulus measurements of thin films using micromechanics. **Journal of Applied Physics**, v. 50, p. 6761-6766, 1979.
19. CHENG, C-L.; TSAI, M-H.; FANG, W. Determining the Thermal expansion coefficient of thin films for a CMOS MEMS process using test cantilevers. **Journal of Micromechanics and Microengineering**, v. 25, n.2, p. 1-14, 2015.
20. OSTERBERG, P. M.; SENTURIA, S.D. M-TEST: a test chip for MEMS material property measuring using electrostatically actuated test structures. **Journal of Microelectromechanical Systems**, v.6, p. 107-118, 1997.
21. GUPTA, R. K. **Electrostatic Pull-In Test Structure Design for In-Situ Mechanical Property Measurements of Microelectromechanical Systems (MEMS)**. 1997.82p. Thesis (Doctor in Science) - Department of Electrical Engineering and Computer Science, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, 1997.
22. OSTERBERG, P. M. **Electrostatic Actuated Microelectromechanical Test Structures for Material Property Measurement**. 1995. 172p. Thesis (Doctor in Science) - Department of Electrical Engineering and Computer Science, Massachusetts Institute of Technology, Cambridge, 1995.
23. OSTERBERG, P. M.; GUPTA, R. K.; GILBERT J. R.; SENTURIA S. D. Quantitative Models for the Measurement of Residual Stress, Poisson Ratio and Young's Modulus Using Electrostatic Pull-in of Beams and Diaphragms. IN: SOLID-STATE SENSOR AND ACTUATOR WORKSHOP, p. 184-188, 1994. **Proceedings...** APRESENTADO A SOLID-STATE SENSOR AND ACTUATOR WORKSHOP, SOUTH CAROLINA, 1994.
24. OLIVER, W. C; PHARR, G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. **Journal of Materials Research**, v. 7, p.1564-1583, 1992.

25. REHDER, G. P. **Propriedades termo-mecânicas de filmes finos de a-SiC:H e SiOxNy e desenvolvimento de MEMS** 2008. 122p. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia de Sistemas Eletrônicos, São Paulo, 2008.
26. CHINMULGUND, M.; INTURI, R. B.; BARNARD J. A. Effect of Ar gas pressure on growth, structure, and mechanical properties of sputtered Ti, Al, TiAl, and Ti₃Al films. **Thin Solid Films**, v.270, p. 260-263, 1995.
27. THE ENGINEERING TOLL BOX. Estados Unidos. Propriedades do alumínio. Disponível em: <http://www.engineeringtoolbox.com/young-modulus-d_417.html>. Acesso em: 13 jun 2016.
28. VIJGEN R. O. E.; DAUTZENBERG J. H. Mechanical measurement of the residual stress in thin PVD films. **Thin Solid Films**, v.270, p. 264-269, 1995.
29. TOROK, E.; PERRY, A. J. Young's modulus of TiN, TiC, ZrN and HfN. **Thin Solid Films**, v.153, p. 37-43, 1987.
30. KUGUIMIYA, R. N. **Influência das unidades fotoativadoras e do material restaurador indireto sobre a dureza de um cimento resinoso dual auto-adesivo e um cimento resinoso dual convencional por meio de testes de nanoindentação**. 2013. 107p. Tese (Doutorado) – Programa de Pós-Graduação em Odontologia, Faculdade de Odontologia da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2013.
31. AMS - AUSTRIA MICRO SYSTEMS. **0,35 um CMOS C35 Process Parameters**. Document Number ENG-182. REVISION: 5.0. 2007
32. KIM, M. T. Influence of substrates on the elastic reaction of films for the microindentation tests. **Thin Solid Films**, v.283, p. 12-16, 1996.
33. DOLBOW, J.; GOSZ, M. Effect of out-of-plane properties of a polyimide film on the stress fields in microelectronic structures. **Mechanics of Materials**, v.23, p. 311-321, 1996.
34. RUBEN, S. **Handbook of the Elements**. 2nd printing. Open Court Publishing, 1987.
35. VIJGEN, R. O. E.; DAUTZENBERG, J. H. Mechanical Measurement of the residual stress in thin PVD films. **Thin Solid Films**, v.270, p. 264-269, 1995.
36. SHACKELFORD, J. F.; ALEXANDER, W. **Materials Science and Engineering Handbook**. 3rd ed. CRC Press LLC, 2001.
37. KALANTARY, M. R.; GABE, D. R. Physical properties of pulsed current copper electrodeposits. **Journal of Materials Science**, v.30, p. 4515-4522, 1995.

38. CHOI, H. M.; CHOI, S. K.; ANDERSON, O.; BANGE, K. Influence of film density on Residual Stress and Resistivity for Cu Thin Films Deposited by BIAS sputtering. **Thin Solid Films**, v.358, P. 202-405, 2000.
39. XIANG, Y.; TSUI, T. Y.; VLASSAK, J. J. The Mechanical Properties of freestanding electroplated Cu thin films. **Journal of Materials Research**, v.21, p. 1607-1618, 2006.
40. STEVEN, Y. ET AL. A novel low-temperature method to fabricate MEMS resonators using PMGI as a sacrificial layer. **Journal of Micromechanics and Microengineering**, v.15, p. 1824-1830, 2005.
41. STONEY, G. G. The Tension of Metallic Films deposited by Electrolysis. In: THE ROYAL SOCIETY OF LONDON SERIES A, CONTAINING PAPERS OF A MATHEMATICAL AND PHYSICAL CHARACTER, **Proceedings...** London, v. 82, n. 553, p.172-175, 1909.
42. VON PREISSIG, F.J. Applicability of the classical curvature-stress relation for thin films on plate substrates. **Journal of Applied Physics**, v. 66, n. 9, p.4262, 1989.