



Caractérisation thermomécanique de films métalliques déposés en couche mince pour la simulation de la fiabilité de composants microélectroniques de puissance

Jean-Baptiste Sauveplane

► To cite this version:

Jean-Baptiste Sauveplane. Caractérisation thermomécanique de films métalliques déposés en couche mince pour la simulation de la fiabilité de composants microélectroniques de puissance. Micro et nanotechnologies/Microélectronique. INSA de Toulouse, 2007. Français. NNT : . tel-00158019

HAL Id: tel-00158019

<https://theses.hal.science/tel-00158019>

Submitted on 27 Jun 2007

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THESE

Préparée au

Laboratoire d'Analyse et d'Architecture des Systèmes du CNRS

En vue de l'obtention du

Doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse

Spécialité

Conception des Circuits Microélectroniques et Microsystèmes

Par

Jean-Baptiste SAUVEPLANE

Ingénieur INSA Lyon

Caractérisation thermomécanique de films métalliques déposés en couche mince pour la simulation de la fiabilité de composants microélectroniques de puissance

Soutenue le 20 juin 2007 devant le jury :

Président

G. VANDERSCHAEVE

Rapporteurs

P. DELOBELLE
M. DUPEUX

Examineur

X. CHAUFFLEUR

Directeur de thèse

J.M DORKEL
E. SCHEID

Invité

A. DERAM

Remerciements

Ce mémoire présente les travaux de recherche réalisés dans le cadre d'un laboratoire commun, le Laboratoire d'Intégration des Systèmes de Puissances Avancés (LISPA), entre la société Freescale Semiconducteur et le Laboratoire d'Analyse et d'Architecture des Systèmes du Centre National de la Recherche Scientifique (LAAS-CNRS).

En premier lieu, je souhaite remercier le personnel de la société Freescale avec qui j'ai eu l'occasion de travailler. Je tiens à remercier Jean Louis Chaptal pour m'avoir accueilli au sein du groupe de recherche, « Technology Solution Organization » (TSO). Je tiens tout particulièrement à remercier l'équipe au sein de laquelle j'ai travaillé : Alain Deram, Jean-Michel Reynes et Evgueniy Stefanov, pour leur aide et leurs conseils qui m'ont permis de développer mes compétences scientifiques et techniques. Je remercie aussi le personnel de la salle blanche de fabrication de composants de puissance de Freescale, pour le temps qu'ils ont bien voulu m'accorder pour répondre à mes questions ainsi que pour l'utilisation des équipements lors de la fabrication des microsystèmes, essentiels à mes travaux de thèse.

En deuxième lieu, je tiens à adresser ma profonde reconnaissance à Emmanuel Scheid et Jean Marie Dorkel pour avoir encadrer mes travaux de thèse ainsi que pour l'aide précieuse qu'ils m'ont fournie. Je souhaite aussi remercier les membres permanent du laboratoire et plus particulièrement du groupe de recherche ISGE pour leurs nombreux conseils, explications, et encouragements : Patrick Tounsi, Nicolas Nolhier, Marise Bafleur ainsi que Christian Bergaud et Liviu Nicu du groupe NANO. Je tiens aussi à remercier le personnel de la salle blanche et de la salle de caractérisation du LAAS, entre autre David Bourrier pour les nombreuses résines épaisse, Nicolas Mauran et Sandrine Soubeille pour leurs conseils lors des mesures sur les microsystèmes ou les composants de puissance.

Ensuite, je remercie Patrick Delobelle et Michel Dupeux d'avoir bien voulu rapporter mes travaux de thèses ainsi que Guy Vanderschaeve pour m'avoir fait l'honneur de présider le jury de la thèse. Enfin je remercie une nouvelle fois Alain Deram qui m'a fait le grand plaisir de participer à ce jury.

Je tiens aussi à remercier Xavier Chauffleur ingénieur de la société Epsilon Ingénierie et ancien thésard du LAAS pour son aide notamment sur la simulation éléments finis. Je remercie également mes amis et collègues, qui ont été présent au cours de ces années de thèse, Sabine, Stéphanie, Ghislain, Olivier, Nicolas, Maxime, Rodolphe, Christian, Stéphane. Je souhaite aussi adresser mes encouragements aux jeunes doctorants, Florence, Julie, Béatrice, Nicolas, Yann, Loïc, Aurore, Gabriel...

Enfin, j'adresse des remerciements sincères à ma femme Virginie pour son soutien tout au long de ces années de thèses. Je tiens aussi à remercier tout spécialement Maxime et Stéphanie pour leurs conseils lors de mes répétitions pour la soutenance.

Table des matières

Introduction générale.....	1
Chapitre I : État de l'art sur les propriétés thermomécaniques, les techniques de caractérisation des matériaux déposés en couche mince et les phénomènes de fatigue dans les composants microélectroniques de puissance	3
1 - Paramètres thermomécaniques, contraintes résiduelles et techniques de caractérisation des matériaux déposés en couches minces par les techniques de salle blanche.....	5
1.1 - Les propriétés thermomécaniques fondamentales des matériaux	5
1.1.1 - Propriétés fondamentales.....	5
1.1.2 - Coefficient de dilatation thermique et contraintes thermomécaniques.....	9
1.1.3 - Contraintes résiduelles dans les films métalliques minces.....	10
1.1.4 - Fatigue et ténacité	11
1.2 - Techniques de mesures des propriétés des films métalliques déposés en couches minces.....	13
1.2.1 - Diffraction X.....	14
1.2.2 - Nanoindentation.....	15
1.2.3 - Déflexion et courbure d'une micropoutre	17
1.2.4 - Courbure d'un assemblage de matériau sous l'effet de la température.....	20
1.2.5 - Résonance d'une micropoutre bicouche.....	23
2 - Fiabilité et défaillance liées à la fatigue thermomécanique des composants microélectroniques de puissance MOSFET verticaux.....	32
2.1 - La fatigue thermomécanique dans les composants de puissance.....	33
2.1.1 - Description du composant vertical MOSFET	33
2.1.2 - Théorie de l'endommagement d'un matériau.....	35
2.1.3 – Simulation par éléments finis.....	39
2.2 - Mécanismes de défaillances des composants microélectroniques de puissance.....	40
2.2.1 - Fatigue de la soudure tendre à l'interface puce boîtier.....	41
2.2.2 - Fatigue de la métallisation face avant du composant.....	42
Chapitre II : Caractérisation thermomécanique de l'aluminium déposé en couches minces par la méthode des micropoutres bicouches.....	45
1- Etude théorique de la caractérisation thermomécanique de l'aluminium par la méthode des micropoutres bicouches.....	47
1.1 - Courbure d'une micropoutre bicouche en fonction des paramètres géométriques de la structure.....	47
1.1.1 - Calcul de l'épaisseur du matériau de référence.....	48
1.1.2 - Dimension des structures.....	51
1.1.3 - Réalisation des masques.....	53
1.2 - Simulation par éléments finis du comportement thermomécanique des micropoutres.....	55
1.2.1 - Construction du modèle.....	55
1.2.2 - Influence du type d'élément et du maillage sur les résultats de simulations.....	59

1.2.3 - Comparaison entre la simulation par éléments finis et les modèles analytiques	62
2 - Description du procédé de fabrication des micropoutres par les techniques de salle blanche. Observations et mesures des structures obtenues.....	64
2.1 - Description du procédé de fabrication des micropoutres.....	64
2.1.1 - Spécifications du substrat SOI	65
2.1.2 - Description de la 1 ^{er} partie du procédé de fabrication des micropoutres à Freescale	67
2.1.3 - Le dépôt physique en phase vapeur d'aluminium épais et faiblement contraint par « DC magnétron sputtering »	69
2.1.3 - Description de la 2 ^{ème} partie du procédé de fabrication des micropoutres au LAAS.....	72
2.2 - Observations et mesures des microstructures obtenues par les techniques de salle blanche.....	75
2.2.1 - Première série de structures ; Observations et commentaires.....	76
2.2.2 - Deuxième série de structures ; Observations et commentaires.....	79
3 - Mesure par interférométrie optique de la courbure des micropoutres bicouches en fonction de la température.....	81
3.1 - Description du dispositif expérimental de mesure de la courbure des micropoutres bicouches.....	81
3.1.1 - Le microscope interférométrique.....	81
3.1.2 - Le système de chauffage des microstructures.....	84
3.2 - Etude de l'évolution de la courbure des micropoutres bicouches en fonction de la température.....	85
3.2.1 - Profil initiale des micropoutres à température ambiante.....	85
3.2.2 - Evolution de la courbure des micropoutres en fonction de la température ($\Delta T < 30^{\circ}\text{C}$)	86
3.2.3 - Extraction des paramètres mécaniques de l'aluminium.....	90
3.2.4 - Evolution de la courbure des micropoutres en fonction de la température ($\Delta T > 30^{\circ}\text{C}$)	92

Chapitre III: Etude du comportement des micropoutres par microvibrométrie pour caractériser l'évolution de l'aluminium soumis à de la fatigue99

1 - Etude dynamique par microvibrométrie interférométrique du comportement de micropoutres monocouche.....	101
1.1 - Dispositif expérimental de mesure de microstructures soumises à des vibrations harmoniques forcées.....	101
1.1.1 - Excitation piézoélectrique des microstructures.....	101
1.1.2 - Système de mesure dynamique par interférométrie optique.....	102
1.1.3 - Méthode de mesure des fréquences de résonance.....	103
1.1.4 - Méthode de mesure de l'amplitude de la vibration.....	105
1.2 - Etude dynamique du comportement des micropoutres en silicium en fonction de la pression.....	106
1.2.1 - Mesures des fréquences de résonance en fonction de la pression.....	107
1.2.2 - Détermination du module de Young du silicium.....	109
1.2.3 - Mesures de la déflexion à la résonance en fonction de la pression.....	110
1.2.4 - Mesures de la déflexion maximale dans le domaine de vibration non linéaire.....	113
1.3 - Etude de l'amortissement subi par la micropoutre en silicium en fonction de la pression.....	116
1.3.1 - Détermination du facteur de qualité à pression atmosphérique.....	116
1.3.2 - Détermination du facteur de qualité sous vide.....	122
1.3.3 - Calcul de l'intensité des contraintes dans le silicium.....	127
2 - Etude dynamique par microvibrométrie interférométrique du comportement de micropoutres bicouches.....	130
2.1 - Etude dynamique du comportement des micropoutres bicouches silicium-aluminium sous vide.....	130
2.1.1 - Mesures des fréquences de résonance sous vide.....	131
2.1.2 - Mesures de l'amplitude de la vibration à la résonance sous vide.....	134
2.2 - Evolution des propriétés mécaniques de l'aluminium.....	138
2.2.1 - Essai de fatigue à température ambiante.....	139
2.2.2 - Essai de fatigue à 60°C	141

Chapitre IV : Etude du comportement électro-thermo-mécanique des composants de puissance HDTMOS.....	145
1 - Etude électrothermique par éléments finis du composant microélectronique de puissance HDTMOS.....	147
1.1 - Modélisation par éléments finis du composant de puissance.....	147
1.1.1 - Description du modèle éléments finis.....	147
1.1.2 - Calibration électrique du modèle.....	154
1.1.3 - Calibration électrothermique du modèle.....	159
1.2 - Etude électrothermique de l'influence de la métallisation source du composant de puissance.....	165
1.2.1 - Simulations électrothermique du type de connexion source.....	166
1.2.2 - Simulation électrothermique de l'épaisseur de la métallisation source.....	168
2 - Etude qualitative de la fiabilité des composants microélectroniques de puissance HDTMOS.....	172
2.1 - Description du modèle éléments finis.....	172
2.2 - Analyse des résultats de simulations thermomécaniques linéaire.....	173
2.3 - Etude thermomécanique linéaire de l'influence de l'épaisseur de la métallisation.....	176
Conclusion générale.....	181
Références.....	185

Introduction générale

Ce travail s'inscrit dans une collaboration entre le LAAS/CNRS et Freescale semiconducteur, dans le cadre d'un laboratoire commun LISPA (Laboratoire d'Intégration des Systèmes de Puissance Avancés). Ce programme de recherche a pour ambition de relever les défis de l'augmentation en tension, fréquence et courant exigée dans les architectures d'énergie distribuée pour les systèmes embarqués allant des véhicules de transport aux applications de télécommunications et grand public. Le sujet de cette thèse s'inscrit tout particulièrement dans l'étude de la fiabilité des composants de puissance, par l'intermédiaire de la caractérisation des paramètres thermomécaniques de matériaux métalliques déposés en couche mince.

La fiabilité des circuits intégrés (IC) est l'une des préoccupations majeures de l'industrie des semiconducteurs et l'un des défis de la microélectronique de puissance. En effet, la miniaturisation des composants entraîne une augmentation de la densité de puissance dissipée par le composant, lors de son fonctionnement, et donc de sa température. De plus, l'industrie des transports et notamment de l'automobile exige un excellent niveau de fiabilité des composants microélectroniques. Cela implique que les composants de puissance doivent assurer un bon fonctionnement des différents systèmes d'un véhicule, quelles que soient les conditions climatiques, et ce pendant une durée de vie avoisinant la dizaine d'année.

Dans ce contexte, la modélisation numérique et particulièrement par éléments finis est devenue l'outil de recherche et de développement principal pour l'analyse du comportement électro-thermo-mécanique de composants microélectroniques de puissance. Ceci est probablement dû au développement de logiciels performants et de moyens informatiques de calcul de plus en plus puissants et rapides. Les logiciels comme Ansys Multiphysics ou Comsol sont capables de simuler de manière couplée le comportement électrique, thermique et mécanique de systèmes complexes. De plus, les serveurs informatiques de dernière génération sont capables d'effectuer plusieurs milliards d'opérations à la seconde et donc de simuler des modèles éléments finis ayant un nombre élevé d'éléments.

Cependant, la précision des résultats obtenus par simulation dépend fortement des paramètres des matériaux utilisés dans le modèle et notamment des propriétés mécaniques élastiques et plastiques ainsi que de leurs variations en fonction de la température et du nombre de cycles de contraintes. C'est pourquoi, même si les paramètres mécaniques des

matériaux massifs sont généralement connus de manière assez précise, pour la microélectronique ces paramètres dépendent fortement de sa composition et de sa microstructure, de la technique de dépôt utilisée ainsi que des différents recuits thermiques subis par le matériau. De plus, la variation de ces paramètres en fonction de la température est rarement donnée. Dès lors, il devient nécessaire de déterminer avec précision, les paramètres thermomécaniques des matériaux utilisés dans la fabrication du composant de puissance.

Au cours du premier chapitre, nous introduirons les propriétés thermomécaniques des matériaux ainsi que leurs différentes méthodes de caractérisation. Puis, nous présenterons les mécanismes de défaillances d'origines thermomécaniques des composants de puissance.

Dans le deuxième chapitre, une technique statique sera développée permettant de caractériser les propriétés thermomécaniques de l'aluminium de $4\mu\text{m}$ et $10\mu\text{m}$ d'épaisseur, déposé par pulvérisation cathodique magnétron, sur des composants microélectroniques de puissance de Freescale. Une étude sera aussi effectuée sur la variation de ces paramètres avec la température.

Le troisième chapitre sera consacré à l'étude d'une technique de caractérisation dynamique permettant d'observer, de manière extrêmement rapide, l'évolution des propriétés mécaniques des matériaux en fonction du nombre de cycles de contraintes qu'il subit.

Le quatrième chapitre sera entièrement dédié à la simulation éléments finis du comportement électro-thermo-mécanique d'un composant de puissance. Ces simulations permettront d'évaluer l'impact des connexions entre la puce et le boîtier sur la résistance à l'état passant du composant, sur la distribution des températures ainsi que sur les contraintes générées dans les matériaux.

Chapitre I

État de l'art sur les propriétés thermomécaniques, les techniques de caractérisation des matériaux déposés en couche mince et les phénomènes de fatigue dans les composants microélectroniques de puissance

Introduction :

L'industrie des transports exige un excellent niveau de fiabilité des composants microélectroniques. Cela implique que les composants de puissance doivent assurer un bon fonctionnement des différents systèmes du véhicule, quelques soient les conditions climatiques, et ce pendant une durée de vie avoisinant la dizaine d'année. La fatigue thermomécanique des composants étant la principale cause de la défaillance des systèmes de puissance, son étude et son évaluation sont par conséquent primordiale lors de la conception d'un composant ou d'un système. Dans ce but, la modélisation numérique et particulièrement par éléments finis est devenue l'outil de recherche et de développement principal pour l'analyse du comportement électro-thermo-mécanique de composants microélectroniques et de modules de puissance. Cependant, la précision des résultats obtenus par simulation dépend fortement de la connaissance des paramètres thermomécaniques des matériaux utilisés dans le modèle.

Ce chapitre introduit, dans un premier temps, les propriétés thermomécaniques ainsi que leurs techniques de caractérisation, pour des matériaux déposés en couche mince par les techniques de salle blanche. Puis, nous présenterons les principales approches de l'étude de la fatigue thermomécanique ainsi que les mécanismes de défaillances thermomécaniques des composants microélectroniques de puissance.

1 - Propriétés thermomécaniques et techniques de caractérisation des matériaux déposés en couches minces par les techniques de salle blanche

1.1 - Les propriétés thermomécaniques fondamentales des matériaux

Cette partie décrit les propriétés thermomécaniques fondamentales des matériaux qui sont le module de Young, le coefficient de dilatation thermique, les contraintes résiduelles et la fatigue d'un matériau. Une focalisation particulière est effectuée sur les matériaux métalliques et notamment sur l'aluminium.

1.1.1 – Propriétés mécaniques et comportement des matériaux

Le module de Young (E), ou module d'élasticité longitudinal, caractérise la rigidité d'un matériau. Il traduit la relation de proportionnalité entre la contrainte (σ) et le déplacement relatif (ϵ) lorsqu'un matériau subit une déformation totalement réversible. Le coefficient de Poisson (ν) caractérise le rapport des déformations transversales à la déformation longitudinale. Pour un matériau isotrope, soumis à de petites déformations, la relation générale entre les contraintes et les déformations, ou loi de Hooke, est donnée par :

$$\epsilon_{ij} = \frac{(1 + \nu)}{E} \sigma_{ij} - \frac{\nu}{E} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (\text{I-1.1-1})$$

ϵ_{ij} : tenseur des déformations

σ_{ij} : tenseur des contraintes, sa diagonale est constituée des contraintes normales (tension, compression), ses autres constituants sont les contraintes tangentielles (cisaillement)

δ_{ij} : fonction égale à 1 si $i=j$, et sinon à 0

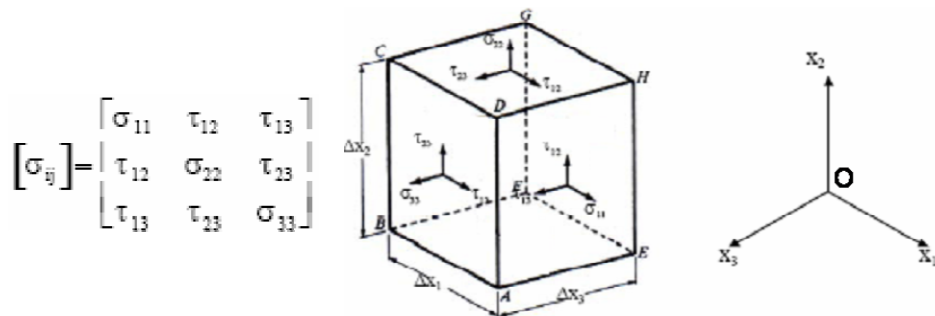


Figure I-1 : Définitions du tenseur des contraintes

Il existe un système d'axes pour lequel le tenseur des contraintes ne possède que des composantes suivant sa diagonale. Ces composantes (σ_1 , σ_2 , σ_3) sont alors définies comme étant les contraintes principales. Dans certaines conditions spécifiques, il est possible de simplifier significativement la loi de Hooke généralisée. A titre d'exemple, nous considérons ici que les hypothèses de la théorie des poutres sont vérifiées, ce qui se traduit par le fait que les contraintes n'interviennent que suivant les axes OX_1 , et OX_2 ($\sigma_{33}=0$, $\tau_{12}=\tau_{23}=\tau_{13}=0$). Il est alors intéressant de distinguer trois cas de figure :

- La contrainte est plane et uniaxiale ($\sigma_{22}=0$), ce qui entraîne les relations suivantes :

$$\varepsilon_{11} = \frac{1}{E} \sigma_{11} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{22} = -\frac{\nu}{E} \sigma_{11} \quad (\text{I-1.1-2})$$

- La contrainte est plane et biaxiale ($\sigma_{11}=\sigma_{22}\neq 0$), ce qui entraîne les relations suivantes :

$$\varepsilon_{11} = \varepsilon_{22} = \frac{1-\nu}{E} \sigma_{11} \quad (\text{I-1.1-3})$$

- La déformation est plane ($\varepsilon_{22}=0$), ce qui entraîne la relation suivante :

$$\varepsilon_{11} = \frac{1-\nu^2}{E} \sigma_{11} \quad (\text{I-1.1-4})$$

Les équations précédentes traduisent le comportement élastique d'un matériau, or si la contrainte appliquée au matériau est importante, la proportionnalité entre la contrainte et la déformation n'est plus respectée. Le matériau subit alors des déformations plastiques irréversibles. La figure I-2 présente, de façon schématisée, la déformation d'un matériau polycristallin sollicité par une contrainte extérieure unidimensionnelle croissante, afin d'illustrer la succession des mécanismes mis en jeu lors de sa déformation élastique puis plastique[LEM98].

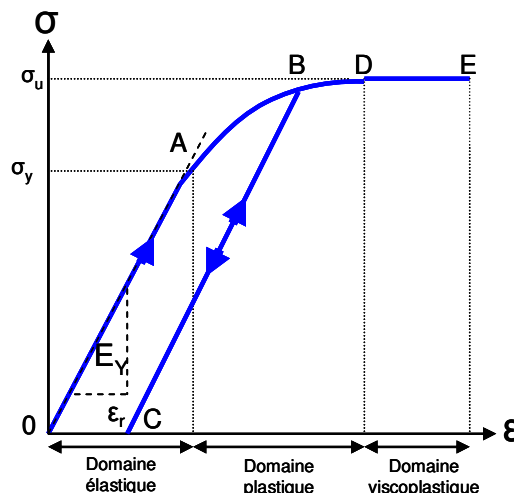


Figure I-2 : Représentation schématisée de la courbe contrainte-déplacement relatif

Déformation élastique (OA) :

Lorsque la contrainte appliquée au matériau est inférieure à une limite dite d'élasticité (σ_y) la contrainte en fonction du déplacement relatif suit une loi de proportionnalité dont le coefficient correspond au module de Young (E_Y). Le mouvement des atomes est considéré comme totalement réversible.

Déformation plastique (AB) et retour à l'équilibre (BC) :

Si la contrainte appliquée au matériau est supérieure à une limite dite d'élasticité (σ_y), alors la loi de proportionnalité n'est plus respectée et une partie de la déformation subie par le matériau est alors irréversible. Cette limite d'élasticité caractérise l'état de contrainte qui engendre les premiers mouvements des dislocations. Lorsque la contrainte croît au delà de σ_y , la densité de dislocations dans le matériau augmente mais le nombre de points de blocage de celles-ci augmente encore plus, si bien que la déformation ne peut progresser que si la sollicitation augmente. Si la contrainte forcée sur le matériau devient nulle, alors un retour à l'équilibre a lieu. Il subsiste alors une déformation résiduelle (ϵ_r) due aux déformations plastiques.

Ecrouissage ou consolidation (CBD) :

Si on applique de nouveau une contrainte sur le matériau, alors on constate que sa limite d'élasticité devient égale à la valeur de la plus grande contrainte atteinte au préalable. La résistance du matériau à la déformation augmente, c'est le phénomène d'écrouissage, dont la propriété principale est d'augmenter la dureté d'un matériau, c'est à dire, d'augmenter sa limite d'élasticité. Au delà de cette limite, le matériau subit de nouveau des déformations plastiques.

Déformation viscoplastique (DE) :

Si la contrainte continue à croître pour atteindre la contrainte ultime (σ_u), les glissements peuvent traverser les grains du matériau et suivre les joints de grains. La déformation peut alors se poursuivre à contrainte constante, jusqu'à la rupture du matériau, c'est le domaine de viscoplasticité.

Pour une contrainte uniaxiale, la courbe contrainte-déformation donne directement la valeur de la contrainte requise pour initier une déformation plastique. Lorsqu'on est en présence de contrainte biaxiales ou triaxiales, un critère doit être défini pour établir les conditions sous lesquelles les déformations plastiques apparaissent. Le principal critère utilisé à cette fin est le critère de Von Mises. La contrainte seuil ou contrainte équivalente (σ_e) est définie par l'équation suivante:

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (\text{I-1.1-5})$$

Les paramètres E , σ_y et σ_u caractérisent le comportement d'un matériau lors de l'application d'une contrainte. Ces paramètres sont très sensibles à la composition des matériaux et à la taille des grains, notamment pour les métaux. De plus, ces paramètres varient de manière importante en fonction de la température, ce qui peut modifier le comportement d'un même matériau. Ainsi, un matériau métallique au comportement ductile à température ambiante, a souvent un comportement fragile à très basse température et un comportement viscoplastique pour une température proche de son point de fusion. Ces différences sont illustrées sur la figure I-3, où pour une température T_0 le matériau ne subit que très peu de déformation (ϵ_u) avant de se rompre (comportement fragile), alors que pour une température T_1 , la déformation avant la rupture est beaucoup plus importante (comportement ductile puis viscoplastique).

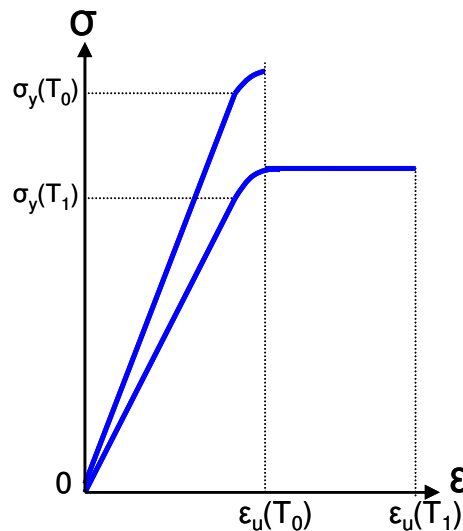


Figure I-3 : Représentation du comportement fragile ou viscoplastique d'un matériau

Lors des travaux de thèse, nous nous sommes particulièrement intéressés à deux matériaux, l'aluminium polycristallin et le silicium monocristallin. A température ambiante ces matériaux n'ont pas le même comportement, l'aluminium est ductile alors que le silicium est fragile.

La variation du module de Young avec la température, pour de l'aluminium de faible épaisseur, est donnée dans la littérature, par la relation suivante [PUI03]:

$$E(MPa) = 69,7 - 3,68.10^{-2}T(^{\circ}C) \quad (I-1.1-6)$$

Cette expression indique que pour excursion en température de $+100^{\circ}C$, le module de Young diminue de 3,7 MPa, ce qui correspond à une variation de 5% environ.

Le silicium monocristallin est un matériau anisotrope, c'est à dire que son module de Young dépend de la direction cristallographique. Il est alors nécessaire de définir une matrice de rigidité, dont les composantes sont les constantes d'élasticités suivant chaque direction. La variation du module de Young avec la température, selon la direction cristallographique, est calculée à partir des constantes d'élasticités C_{11} , C_{12} et C_{44} (notation réduite de l'ingénieur) données par [NIK71]:

$$\begin{aligned} C_{11}(MPa) &= 163,8 - 12,8.10^{-3}T(^{\circ}K) \\ C_{12}(MPa) &= 59,2 - 4,8.10^{-3}T(^{\circ}K) \\ C_{44}(MPa) &= 81,7 - 5,9.10^{-3}T(^{\circ}K) \end{aligned} \quad (I-1.1-7)$$

La comparaison des expressions I-1.1-6 et I-1.1-7, montre que la dépendance avec la température du module de Young de l'aluminium est environ 4 fois plus importante que pour le silicium.

1.1.2 – Coefficient de dilatation thermique et contraintes thermomécaniques

Le Coefficient de Dilatation Thermique (CTE) est défini comme l'augmentation relative de longueur par unité de température et s'exprime en ppm/ $^{\circ}K$. Ce coefficient varie en fonction de la température, c'est pourquoi il a été défini deux types de coefficient de dilatation thermique, comme illustré sur la figure ci-dessous :

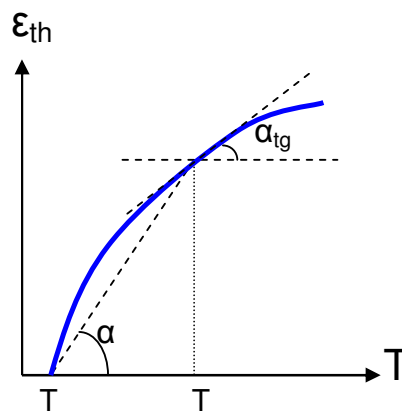


Figure I-4 : Représentation graphique du coefficient de dilatation thermique

- Le coefficient de dilatation, dit classique ou moyen (α) caractérise la déformation moyenne du matériau sur une plage de température.
- Le coefficient de dilatation tangentiel ou différentiel (α_{tg}) caractérise la dilatation du matériau à une température donnée.

Si le matériau est libre de se déformer, cela signifie qu'il ne subit aucune contrainte et par conséquent les composantes du tenseur de contraintes sont nulles. L'élongation relative du matériau est alors donnée par la formule suivante :

$$\varepsilon = \int_{T_0}^{T_1} \alpha_{tg} dT \quad (I-1.1-8)$$

Cependant, sur une plage de température limitée, où le coefficient de dilatation thermique varie peu avec la température la formule précédente peut se simplifier :

$$\varepsilon = \alpha(T_1 - T_0) = \alpha \Delta T \quad (I-1.1-9)$$

Considérons maintenant un assemblage de deux matériaux, de faible épaisseur, dont les coefficients de dilatation thermique sont différents. Lors d'une élévation de température et si les conditions aux limites empêchent les matériaux de se dilater, alors les matériaux ayant de faibles CTE contraignent les matériaux ayant des CTE plus élevés, ces derniers ne pouvant se dilater à leur guise. Inversement, les matériaux ayant des CTE élevés induisent une dilatation supplémentaire sur les matériaux à CTE plus faibles. Les matériaux subissent donc chacun une contrainte (σ_{mx}) fonction de la différence des coefficients de dilatation thermique des matériaux ($\Delta\alpha$) qui se formule avec l'équation suivante :

$$\sigma_{mx} = \frac{E_{mx}}{1 - \nu_{mx}} \Delta\alpha \Delta T \quad (I-1.1-10)$$

Dès lors, on comprend le rôle prédominant du coefficient de dilatation thermique et de la variation de température pour l'appréhension des contraintes thermomécaniques dans les assemblages microélectroniques de puissance qui sont soumis à de forte variation de température.

1.1.3 – Contraintes résiduelles dans les films minces

Les contraintes résiduelles sont présentes dans la majorité des matériaux utilisés en microélectronique. Ces contraintes internes sont un paramètre important de la microélectronique en général, car elles peuvent être responsables de plusieurs types de problème comme la mauvaise adhésion d'une couche ou la forte courbure d'une plaquette suite à un dépôt. Ces contraintes résiduelles peuvent entraîner la modification des caractéristiques d'une couche tel que

sa résistivité électrique ou sa capacité à propager des fissures par fatigue. L'intensité de ces contraintes est variable selon le matériau, la technique de dépôt ou de croissance utilisée, ainsi que lors de la modification de la structure interne suite à une implantation et un recuit par exemple. L'intensité de ces contraintes est d'autant plus critique que l'épaisseur de la couche est élevée car l'énergie par unité de surface stockée dans une couche est proportionnelle au produit de son épaisseur par le carré de l'intensité des contraintes.

L'origine de ces contraintes résiduelles peut être considérée comme étant la résultante de contraintes intrinsèques au matériau et de contraintes extrinsèques dues à l'interaction entre le film et le substrat [GAR88].

- Les contraintes intrinsèques apparaissent lors de la synthèse du film et trouvent leurs origines dans des régions soumises à une déformation à l'intérieur du film en lien avec le mouvement des joints de grains, des dislocations, à des impuretés ou à des phénomènes dynamiques de recristallisation ou d'inter diffusion.

- Les contraintes extrinsèques sont liées à l'interaction du film avec le substrat sur lequel il est déposé. Ces contraintes sont principalement d'origine thermique, suite à la différence des coefficients de dilatation thermique des matériaux, à des réactions chimiques à l'état solide ou à l'inter diffusion entre le film et le substrat.

Cependant les contraintes thermiques, calculées à partir de l'équation (I-1.1-10), sont expérimentalement observées pour une gamme de température limitée qui correspond à des contraintes inférieures à la limite d'élasticité. Au-delà de cette limite, ces contraintes sont relaxées par plusieurs mécanismes de plasticité tels que la création de dislocations ou la diffusion des joints de grain. [KOC94]

1.1.4 –Fatigue et ténacité

La fatigue d'un matériau s'attache à définir son comportement lorsqu'il est soumis à des sollicitations répétées. L'endommagement d'un matériau par fatigue peut avoir lieu même pour un niveau de contrainte dans le matériau inférieur à la limite d'élasticité (σ_y). Ceci est dû au fait que la proportionnalité entre la contrainte et le déplacement, ainsi que la totale réversibilité de la déformation pour une contrainte inférieure à la limite d'élasticité, traduit le comportement effectif du matériau plutôt qu'un comportement idéal [ERB01]. En effet, même pour des niveaux de contraintes inférieures à la limite d'élasticité du matériau, des défauts sont générés dans la microstructure du matériau et c'est l'accumulation de ces défauts, au bout d'un certain nombre de cycles (N), qui modifie significativement ses propriétés et peuvent entraîner la rupture du

matériau. Cependant, tous les matériaux ne sont pas identiquement sensibles à la fatigue. Ainsi, il a été démontré qu'une limite de fatigue existe pour certains matériaux, comme l'acier par exemple [DUN90]. Cela signifie que pour des niveaux de contraintes inférieures à cette limite de fatigue, le matériau ne doit pas se rompre, même pour un nombre de cycles qui tend vers l'infini. Ceci est illustré sur la figure ci-dessous.

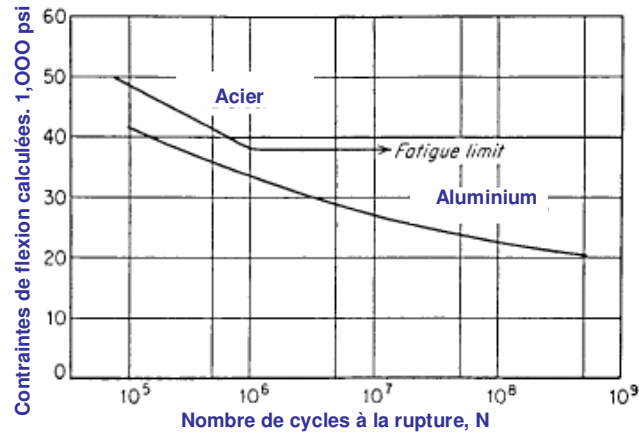


Figure I-5 : Niveau de contrainte en fonction du nombre de cycles à la rupture pour de l'acier et de l'aluminium [DUN90]

Il est d'usage [LEM98] de ranger les séquences qui composent les scénarios de dégradation par fatigue, en deux phases : l'amorce locale de fissures et la propagation de ces fissures. L'initiation d'une amorce locale, autrement appelée endommagement, est provoquée par une concentration de contrainte qui peut être due à une imperfection du matériau, une discontinuité du matériau ou de sa géométrie, qui le rend localement plus fragile. La propagation des fissures suit les chemins définis par les régions soumises aux plus fortes contraintes ou aux plus fortes variations de contraintes. Des études de fatigue ont été réalisées [BYD99] sur des éprouvettes d'aluminium D16AT soumises à de la flexion pure, de manière alternative, afin de déterminer de manière plus précise les mécanismes de la fatigue. Les 5 étapes suivantes dans les scénarios de dégradation par fatigue ont été mises en évidence :

- Apparition de manière aléatoire de zones locales soumises à du cisaillement ductile dans les zones de plus forte concentration de contraintes.
- La nucléation et la propagation des fissures de surface dans les zones soumises à du cisaillement ductile par un mécanisme quasi-fragile.
- La propagation des fissures de surface par un mécanisme fragile-ductile.
- La propagation des fissures principales.

- L'élongation ductile de l'éprouvette qui mène à la rupture.

Du point de vue de la fatigue, la ténacité (K_c) est une propriété fondamentale des matériaux. Elle caractérise la résistance à la propagation brutale des fissures et se mesure par l'énergie requise pour entraîner la rupture. Au moment de la rupture, le facteur d'intensité des contraintes (K) qui correspond à l'intensité des contraintes au niveau de la pointe de la fissure atteint une valeur critique K_c qui est donc toujours la même et par conséquent, caractéristique du matériau. La ténacité peut alors s'exprimer par le facteur critique d'intensité des contraintes qui est relié à l'énergie de rupture (G_c) par la relation suivante :

$$K_c = \sqrt{E.G_c} \quad (\text{Pa.m}^{-1/2}) \quad (\text{I-1.1-11})$$

1.2 - Techniques de caractérisation des propriétés thermomécaniques des films métalliques déposés en couches minces et leurs limitations

La connaissance des propriétés thermomécaniques des matériaux utilisés en microélectronique est essentielle pour la conception et le développement de microsystèmes et de composants microélectroniques de puissance. En effet, cela permet d'évaluer, grâce à des modèles analytiques ou par simulation éléments finis, les déformations ainsi que les niveaux de contrainte susceptibles d'apparaître dans ces derniers sous l'effet de la température. Ces données sont essentielles pour prédire le comportement de microsystèmes ou pour estimer la fiabilité de composants de puissance.

Les méthodes habituellement utilisées pour caractériser les propriétés thermomécaniques des matériaux massifs, comme les essais de traction ou la dilatométrie, ne sont pas applicables aux matériaux utilisés en microélectronique, du fait de leurs faibles épaisseurs, de l'ordre de grandeur du micron. C'est pourquoi, il a été nécessaire de développer des méthodes expérimentales de caractérisation compatibles avec les dimensions micrométriques de ces matériaux. Il existe deux catégories de méthodes, les premières sont des méthodes dites mécaniques, statiques ou dynamiques, dont une liste non exhaustive est présentée ici [DEL06]:

- La mesure du rayon de courbure sur des microsystèmes ou des plaquettes
- Le gonflement de plaque par une pression hydrostatique
- La mise en vibration de micro dispositifs
- Les essais de traction in situ sur micro éprouvettes
- La nanoindentation
- Les mesures à sonde locale type A.F.M (Microscope à Force Atomique)

- Les mesures de propagations des ondes acoustiques

La deuxième catégorie de méthodes sont dites physiques car elles utilisent les propriétés d'interaction entre un type de rayonnement ondulatoire et la matière. Parmi, ces méthodes nous pouvons citer :

- La diffraction électronique, rayons X ou des neutrons
- La spectroscopie Raman

Les microdispositifs sont donc un moyen très utilisé en microélectronique pour caractériser les propriétés mécaniques des matériaux les constituant. Les microdispositifs les plus couramment utilisés sont des micropoutres, autrement appelées cantilever, des microponts ou des micromembranes. Cependant, des microsystèmes plus compliqués à fabriquer peuvent aussi être utilisés de manière à minimiser les erreurs de mesure sur les dimensions des structures par exemple, ou bien à augmenter la sensibilité du microsystème lors de la mesure [TSO00].

Dans les paragraphes qui suivent, nous présenterons brièvement une méthode mécanique permettant de caractériser le module de Young d'un matériau et une méthode physique permettant de caractériser son coefficient de dilatation thermique. Par la suite, nous présenterons plus en détail les méthodes de mesure de la courbure d'une micropoutre ainsi que la mise en vibration de celle-ci car ces méthodes seront utilisées dans la suite de ce mémoire pour caractériser les propriétés thermomécaniques d'une métallisation de 4 μ m et 10 μ m d'épaisseur.

1.2.1 - Microdiffraction X

La microdiffraction X consiste à envoyer un rayonnement dont le diamètre du faisceau peut varier de 15 μ m à moins de 1 μ m et dont la longueur d'onde est de l'ordre des distances interatomiques. On obtient ainsi la diffraction du rayonnement par les plans réticulaires de la matière. Les figures de diffraction obtenues permettent de déterminer le paramètre de maille de la partie de l'échantillon qui a rencontré le faisceau. La mesure des paramètres de maille du réseau cristallin d'un matériau à des températures différentes peut être utilisée pour la détermination du coefficient de dilatation thermique [JAM01]. Il est aussi possible de déterminer, l'orientation des grains, des zones déformées et la valeur des contraintes résiduelles [CHI98]. Cette technique est particulièrement adaptée pour l'étude des matériaux ayant de faibles dimensions ou pour l'étude de matériaux fragiles.

Il est également possible par cette technique d'analyser la variation du coefficient de dilatation thermique en fonction de la température, ainsi que suivant l'orientation cristalline pour les matériaux anisotropes. Cependant l'incertitude sur la mesure de la température peut être

importante. Il faut également noter que les mesures de dilatation des paramètres de maille ne correspondent pas forcément à la dilatation « macroscopique » du matériau massif, les distances interatomiques pouvant varier par domaine.

1.2.2 – Nanoindentation, nanorayage et microflexion

La nanoindentation est une mesure directe employée pour la détermination du module de Young, de la dureté et permet aussi une estimation de la ténacité d'un matériau. Cette mesure consiste à soumettre le matériau à une indentation de plusieurs centaines de nanomètre de profondeur du matériau à étudier. Les pointes utilisées ont des dimensions de quelques micromètres et des géométries variables. Les plus courantes sont les pointes de type Berkovich (pyramide à base triangulaire) ou de type Vickers (pyramide à base carrée), mais elles peuvent être de forme sphérique, ou conique. La variation de la charge appliquée sur la pointe ainsi que de la profondeur de pénétration sont mesurées tout au long de l'essai. La courbe charge déplacement ainsi obtenue est illustrée ci-dessous, elle se décompose en deux parties :

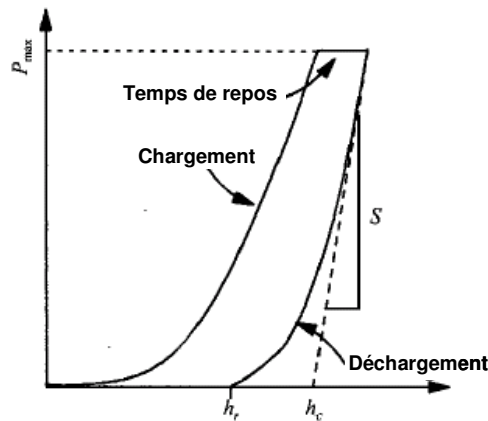


Figure I-6: Courbe charge déplacement d'un essai de nanoindentation[ALB04]

- La courbe de mise en charge qui correspond à la pénétration de l'indenteur dans la couche mince. Elle est caractéristique de la dureté et donne lieu à des déformations élastiques et plastiques. La dureté du matériau est alors définie par l'équation suivante :

$$H = \frac{P_{\max}}{A} \quad (\text{I-1.2-1})$$

avec H : Dureté

$P_{\max}$: Charge maximale

A : Aire projetée de contact

- La courbe de décharge correspond à la diminution de la profondeur de l'empreinte de l'indenteur lorsque ce dernier se retire. Cette partie est caractéristique des propriétés élastiques du film. Le module de Young du matériau (E) est alors défini par les équations suivantes :

$$E_r = \frac{B}{2h_p} \left(\frac{dP}{dh} \right) \quad (\text{I-1.2-2})$$

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1-\nu^2}{E} + \frac{1-\nu_0^2}{E_0} \quad (\text{I-1.2-3})$$

avec E_0, ν_0 : Module de Young et coefficient de Poisson de la pointe

$\frac{dP}{dh}$: Tangente initiale de la courbe de déchargement

B : Constante qui dépend de la pointe utilisée

Lors des essais de nanoindentation, la ténacité (K_c) des matériaux peut aussi être estimée à partir de la longueur des fissures radiales engendrées lors d'un essai avec une pointe Vickers par la formule suivante :

$$K_c = \alpha \left(\frac{E}{H} \right)^{1/2} \left(\frac{P}{C^{3/2}} \right) \quad (\text{I-1.2-4})$$

avec E : Module de Young

H : Dureté

P : Charge

C : Longueur des fissures

α : Constante empirique (fonction de la pointe utilisé)

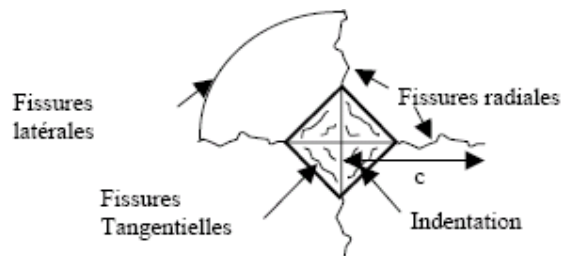


Figure I-7: Empreinte d'un essai de nanoindentation (pointe de type Vickers)

Le principal inconvénient de la nanoindentation, pour la caractérisation des films métalliques, réside dans la faible dimension de la zone sur laquelle sont effectuées les mesures. En effet, les matériaux métalliques sont constitués de zones cristallisées (grains) et zones amorphes (joint de grains). Le matériau n'est donc pas homogène et les propriétés qui sont mesurées à l'intérieur d'un grain ne représentent pas forcément les propriétés de la couche

considérée dans son ensemble. De plus, il est théoriquement possible de réaliser des essais de nanoindentation en température. Cependant, de telles manipulations sont très difficiles à mettre en œuvre et requièrent un équipement spécifique.

Le nanorayage et la nanoflexion sont des techniques qui dérivent des essais de nanoindentation. Le nanorayage consiste à rayer la surface d'un matériau à l'aide d'un nanoindenteur de géométrie donnée. Une charge constante est exercée sur l'indenteur en translation. Cet essai permet de caractériser l'adhérence d'un dépôt, c'est à dire la charge pour laquelle le dépôt est séparé du substrat à l'interface ou près de celle-ci [RIG04].

La nanoflexion consiste à mesurer la déflexion d'un microsystème provoquée par l'application d'une force à son extrémité. Si on considère le cas d'une micropoutre, l'essai de nanoflexion est illustré sur la figure ci-dessous :

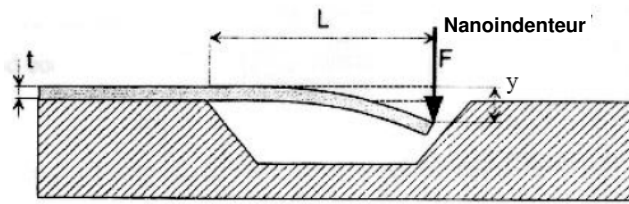


Figure I-8: Schématisation d'un essai de nanoflexion

Le module de Young peut être déterminé à partir de l'équation suivante où I est le moment d'inertie de la micropoutre :

$$E = \frac{FL^3}{3yI} \quad (\text{I-1.2-5})$$

Le principal inconvénient de la nanoflexion est la dépendance du module de Young avec le cube de la longueur de la micropoutre, or celle-ci est souvent difficile à connaître avec précision.

1.2.3 – Déflexion et courbure d'une micropoutre

Les micropoutres composées d'un seul matériau peuvent présenter une déflexion résiduelle en l'absence d'un chargement extérieur. Cette déflexion provient des contraintes résiduelles présentes dans le matériau. De manière générale, les contraintes résiduelles dans le matériau peuvent être modélisées avec l'équation suivante [FAN99]:

$$\sigma = \sum_0^{\infty} \sigma_k \left(\frac{2y}{h} \right)^k \quad y \in (-h/2, h/2) \quad (\text{I-1.2-6})$$

- telle que, h est l'épaisseur du matériau dans le système de coordonnées illustré ci-dessous :

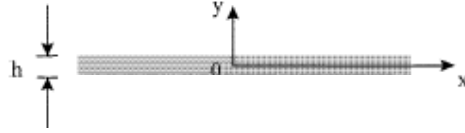


Figure I-9: Système de coordonnées

De manière simplifiée, il est généralement possible de diviser les contraintes résiduelles en deux catégories comme illustré sur la figure I-10. La contrainte totale (σ) est alors la somme d'une contrainte moyenne (σ_0), qui est uniforme dans le matériau et d'un gradient de contrainte (σ_1) qui varie de manière linéaire suivant l'épaisseur du film.

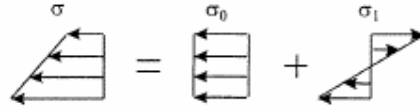


Figure I-10: Illustration de la somme d'une contrainte homogène avec un gradient de contrainte

La contrainte totale dans le matériau peut alors être formulée avec l'équation ci-dessous [TSO00]:

$$\sigma = \sigma_0 + \sigma_1 \left(\frac{2y}{h} \right) \quad (\text{I-1.2-7})$$

L'impact de ces deux types de contraintes sur la déflexion de la micropoutre n'est pas le même. En effet, la contrainte moyenne va entraîner une rotation de la micropoutre d'un angle (θ) au niveau de l'encastrement avec le substrat, du à la relaxation de la contrainte présente dans le matériau lors sa libération du substrat. Le gradient de contrainte a aussi un impact sur le profil de la micropoutre. En effet, pour compenser les forces qui sont créées par ce gradient de contrainte dans l'épaisseur du matériau, la micropoutre adopte une courbure. La courbure de la poutre en fonction du gradient de contrainte est alors exprimée par l'équation suivante [ERI97, BOU97] :

$$\rho = \frac{(1-\nu)}{E} \frac{d\sigma_1}{dy} \quad (\text{I-1.2-8})$$

La déflexion totale de la micropoutre est alors donné par l'équation suivante:

$$\delta = \theta.L + \frac{\rho L^2}{2} \quad (\text{I-1.2-9})$$

En conclusion, le signe des contraintes σ_0 et σ_1 ainsi que leurs valeurs aura une influence non négligeable sur le profil de la poutre comme illustré ci-dessous [FAN95]:

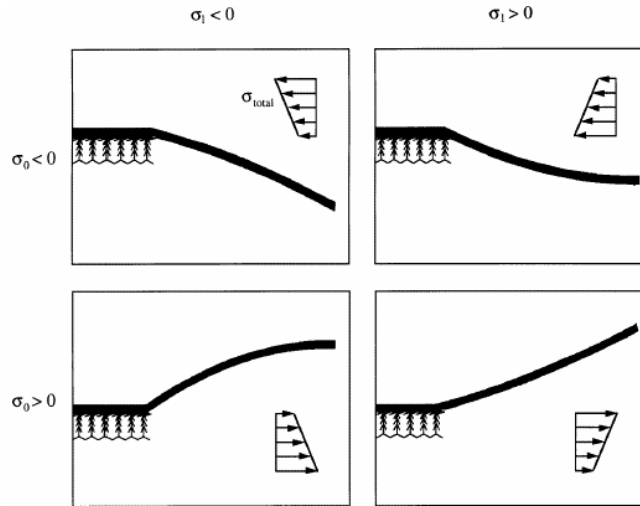


Figure I-11: Illustration de la déflexion et de la courbure en fonction de la contrainte résiduelle

Une micropoutre peut aussi avoir une courbure provenant d'un chargement externe comme par exemple, lors la mise à la résonance de la micropoutre par des vibrations harmoniques forcées ou suite à l'application d'une force ponctuelle sur une partie de la micropoutre, lors d'un essai de nanoflexion. L'adoption de la courbure se traduit physiquement par une déformation longitudinale de la matière. Cette configuration est représentée sur la figure ci-dessous, pour une poutre composée des deux matériaux d'épaisseur H et h .

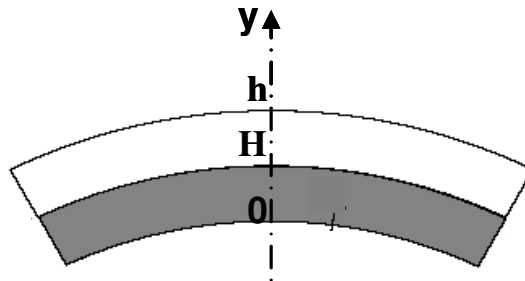


Figure I-12: Courbure d'une poutre bicouche

Il existe un plan qui coupe l'axe y en δ , appelé plan neutre, dont la caractéristique essentielle est de ne subir aucune déformation. La déformation dans l'épaisseur de la poutre est donnée par l'expression suivante :

$$\varepsilon = \rho(y - \delta) \text{ avec } y \in [0; H + h] \quad (\text{I-1.2-10})$$

En termes de contrainte, la couche supérieure est dite en tension alors que la couche inférieure est dite en compression. L'expression de la position du plan neutre s'effectue par la résolution des équations qui imposent que, à l'équilibre, la somme des moments soit nulle.

$$\int_0^{h+H} \sigma(y)(y - \delta) dy = 0 \quad (\text{I-1.2-11})$$

Considérons une micropoutre composée de n matériaux ayant une courbure (ρ). Le module de Young et l'épaisseur sont respectivement E_n et e_n . La position du plan neutre, dans le système de coordonnées de la figure I-11, est donnée par l'équation ci-dessous [PER02_a]:

$$\delta = \frac{1}{2} \frac{\sum_{i=1}^n E_i e_i \left(e_i + 2 \sum_{j=1}^{i-1} e_j \right)}{\sum_{i=1}^n E_i e_i} \quad (\text{I-1.2-12})$$

Le calcul de la position du plan neutre permet de calculer la distribution des contraintes, dans l'épaisseur de chaque matériau composant une micropoutre de largeur non négligeable avec l'expression ci-dessous :

$$\sigma_n(y) = \frac{E_n}{1 - \nu_n} (y - \delta) \rho \quad (\text{I-1.2-13})$$

1.2.4 – Courbure d'un assemblage de matériau sous l'effet de la température

La mesure de la courbure (ρ) d'un assemblage de matériaux est un moyen très utilisée en microélectronique pour caractériser les propriétés thermomécaniques des matériaux. En effet, considérons l'assemblage représenté ci-dessous de deux matériaux d'épaisseur h et H et dont les modules de Young et coefficients de dilatation thermique sont respectivement E_f , α_f et E_s , α_s .

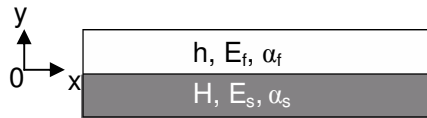


Figure I-13: Représentation des paramètres des matériaux et du système de coordonnées

Si chacun des deux matériaux considérés séparément est soumis à une variation de température (ΔT), celle-ci s'accompagnera d'une variation relative de sa longueur, donnée par l'équation 1.1-9. La différence de variation de longueur de chaque matériau est illustrée sur la figure ci-dessous.

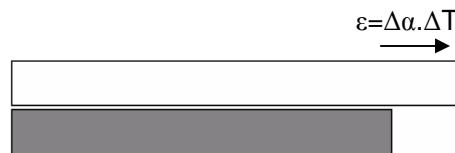


Figure I-14: Représentation de l'élongation des matériaux soumis à une variation de température

Considérons maintenant que c'est l'assemblage de deux matériaux qui est soumis à une variation de température (ΔT). La variation de longueur de l'assemblage sera un compromis entre les longueurs qu'auraient eu chacun des matériaux pris séparément, de manière à ce que la somme des forces dans l'assemblage soit nulle. Dans le cas du système bicouche considéré ici, les contraintes dans les deux matériaux sont données par [PER02_b]:

$$\sigma_f = (\alpha_s - \alpha_f) \frac{E_f e_s E_s}{E_f e_f + E_s e_s} \Delta T \quad (\text{I-1.2-14})$$

$$\sigma_s = (\alpha_f - \alpha_s) \frac{E_f e_f E_s}{E_f e_f + E_s e_s} \Delta T \quad (\text{I-1.2-15})$$

Cependant, l'équilibre des forces n'est pas suffisant pour stabiliser le système composé des deux matériaux et celui-ci va se courber, comme illustré ci-dessous, de manière à ce que l'équilibre des moments des forces soit réalisé.

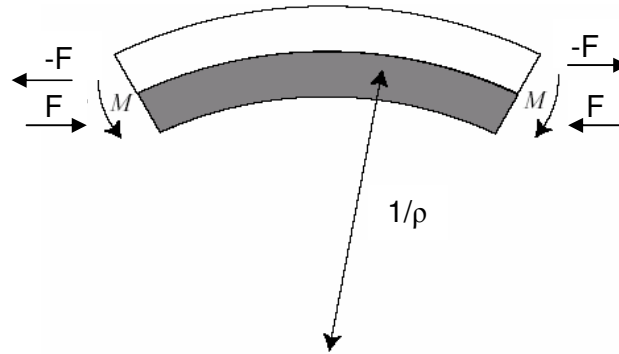


Figure I-15: Courbure de la micropoutre bicouche

La courbure (ρ) de l'assemblage est la seule déformation possible du système qui répond aux contraintes de compatibilité géométrique. La résolution des équations, traduisant l'équilibre des forces et des moments calculé en fonction de la position du plan neutre (δ), permet de calculer la courbure de systèmes en fonction des propriétés mécaniques de l'assemblage. Ce qui donne l'équation suivante, conformément à ce qui a déjà été publié dans la littérature [FEN83]:

$$\rho = \frac{6\Delta\alpha\Delta T \left(1 + \frac{h}{H}\right)^2}{(H+h) \left[3\left(1 + \frac{h}{H}\right)^2 + \left(1 + \frac{hE_f}{HE_s}\right) \left(\left(\frac{h}{H}\right)^2 + \left(\frac{HE_s}{hE_f}\right) \right) \right]} \quad (\text{I-1.2-16})$$

Dans le cas d'un film mince sur un substrat épais, soit $h \ll H$, l'équation précédente se simplifie par l'équation présentée ci-dessous, connue comme étant l'équation de Stoney, en considérant que :

- la contrainte dans le substrat est négligeable

- la contrainte dans le film varie très faiblement suite à l'adoption de la courbure
- les contraintes dans les matériaux sont de type biaxiales

$$\rho = \frac{6\Delta\alpha\Delta T \frac{E_f}{(1-\nu_f)} h}{\frac{E_s}{(1-\nu_s)} H^2} \quad (\text{I-1.2-17})$$

La figure ci-dessous met en évidence les limites de précision de l'équation (I-1.2-17) par rapport à la formulation générale (I-1.2-16). En effet, les résultats donnés par les deux expressions commencent à diverger à partir d'un rapport, entre l'épaisseur du film et du substrat, supérieur à 6.10^{-1} et ce, pour des matériaux ayant des modules de Young comparables. Néanmoins, pour un module de Young du film 10 fois supérieur au substrat, cette limite est repoussée à un rapport supérieur à 7.10^{-3} .

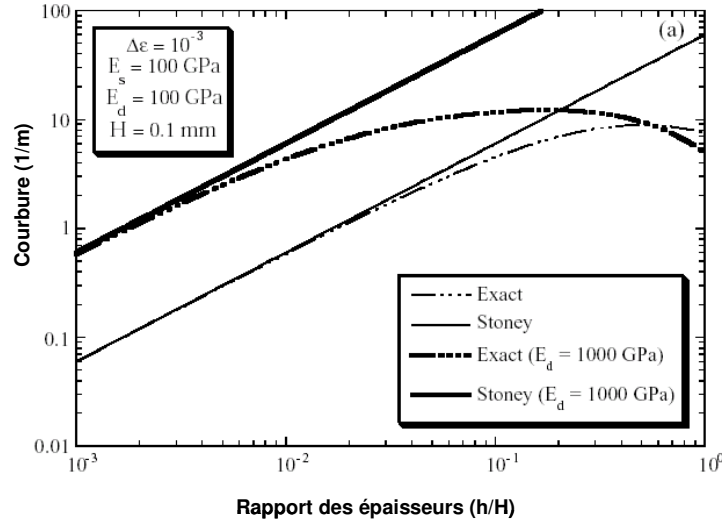


Figure I-16: Illustration de la différence entre les expressions I-1.2-16 et I-1.2-17 [CLY01]

Si on considère maintenant la variation de courbure d'une plaquette, mesurée à la même température, suite au dépôt d'un film mince sur un substrat épais, alors la différence de dilatation thermique considérée dans l'équation (I-1.2-17) peut être convertie en une contrainte résiduelle (σ_f) dans le film tel que :

$$\sigma_f = \varepsilon \frac{E_f}{(1-\nu_f)} = \Delta\alpha\Delta T \frac{E_f}{(1-\nu_f)} \quad (\text{I-1.2-18})$$

L'équation précédente injectée dans l'expression I-1.2-17, permet de déterminer la contrainte résiduelle (σ_f) dans un film mince, en fonction seulement des paramètres mécaniques

(E_s, ν_s) du substrat, en mesurant la différence de courbure de la plaquette avant et après le dépôt $(\Delta\rho)$. La contrainte résiduelle du film est donnée par l'équation suivante :

$$\sigma_f = \frac{E_s H^2}{6(1 - \nu_s)h} \Delta\rho \quad (\text{I-1.2-19})$$

1.2.5 – Etude de la résonance d'une micropoutre

Une autre technique de caractérisation du module de Young d'un matériau, et dans certains cas de la contrainte résiduelle, réside dans la mesure des fréquences de résonance d'une micropoutre. En effet, celles-ci sont à la fois fonction de la géométrie de la micropoutre et fonction de ses propriétés mécaniques. De plus, si on dispose d'un système de chauffage sur la structure (résistance implantée) ou dans l'appareillage (module thermoélectrique), il est alors théoriquement possible de faire les mesures à différentes températures et donc de déterminer la variation des paramètres mécaniques en fonction de la température. Le principe de la mesure consiste à exciter la micropoutre de manière mécanique ou électromécanique à l'aide d'une céramique piézoélectrique par exemple. L'amplitude de la vibration est alors mesurée, soit de manière optique par interférométrie par exemple, soit de manière électrique par un système capacitif ou résistif couplé à la déformation de la micropoutre. Les fréquences de résonance d'une micropoutre idéale de section parfaitement rectangulaire sont données par les expressions suivantes [HOU97], [BLE81]:

$$f_n = \frac{C_n^2}{2\pi L^2} \sqrt{\frac{E.I}{\rho.A}} \quad (\text{I-1.2-20})$$

avec E : Module de Young

I : Moment d'inertie

ρ : Densité

A : Aire de la section

L : Longueur

C_n : Constantes qui dépendent des conditions aux limites de la micropoutre

Pour une micropoutre encastree libre, les constantes C_n sont solutions de l'équation suivante:

$$\cos(C_n) \cdot \cosh(C_n) + 1 = 0 \quad (\text{I-1.2-21})$$

Les coefficients C_n pour les quatre premiers modes de résonance sont présentés dans le tableau suivant :

Mode de vibration	C_n
1 ^{er} mode	1,875104
2 ^{ème} mode	4,694091
3 ^{ème} mode	7,854757
4 ^{ème} mode	10,995541

Tableau I-1: Coefficients C_n pour une poutre encastré libre

Pour une micropoutre bicouche de section rectangulaire, la rigidité ($E.I$) et la masse linéique ($\rho.A$) doivent être remplacées par leurs valeurs effectives pour la multicouche, données par les équations suivantes [NIC99]:

$$E.I_{eff} = \frac{b(E_1^2 h_1^4 + E_2^2 h_2^4 + E_1 h_1 E_2 h_2 (4h_1^2 + 6h_1 h_2 + 4h_2^2))}{12(E_1 h_1 + E_2 h_2)} \quad (I-1.2-22)$$

$$\rho.A_{eff} = \rho_1 A_1 + \rho_2 A_2 \quad (I-1.2-23)$$

avec b : largeur de la micropoutre

h_1 et h_2 : épaisseur respective des matériaux

La formule I-1.2-20 montre que dans le cas d'une micropoutre idéale, dont on connaît les dimensions et la densité, la mesure d'une fréquence de résonance permet de calculer le module de Young du matériau la constituant. En pratique, il existe deux méthodes pour déterminer ce module de Young. La première consiste à mesurer les fréquences de résonances fondamentales f_0 de micropoutres de différentes longueurs, alors le module de Young est calculé à partir de la pente de la droite $1/\sqrt{f_0}$. La second consiste à mesurer plusieurs fréquences de résonance de la même micropoutre. Cette dernière méthode est à priori plus précise, car moins dépendante des variations sur les paramètres géométriques de la structure. En procédant à des arrangements de la formule I-1.2-21, on arrive à la formule suivante qui permet d'extraire le module de Young, à partir de la pente de la droite $f_n^2 = f(C_n^4)$:

$$f_n^2 = E \left(\frac{I}{4\pi^2 \cdot \rho \cdot A \cdot L^4} \right) C_n^4 \quad (I-1.2-24)$$

Cependant, les micropoutres réelles présentent plusieurs différences avec les micropoutres idéales considérées précédemment. D'un point de vue géométrique, elles présentent généralement une sous gravure au voisinage de l'encastrement et n'ont pas toujours une section rectangulaire. Il est néanmoins possible d'établir des modèles analytiques prenant en compte les propriétés réelles des micropoutres avec des formulations analytiques [PAN99].

De plus, les contraintes résiduelles présentes dans les matériaux constituant les micropoutres, peuvent modifier de manière considérable les fréquences de résonance. Des études ont été effectuées pour modéliser l'influence de ces contraintes sur la fréquence de résonance, de manière à s'affranchir de l'erreur de mesure sur le module de Young due aux contraintes résiduelles [WYL99] ou à se servir de ce phénomène pour fabriquer des capteurs chimiques [BAT01]. Cependant, lorsque le profil de contrainte dans le matériau n'est pas homogène il est très difficile de modéliser analytiquement les fréquences de résonance. Les formulations analytiques sont souvent très compliquées et nécessitent des approximations. La modélisation par éléments finis permet alors de prendre en compte les phénomènes précédemment cités afin de déterminer les fréquences de résonance attendues pour des structures réelles.

Chaque mode de résonance de la micropoutre possède une forme d'onde caractéristique ($U(x)$) qui représente le déplacement total de la micropoutre pour un cycle de vibration. Celle-ci est donnée par l'équation suivante où D_n est l'amplitude de vibration du mode n et L la longueur de la micropoutre [HOU97], [BLE81].

$$U(x) = D_n \left[\cosh\left(\frac{C_n x}{L}\right) - \cos\left(\frac{C_n x}{L}\right) + \alpha_n \left(\sin\left(\frac{C_n x}{L}\right) - \sinh\left(\frac{C_n x}{L}\right) \right) \right] \quad (I-1.2-25)$$

avec $\alpha_n = \frac{\cosh(C_n) + \cos(C_n)}{\sinh(C_n) + \sin(C_n)}$

La forme d'onde normalisée des quatre premiers modes de résonance est illustrée sur la figure ci-dessous:

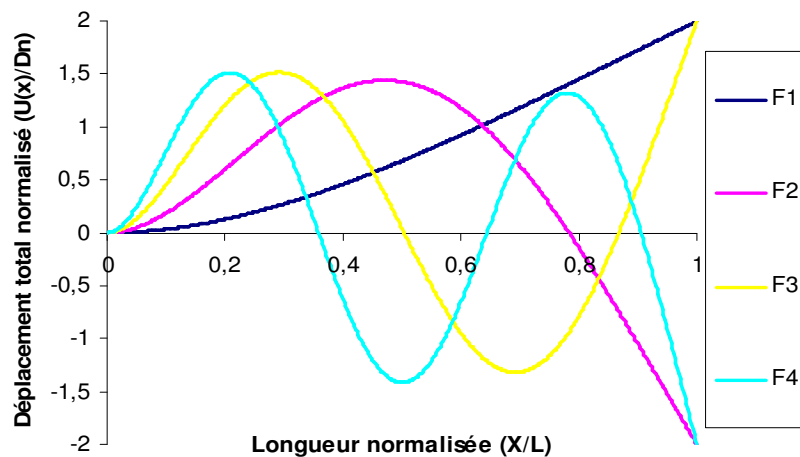


Figure I-17: Forme d'onde des quatre premiers modes de résonance

La réponse d'une structure soumise à des vibrations harmoniques forcées dépend de l'amortissement qu'elle subit. L'amplitude de la réponse ainsi que la différence de phase, entre l'excitation et la réponse, en fonction de la fréquence, ont une forme caractéristique. Ces courbes sont présentées sur les figures ci dessous pour trois facteurs de qualité:

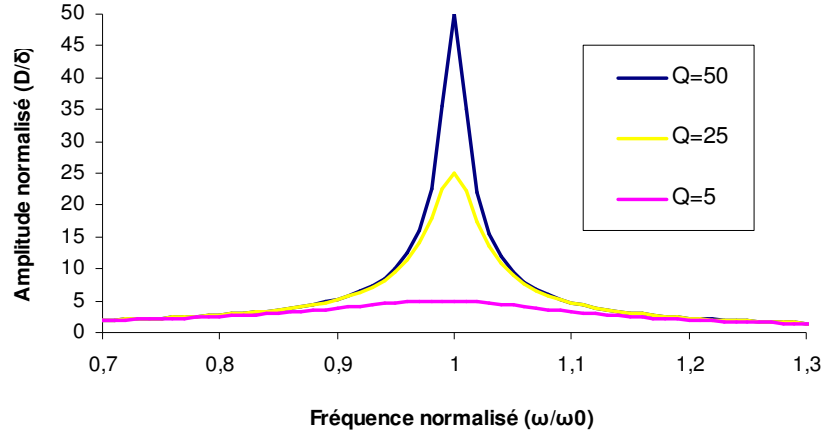


Figure I-18: Amplitude normalisée autour de la fréquence de résonance

Le facteur de qualité de la résonance (Q) d'un dispositif micromécanique est déterminé par les différents mécanismes produisant un amortissement des vibrations. Il est possible de le déterminer de manière expérimentale, à partir de la courbe donnant l'amplitude de vibration de la structure, en fonction de la fréquence autour de la résonance par la relation suivante :

$$Q = \frac{\omega_n}{\omega_1 - \omega_2} \quad (\text{I-1.2-26})$$

où ω_1 et ω_2 sont les pulsations gauche et droite du maximum pour lesquelles les amplitudes associées A_1 et A_2 sont égales à l'amplitude maximale divisée par $\sqrt{2}$. Le facteur d'amortissement (ξ) est alors donné par l'expression suivante :

$$\xi = \frac{1}{2Q} \quad (\text{I-1.2-27})$$

La différence de phase entre l'excitation et la réponse de la micropoutre est un paramètre intéressant à regarder. Pour une fréquence d'excitation inférieure à la fréquence de résonance, la réponse de la micropoutre est en retard sur l'excitation. A la résonance et pour un amortissement faible, la différence de phase varie d'approximativement 180° . La réponse finit donc par être en avance sur l'excitation pour une fréquence d'excitation supérieure à la fréquence de résonance. Ce phénomène est illustré sur la figure suivante :

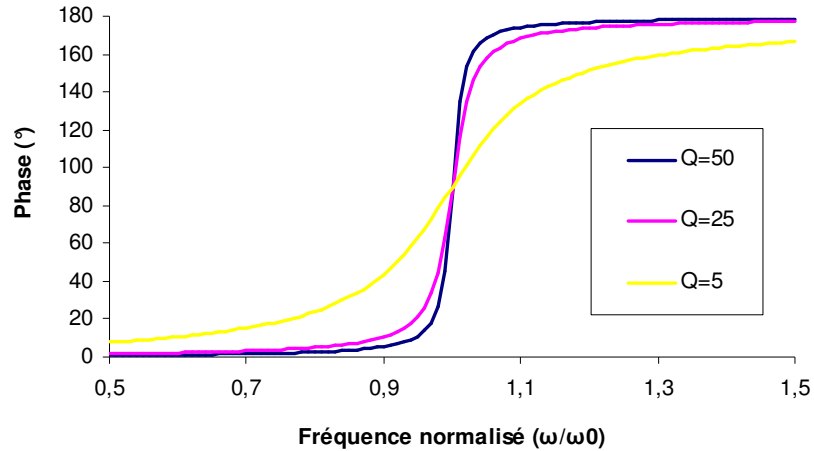


Figure I-19: Phase normalisée autour de la fréquence de résonance

Trois principaux mécanismes d'amortissement sont classiquement identifiés [LIN05]. Il s'agit de l'amortissement visqueux, de l'amortissement thermoélastique et des pertes à l'ancrage.

Amortissement visqueux :

L'amortissement visqueux est dû aux interactions entre le microsystème et le milieu environnant. La force totale mise en jeu est la somme de deux forces, la force dissipative et la force d'inertie. La force dissipative est proportionnelle à la vitesse d'oscillation de la micropoutre. La force d'inertie est proportionnelle à l'accélération de la structure et n'est liée à aucune dissipation d'énergie, mais à une augmentation de la masse apparente du système en vibration. Cette source d'amortissement décroît avec la pression jusqu'à des pressions voisines de 10^{-4} - 10^{-5} mbar [ZHA05]. Cependant, l'amortissement visqueux possède plusieurs régimes d'amortissement en fonction de la pression. Il est communément admis que le nombre de Knudsen permet de connaître le régime dans lequel on situe. Ce nombre est donné par l'expression suivante [BHI04]:

$$K_n = \frac{LPM}{W_p} \quad (\text{I-1.2-28})$$

avec LPM : Libre parcours moyen des molécules

W_p : Largeur de la micropoutre

La figure ci-dessous, présente les différents régimes d'amortissement visqueux en fonction de la pression et pour trois largeurs de poutres différentes.

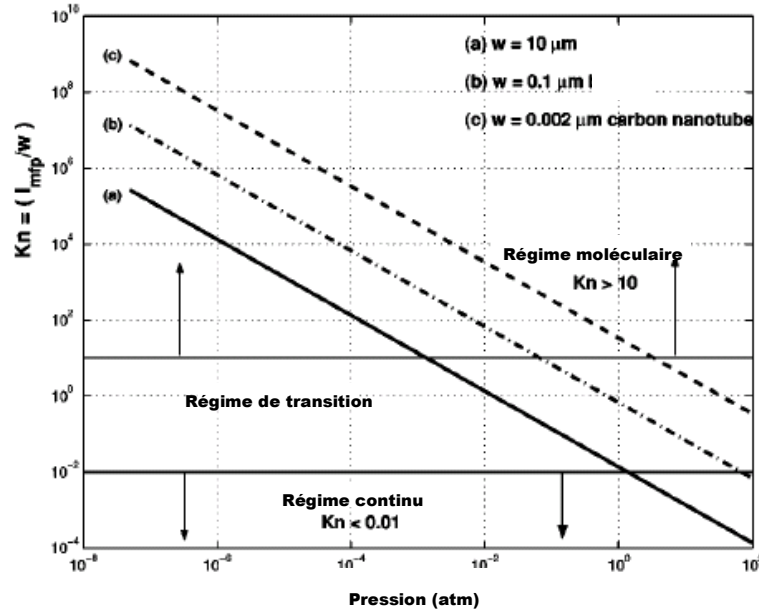


Figure I-20: Nombre de Knudsen en fonction de la pression de l'air [BHI04]

Un modèle analytique, reliant le facteur de qualité d'un résonateur à la pression, a été établi dans la littérature, lorsqu'une microstructure hémisphérique subit un amortissement visqueux [PER03]. Le facteur de qualité est alors donné par l'expression suivante :

$$\frac{1}{Q} = \frac{1}{\rho_e} \sqrt{\frac{2\eta M_g P}{\pi R T \omega}} \quad (\text{I-1.2-29})$$

En supposant que la viscosité du gaz (η) est indépendante de la pression (P), on obtient donc une loi de dépendance de Q avec la racine carrée de la pulsation (ω). Cette hypothèse est valide aux faibles pressions typiques des études qui seront effectuées au chapitre III.

Dans la littérature, un oscillateur discret amorti est souvent modélisé par une masse ponctuelle (m) reliée à sa base par un ressort de rigidité k et un amortisseur dont la force de résistance aux mouvements est proportionnelle à la vitesse instantanée par un facteur C . L'oscillateur est excité à sa base par un déplacement harmonique d'amplitude δ . Cette modélisation est représentée sur la figure suivante:

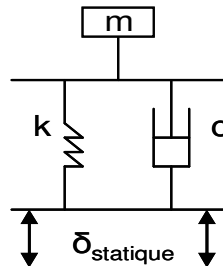


Figure I-21: Oscillateur amorti avec excitation à la base

Le facteur de qualité (Q) à la résonance dépend de l'amortissement C subit par la structure ainsi que de la pulsation et de sa masse:

$$Q = \frac{m\omega_n}{C} = \frac{C_r/2}{C} \quad (\text{I-1.2-30})$$

Un modèle analytique est proposé dans la littérature [INM01] décrivant le comportement d'une structure subissant un amortissement de type visqueux ayant une excitation harmonique à sa base (δ_{statique}). L'amplitude de vibration (D) en fonction de la pulsation (ω) est donné par l'équation suivante :

$$D(\omega) = \frac{\left(\omega/\omega_n\right)^2 \delta_{\text{statique}}}{\left[\left[1 - \left(\omega/\omega_n\right)^2 \right]^2 + \left(1/Q\right)^2 \left(\omega/\omega_n\right)^2 \right]^{1/2}} \quad (\text{I-1.2-31})$$

Pour un amortissement très faible ($Q^2 \gg 1$), l'amplitude de la vibration à la résonance, $D(\omega_n)$, est donnée par :

$$D(\omega_n) = Q \delta_{\text{statique}} \quad (\text{I-1.2-32})$$

Amortissement thermoélastique :

La flexion d'une micropoutre provoque la compression et la tension de toutes les fibres positionnés de part et d'autre de l'axe. Ces déformations volumétriques créent un gradient de température dans l'épaisseur du matériau qui produit en retour un gradient de déformation, dû à la dilatation thermique, qui s'oppose aux déformations mécaniques. Une partie de l'énergie mécanique est ainsi irréversiblement perdue en énergie thermique. Les déformations thermiques étant opposées aux déformations mécaniques, elles produisent un accroissement apparent de la rigidité du matériau. Le module d'élasticité évalué, par des mesures dynamiques, est donc plus élevé en principe que celui mesuré par des méthodes statiques. Ce phénomène a été prédit et modélisé, pour la première fois, par Zener en 1937 [ZEN37]. Depuis de nombreux travaux ont été effectués, dont ceux de Lifshitz et Roukes qui ont donné une formulation plus précise de ce phénomène, qui cependant diffère très peu de la formulation de Zener présentée ci dessous : [WON06,SUN05,ABD03,LIF00].

$$\frac{1}{Q} = \left(\frac{E\alpha^2 T}{\rho C_v} \right) \frac{\omega \tau}{1 + (\omega \tau)^2} \quad \text{avec} \quad \tau = \frac{\rho C_v h^2}{K \pi^2} \quad (\text{I-1.2-33})$$

Cette formulation de l'amortissement thermoélastique présente l'avantage d'être le produit d'un terme qui ne dépend que de la température et des propriétés physiques du matériau avec une fonction de Debye, dont le maximum se produit pour $\omega\tau = 1$. Si la pulsation (ω) est largement inférieure à $1/\tau$, le système reste en équilibre et très peu d'énergie est dissipée. A l'opposé, si la pulsation (ω) est largement supérieure à $1/\tau$, la chaleur n'a pas le temps d'engendrer les déformations et très peu d'énergie est donc dissipée. L'amortissement interne devient significatif lorsque la pulsation est de l'ordre de grandeur de $1/\tau$.

Pertes à l'encastrement :

Les pertes à l'encastrement proviennent de la dissipation de l'énergie de vibration de la structure en onde élastique à travers son support. En effet, à la résonance, des déformations locales ont lieu entre la micropoutre et le substrat au niveau de l'encastrement. La perte énergétique par période d'oscillation est proportionnelle à la force de friction s'exerçant au niveau de la surface de séparation de la partie mobile de la poutre avec la partie fixe du substrat. Une modélisation de cet effet est proposée par Hoa, elle se traduit par l'expression suivante [HAO03]:

$$Q = \beta_n \left[\frac{L}{e} \right]^3 \quad (\text{I-1.2-34})$$

Où β_n est une constante qui diminue avec l'ordre du mode, donnée dans le tableau ci-dessous :

Mode de vibration	β_n
1 ^{er} mode	2,081
2 ^{ème} mode	0,173
3 ^{ème} mode	0,064
4 ^{ème} mode	0,033

Tableau I-2: Valeur de la constante β_n du modèle de Hao pour une micropoutre encasté libre

En conclusion, nous pouvons dire qu'il est nécessaire de minimiser l'amortissement subi par la micropoutre afin d'obtenir des amplitudes de vibration élevées. De telles amplitudes nous permettraient d'engendrer de fortes déformations dans la structure et ainsi de pouvoir fatiguer les matériaux constituant la micropoutre. Des expériences de fatigue par la mise à la résonance d'un microsystème ont déjà été effectuées [YE95]. Elles ont montré qu'un matériau, ayant subi un certain nombre de cycles de fatigue qui ont commencé à l'endommager, voit ses paramètres

mécaniques évoluer et notamment son module de Young. Cette évolution du module de Young se traduit expérimentalement par une variation de la fréquence de résonance.

Cette technique semble donc intéressante pour caractériser l'évolution du module de Young d'un matériau soumis à de la fatigue mécanique. De plus, si les contraintes sont suffisamment importantes on doit pouvoir théoriquement mesurer la ténacité d'un matériau [MUH04].

2 - Fiabilité et défaillance liées à la fatigue thermomécanique des composants microélectroniques de puissance MOSFET verticaux

L'étude de la fatigue thermomécanique d'un système de puissance s'attache à caractériser son comportement sous sollicitations répétées. Ces sollicitations sont des contraintes thermomécaniques, c'est-à-dire des variations de température qui induisent des contraintes mécaniques. Ces variations de température sont dues, soit à une variation de la température de l'environnement du système, soit à la dissipation de puissance dans les composants, par effet Joule, lorsqu'ils sont traversés par un courant électrique. De par la diversité des matériaux utilisés dans la fabrication du système (silicium, aluminium, cuivre, polymères), des contraintes thermomécaniques importantes apparaissent lors de cycles thermiques. Ces fluctuations des contraintes thermomécaniques peuvent engendrer une détérioration (fissures) des matériaux, laquelle finit, à son degré ultime, par entraîner la rupture du matériau et la défaillance du système.

La prédiction de la durée de vie des systèmes de puissance est l'objectif à atteindre lors des études menées sur la fatigue. Pour ce faire deux approches peuvent être considérées :

- Une approche physique où l'on s'intéresse à l'étude des mécanismes de défaillances internes et qui nécessite la bonne connaissance de la technologie des composants et de leur assemblage dans le système (nature et paramètres physiques des matériaux utilisées, géométrie et dimensions de différentes couches...). Une telle approche permet de déboucher sur des lois comportementales de vieillissement, déterminées de manière empirique, exprimant la durée de vie des composants, en fonction de leurs conditions de fonctionnement et des paramètres technologiques.

- Une approche par simulation en éléments finis qui se focalise sur l'étude des contraintes dans les composants microélectroniques ou dans les modules de puissance. Cette approche nécessite une bonne connaissance des propriétés mécaniques des matériaux ainsi qu'une modélisation fidèle de la géométrie des structures.

Le principal inconvénient des approches physiques est qu'elles nécessitent un grand nombre de résultats d'essais de vieillissement. Ces essais de fatigue ont une durée importante et l'évolution rapide de la technologie des systèmes et des composants de puissance implique que cette méthode n'est pas la plus adaptée à des objectifs industriels. Dans le cadre de cette thèse, nous nous sommes donc orientés vers une approche par simulation en éléments finis. De plus, nous avons choisi de réaliser cette étude au niveau du composant de puissance.

2.1 - La fatigue thermomécanique dans les composants de puissance

2.1.1 – Description du composant vertical MOSFET

Le composant vertical de puissance MOSFET auquel nous allons nous intéresser est un composant de moyenne puissance fabriqué par Freescale semiconducteur utilisé dans l'industrie automobile. Ce composant doit pouvoir bloquer une chute de potentiel inférieure à 45V, correspondant à la tension d'une batterie montée en inverse, et sa faible résistance à l'état passant lui permet d'être traversé par des courants élevés. Typiquement, un composant de résistance à l'état passant de $2\text{m}\Omega$ peut endurer un courant de 150A pendant 150ms. Au-delà, la température du composant sera supérieure au seuil limite de 160°C qui provoque son passage à l'état bloqué. En effet, un circuit de protection, localisé sur la puce de contrôle, associé à un capteur de température sur le composant de puissance, permet de forcer le composant de puissance à l'état bloqué avant que celui-ci ne soit détérioré par une température trop élevée. Cette association puce de contrôle et puce de puissance dans un même boîtier est illustré sur la photo ci-dessous.

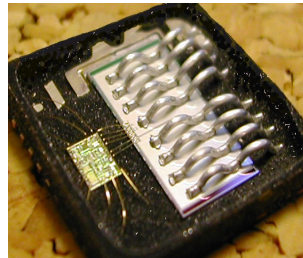


Figure I-22 : Puce de contrôle (gauche) et puce de puissance (droite) dans un boîtier ouvert.

Ces faibles résistances à l'état passant sont obtenues par une grande taille de puce permettant de mettre en parallèle plusieurs centaines de milliers de transistors élémentaires aussi appelés cellules élémentaires. La figure ci-dessous illustre la structure d'une cellule élémentaire :

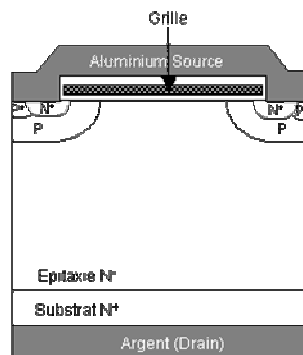


Figure I-23: Cellule élémentaire du transistor de puissance

En partant du bas vers le haut la cellule élémentaire est composée d'un film métallique face arrière en argent de 2 μm environ. Le rôle de ce film est d'assurer une bonne soudure à faible température avec le boîtier par l'intermédiaire d'une pâte à braser. L'argent est un matériau qui remplit parfaitement ce rôle, car il forme un eutectique avec l'étain et le plomb à faible température, comme illustré ci-dessous par les deux diagrammes de phases Ag-Sn et Ag-Pb.

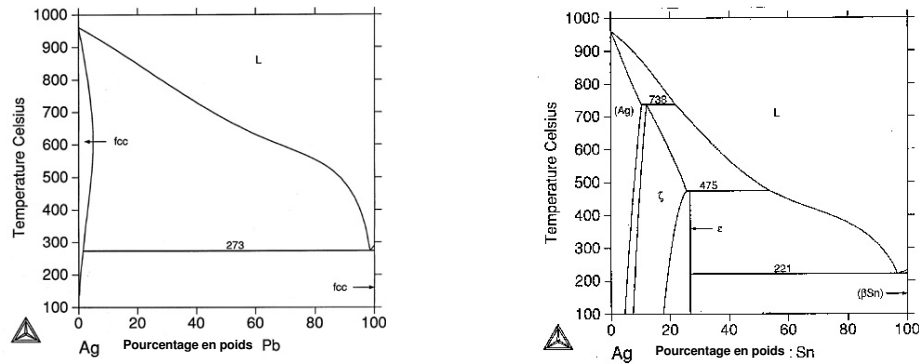


Figure I-24: Diagramme de phase de l'argent avec l'étain (à droite) et le plomb (à gauche)

Le film d'argent est déposé sur le substrat en silicium, qui électriquement, peut être divisé en deux parties. Le substrat de 250 μm environ qui est fortement dopé pour diminuer sa résistance électrique et la zone de silicium de 5 μm environ que l'on a fait croître par épitaxie et qui possède une résistivité 100 fois plus importante environ. Ensuite différentes étapes technologiques sont effectuées pour réaliser un transistor (oxydation, implantation, diffusion, gravure ionique réactive...). La figure ci-dessous présente la densité de courant dans une demi-cellule élémentaire lorsque le transistor est à l'état passant. L'oxyde de grille se trouve sous la grille en polysilicium, elle-même isolée de la métallisation source par un isolant (oxyde et nitrure de silicium).

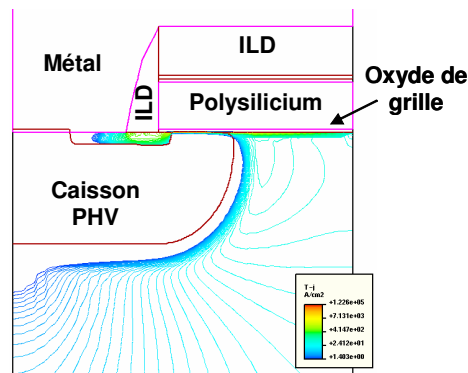


Figure I-25: Densité de courant dans une demi cellule élémentaire du composant de puissance (VDS=10mV et VGS=12V) [CHA04]

La métallisation de source en aluminium avec 1% de silicium est déposée par « DC magnétron sputtering » sur la face avant du composant. Son rôle principal est de collecter le courant sortant du silicium et de la faire parvenir jusqu'aux fils de connexion. L'assemblage du composant est effectué en boîtier PQFN pour « Power Quad Flat No-Lead ». La spécificité de ce boîtier est de ne pas avoir de broches de connexion qui débouchent de part et d'autre du boîtier, car la connexion électrique entre le composant et la carte électronique qui le reçoit est effectuée par une soudure sous le composant. La figure ci-dessous illustre un composant de puissance, associé à sa puce de contrôle, montés dans un boîtier PQFN.

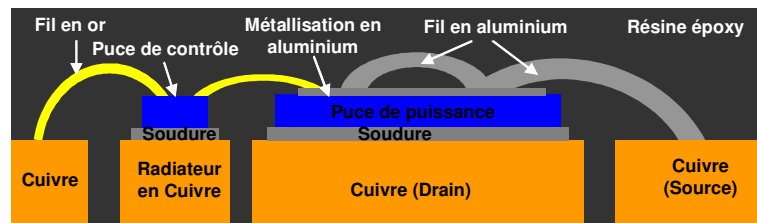


Figure I-26: Représentation schématique des matériaux du composant de puissance

Les forts courants qui vont traverser ce composant, lorsque celui est à l'état passant, vont entraîner un échauffement de la puce de puissance. La chaleur va être évacuée par le boîtier entraînant à son tour son échauffement. La figure I-26 met en évidence les différents matériaux utilisés dans la fabrication d'un composant de puissance qui vont engendrer, lors des variations de température, des contraintes thermomécaniques entre les différents matériaux le constituant. Ces variations de température et donc de contraintes sont à l'origine des problèmes de fiabilité au niveau de la puce de puissance ou des interconnexions avec le boîtier. De nombreuses études ont été effectuées pour comprendre et modéliser la fiabilité des composants de puissances dont nous allons présenter les grandes lignes.

2.1.2 - Evaluation de l'endommagement d'un matériau par des lois comportementales

La théorie de l'endommagement (D) et les lois d'endommagement associées permettent de prévoir le nombre de cycles auquel peut être soumis un système avant d'atteindre la défaillance. Plusieurs mécanismes différents peuvent en être la cause suivant la partie du système qui est considéré. Cependant, pour les composants microélectroniques, l'apparition d'une fissure macroscopique, initiée par des microfissures induites par une concentration de contrainte élevée, est à l'origine de la plupart des mécanismes de défaillances par fatigue. Des lois empiriques ont

été établies suite à de nombreux essais de fatigue qui ont mis en évidence les principaux paramètres responsables de l'endommagement. On distingue deux grandes classes d'endommagement dû à la fatigue [LEM98]:

- L'endommagement par fatigue associé à un très grand nombre de cycles, supérieur à 50 000 environ. Les niveaux de contraintes qui le provoquent sont sensiblement inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. La rupture a lieu sans aucune déformation plastique et la déformation se produit dans les limites du domaine élastique.

- L'endommagement par fatigue plastique associé à un nombre de cycles relativement faible, inférieure à 50 000 cycles, appelée également fatigue oligocyclique. Les déformations imposées sont telles qu'à chaque cycle de chargement, le matériau subit une déformation permanente.

Les lois classiques d'endommagement suite à l'apparition de contrainte dans un matériau s'expriment en fonction de grandeurs définies sur un cycle et sont présentées sur la figure suivante :

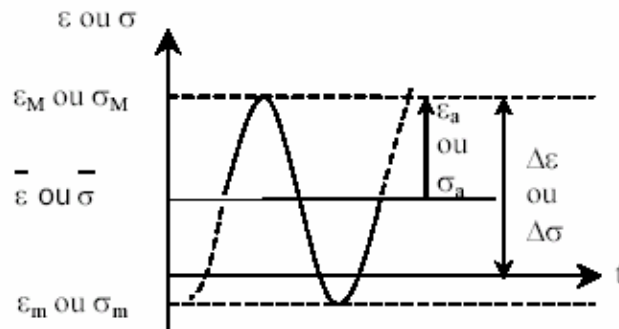


Figure I-27: Illustration d'un cycle de contrainte ou de déformation en fonction du temps

La loi de Woehler-Miner s'applique principalement à la fatigue des métaux sous sollicitations périodiques. Les courbes de Woehler expriment les résultats d'essais de fatigue unidimensionnels. Elles présentent la relation existante entre l'endommagement (δD) du matériau, lors d'un cycle de fatigue (δN), à la valeur maximale (σ_M) et moyenne ($\bar{\sigma}$) de la contrainte.

$$\frac{\delta D}{\delta N} = \frac{\sigma_M - \sigma_{limit}}{\sigma_u - \sigma_M} \left(\frac{\sigma_M - \bar{\sigma}}{B_0(1 - b\bar{\sigma})} \right)^\beta \quad (I-2.1-1)$$

σ_u : Contrainte à la rupture

σ_{limit} : Contrainte limite

β, b, B_0 : Constantes du matériau

Le nombre de cycles à la rupture (N_F) s'obtient après intégration de l'expression précédente pour les conditions aux limites ci-dessous:

$$\begin{aligned} N = 0 &\longrightarrow D = 0 \\ N = N_F &\longrightarrow D = 1 \end{aligned} \quad N_F = \frac{\sigma_u - \sigma_M}{\sigma_M - \sigma_{\text{limit}}} \left(\frac{\sigma_M - \bar{\sigma}}{B_0(1 - b\bar{\sigma})} \right)^{-\beta} \quad (\text{I-2.1-2})$$

Grâce à la loi précédemment obtenue, il est possible d'évaluer le nombre de cycles à la rupture en fonction des contraintes subites par le matériau. Il est intéressant de remarquer que lorsque le chargement est périodique ($\sigma_M = \text{cst}$) et ($\bar{\sigma} = \text{cst}$), l'évolution de l'endommagement (D) en fonction du nombre de cycles est linéaire. Cette propriété est en réalité rarement vérifiée lors d'essai de fatigue.

La loi d'endommagement la plus utilisée dans la littérature pour décrire la fatigue d'un système est la loi dite de Coffin-Manson. Cette loi prend en compte les déformations mécaniques induites dans le matériau lors de cycles thermique. Le nombre de cycles avant défaillance (N_F) est déterminé par une fonction puissance de la déformation $\Delta\varepsilon$ divisée par une constante (C):

$$N_F = \left(\frac{\Delta\varepsilon}{C} \right)^{-m} \quad (\text{I-2.1-3})$$

La figure ci-dessous illustre un cycle typique de contraintes/déformations en présence de déformations plastiques.

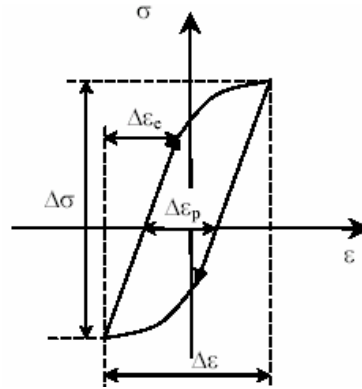


Figure I-28: Illustration d'un cycle contrainte déformation, élastique et plastique

Selon le type de déformation subi par le matériau, les coefficients C et m peuvent varier. De manière générale un matériau peut subir trois types de déformations. Des déformations élastiques, plastiques, et du fluage. La déformation totale par cycle est alors exprimée par :

$$\Delta\varepsilon = \Delta\varepsilon_e + \Delta\varepsilon_p + \Delta\varepsilon_f = C_1 N_F^{m_1} + C_2 N_F^{m_2} + C_3 N_F^{m_3} \quad (\text{I-2.1-4})$$

Selon les travaux présentés dans la littérature [SUN98] il est possible de négliger les déformations qui ne sont pas prépondérantes. Par exemple, pour de faibles durées de vie, en

dessous de 1000 cycles, il est possible de négliger la composante élastique, alors que pour une durée de vie élevée, au dessus de 100 000 cycles, c'est la composante plastique qui peut être négligée. Il est donc possible d'obtenir, en représentation asymptotique de la relation amplitude totale de déformation par la durée de vie, deux droites en coordonnées logarithmiques illustrées ci-dessous.

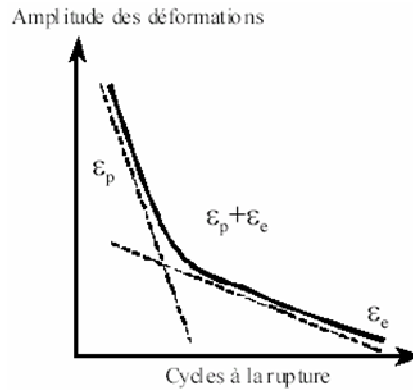


Figure I-29: Courbe de fatigue qui donne l'amplitude des déformations en fonction du nombre de cycles à la rupture

Il est nécessaire de considérer les déformations par fluage, si la température du matériau est proche du point de fusion, ou si les déformations sont appliquées au matériau sur des temps longs de l'ordre de plusieurs minutes. C'est le cas notamment des soudures tendres qui ont une température de fusion autour de 200°C et dont la température lors d'un cycle de fonctionnement du composant de puissance peut atteindre 160°C. Lorsque la déformation subie par le matériau est engendrée suite à une différence des coefficients de dilation thermique des matériaux, la loi de Coffin-Manson peut être formulée à l'aide du changement de température subi par le matériau [CIA02] tel que :

$$N_F = \left(\frac{\Delta T}{C} \right)^{-m} \quad (\text{I-2.1-5})$$

De manière générale, il est observé trois domaines pour le coefficient « m » :

- 1-3 pour les matériaux qui se fatiguent de manière ductile et qui sont sensibles à la température due à la cinétique de la fatigue par fluage (soudure tendre).
- 3-5 pour les matériaux métalliques ou les intermétalliques les plus couramment utilisés dans les circuits intégrés.
- 6-8 pour les matériaux à rupture de type fragile (oxyde de silicium, ILD).

Le tableau ci-dessous présente les coefficients « m » publiés dans la littérature pour différents matériaux et/ou mécanismes de défaillance des circuits intégrés [BLI97]. Ces coefficients sont donnés de manière illustrative et ne peuvent pas être considérés comme des valeurs absolument fiables.

Matériau et mécanismes de défaillances	Coefficients « m »
Soudure (40Pb-60Sn) / Cisaillement	2,27
Radiateur en Cuivre	2,7
Fil de connexion en aluminium	3,5
Fissuration des isolants diélectriques (ILD)	5,5
Rupture du silicium	5,5
Fissuration des films minces	8,4

Tableau I-3 : Coefficient « m » pour différents matériaux ou mécanismes de défaillances

2.1.3 - La simulation par éléments finis

L'origine de la méthode des éléments finis remonte au début des années 60, période où l'apparition des premiers ordinateurs ouvrait de nouvelles et larges possibilités aux méthodes de calcul numérique. L'idée de base consiste à approcher la structure réelle continue que l'on veut étudier par un modèle discontinu formé d'un nombre fini d'éléments de dimensions limitées, reliés les uns aux autres par l'intermédiaire de nœuds situés sur leurs frontières. Par l'application du théorème des travaux virtuels, le problème est ramené à la résolution d'un système d'équations linéaires dont l'ordre, généralement élevé, dépend du nombre d'éléments ainsi que du nombre de nœuds associés à chaque élément. Les inconnues du système d'équations sont les degrés de liberté des nœuds, qui sont généralement le potentiel, la température et le déplacement suivant le type d'éléments choisis pour le maillage du modèle. La résolution des équations du système peut être effectuée en statique, en transitoire ou en dynamique. Il est théoriquement possible d'approcher la solution exacte ou réelle avec une précision qui dépend de la qualité du maillage, en particulier dans les zones où le gradient sur les valeurs des degrés de liberté est important.

Les travaux de simulation présentés dans ce mémoire ont été réalisés au moyen du logiciel de modélisation et d'analyse éléments finis ANSYS Multiphysics. Il couvre des domaines de l'ingénierie tels que : la mécanique, l'électricité, l'électromagnétisme, la thermique, la mécanique des matériaux et des fluides. Il permet aussi des études couplées électrothermique

ou thermomécanique. Plusieurs types d'éléments peuvent être utilisés en fonction du type de calcul souhaité ainsi qu'en fonction de la géométrie de la structure à simuler. Ces principaux éléments sont les éléments ponctuels, linéaires, coques, plans et volumiques.

L'étude d'une structure par éléments finis est une approche très utilisée surtout dans l'industrie mais aussi dans la recherche, car elle permet d'évaluer de façon précise le comportement d'une structure à partir de sa géométrie, des propriétés des matériaux et des conditions aux limites qui lui sont appliquées. A l'opposé des lois comportementales, décrites dans le paragraphe précédent pour évaluer la fiabilité d'un système, la simulation par éléments finis permet d'évaluer le comportement d'une structure en fonction de la variation de ses paramètres géométriques et des propriétés des matériaux. Cela permet de prédire leurs influence sans avoir besoin d'effectuer de nombreux essais de fiabilité sur ces différentes structures.

2.2 - Mécanismes de défaillances des composants microélectroniques de puissance soumis à de la fatigue thermomécanique

La défaillance des composants de puissance soumis à de la fatigue thermomécanique a lieu dans les régions soumises aux plus fortes contraintes ou variations de contrainte et qui, de plus, sont sensibles à la fatigue. Pour le composant qui a été présenté au paragraphe 2.1, l'expérience a mis en évidence deux zones qui correspondent à ces critères. Il s'agit des deux interfaces entre la puce et le boîtier, soit sur la face arrière de la puce au niveau de la soudure tendre, soit sur la face avant de la puce entre la métallisation en aluminium et les fils de connexion.

La fatigue de ces deux zones ne s'effectue pas lors des mêmes conditions de fonctionnement comme le montre la figure ci-dessous :

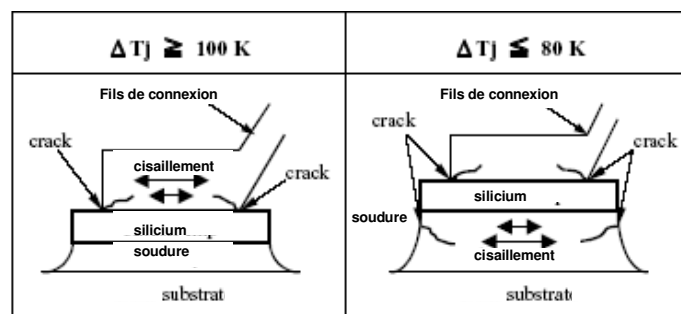


Figure I-30: Illustration des mécanismes de défaillance en fonction de la température [MOR01]

Pour un échauffement du composant (ΔT_j) supérieur à 100°K , les contraintes de cisaillement à l'interface entre les fils de connexion et la puce en silicium dues aux différences de

dilatation des matériaux entraînent l'apparition de fissures. La propagation de ces fissures induit la défaillance du composant suite à la rupture du contact entre le fil et la puce pour un nombre de cycles relativement faible, inférieur à 50 000.

Pour un échauffement du composant (ΔT_j) inférieur à 80°K, les fissures apparaissent dans la soudure suite aux déformations par cisaillement, dues aux différences de dilatation thermique des matériaux. La propagation de ces fissures dans la soudure entraîne une dégradation des échanges thermique entre la puce et le radiateur, ce qui entraîne une augmentation de la température de jonction du composant. Le mécanisme de défaillance du composant est alors le même que dans le cas précédent, soit une rupture du contact entre le fil et la puce, mais cette fois pour un nombre de cycles relativement élevé, supérieur à 150 000.

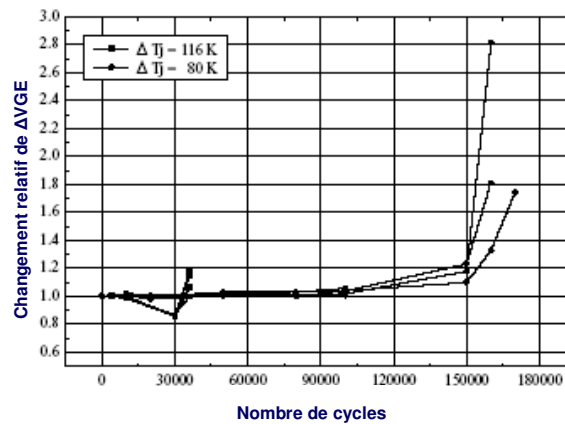


Figure I-31: Fatigue du composant mesuré par l'intermédiaire de ΔV_{GE} en fonction du nombre de cycles et pour deux températures [MOR01]

2.2.1 - Fatigue de la soudure tendre à l'interface puce-boîtier

L'interface entre la puce en silicium et le radiateur en cuivre est l'interface la plus critique du composant car elle possède à la fois les plus fortes différences de coefficient de dilatation thermique, ainsi que les plus grandes dimensions. La soudure tendre a pour principal avantage d'absorber les différences de dilatation thermique par déformation plastique et donc de ne pas transmettre les contraintes thermomécaniques à la puce en silicium. Cependant, le cisaillement important auquel cette zone est soumise va générer des dislocations et des trous dans la soudure. Au bout d'un certain nombre de cycles, des fissures apparaissent à partir des défauts initialement présents dans la soudure. Elles apparaissent en périphérie de la soudure où les contraintes de cisaillement sont les plus importantes et se propagent de la périphérie vers le centre [CIA02]. La délamination de la soudure a pour conséquence un mauvais contact électrique et thermique entre

la puce et le radiateur. La résistance à l'état passant (R_{ON}) du composant va donc augmenter alors que la diffusion de la chaleur vers le radiateur va diminuer. Le mode qui va alors provoquer la défaillance du composant est un excès d'échauffement de la zone active induit par la dégradation de l'interface entre la puce et le radiateur. La défaillance physique du composant interviendra alors entre les fils de connexion et la métallisation de la puce de puissance comme présenté sur la figure I-32.

2.2.2 - Fatigue de la métallisation en aluminium face avant du composant

La métallisation ainsi que les fils de connexion du composant de puissance sont situés près de la zone active du composant qui lors du fonctionnement, dissipe le plus de chaleur. La défaillance de ces éléments résulte de phénomènes de fatigue thermomécanique qui sont dus aux différences de dilatation thermique entre le silicium et l'aluminium. En effet, les contraintes de cisaillement entre le fil de connexion et la métallisation du composant de puissance sont d'autant plus intenses que les variations de température du composant sont importantes. Deux principaux mécanismes vont alors entraîner la défaillance du composant, la propagation de fissure entre le fil de connexion et la métallisation source, ainsi que la reconstruction des grains de la métallisation en aluminium. Ces mécanismes sont respectivement illustrés sur les figures suivantes :

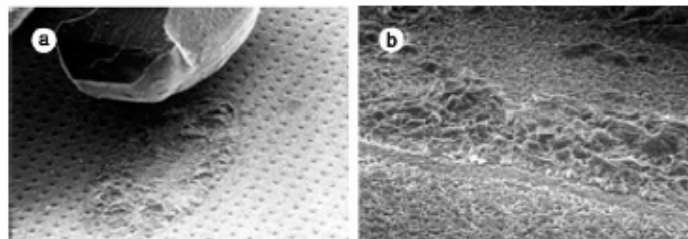


Figure I-32: Observation M.E.B de la rupture d'un fil de connexion [CIA02]

Cette figure montre deux observations au microscope électronique à balayage (M.E.B) de l'interface de contact entre le fil de connexion et la métallisation source d'un composant de puissance. La figure de gauche (a) illustre la rupture de la connexion électrique provoquée par de la fatigue thermomécanique et la figure de droite (b) montre les déformations subies par la métallisation à l'interface de contact. Il a été établi que l'initiation des fissures se faisait sur la périphérie de la soudure et que la propagation de ces fissures se fait vers l'intérieur de la zone de soudure.

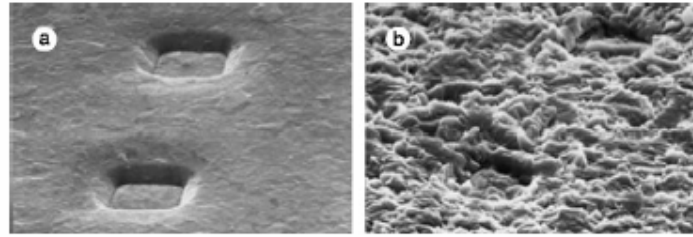


Figure I-33: Observation MEB de la reconstruction de la métallisation [CIA02]

Cette figure illustre le phénomène de reconstruction de la métallisation par deux observations M.E.B. de la même zone de la métallisation d'un composant de puissance avant (figure a) et après (figure b) des cycles thermomécaniques. Les contraintes de cisaillement dans la métallisation sont responsables de cette déformation. La déformation des grains a lieu suivant l'épaisseur car leur dilatation latérale est freinée par la rigidité du silicium.

Conclusion :

L'étude des mécanismes de défaillance des composants de puissance a mis en évidence l'importance et l'influence des contraintes thermomécaniques sur les assemblages de la microélectronique. La rupture du contact entre les fils de connexion et la métallisation de source est le principal mode de défaillance des composants de puissance par fatigue. C'est pourquoi, l'évaluation de la fiabilité de cette interface de contact est de première importance pour l'industrie microélectronique. Cependant, cette évaluation par simulation en éléments finis nécessite une connaissance précise des paramètres thermomécaniques des matériaux constituant cet interface.

Les principaux paramètres thermomécaniques, à savoir le module de Young, le coefficient de dilatation thermique, les contraintes résiduelles et la ténacité des matériaux, ainsi que leurs formulations générales ont été présentées dans ce chapitre. L'analyse des différentes techniques de caractérisation des paramètres thermomécaniques des matériaux, déposés en couche mince, a permis de définir un microsystème de type micropoutre bicouche qui permet en théorie de pouvoir caractériser toutes les propriétés précédemment citées.

C'est pourquoi le chapitre suivant va s'attacher à caractériser les propriétés thermomécaniques de l'aluminium déposé en couche minces par la méthode des micropoutres bicouches.

Chapitre II

Caractérisation thermomécanique de l'aluminium déposé en couches minces par la méthode des micropoutres bicouches

Introduction :

L'étude des mécanismes de défaillances thermomécaniques a aussi mis en évidence l'importance de la métallisation source dans la fiabilité des composants de puissance. C'est pourquoi, ce chapitre se consacre à la caractérisation des propriétés mécaniques de la métallisation source des composants de puissance HDTMOS de Freescale semiconducteur.

Un état de l'art des différentes techniques de caractérisation des propriétés thermomécaniques, adapté aux matériaux minces a été présenté dans le chapitre précédent. La technique de caractérisation, qui est détaillée dans ce chapitre, consiste à mesurer, par profilométrie interférométrique, l'évolution de la courbure d'un microsystème en fonction de la température. Le microsystème utilisé est une micropoutre bicouche, qui présente l'avantage d'être simple, à la fois dans sa fabrication et dans la modélisation thermomécanique de son comportement. Deux types de modélisation sont utilisés pour décrire le comportement du microsystème en fonction de la température: la modélisation analytique et la modélisation par éléments finis.

Ce chapitre décrit, dans une première partie, la méthode de mesure des paramètres thermomécaniques de l'aluminium ainsi que la modélisation du comportement des micropoutres bicouches. Puis, dans une seconde partie, le procédé de fabrication des microsystèmes est présenté ainsi que les structures obtenues. Enfin, ce chapitre s'achève par la description détaillée du dispositif expérimental de mesure et la présentation des résultats obtenus ainsi que leurs interprétations.

1- Etude théorique de la caractérisation thermomécanique de l'aluminium par la méthode des micros poutres bicouches

Dans le cadre de notre étude, le matériau qui est étudié est l'aluminium avec 1% en poids de silicium de $4\mu\text{m}$ et $10\mu\text{m}$ d'épaisseur déposée par « DC magnétron sputtering ». Ce matériau est utilisé comme métallisation de source des composants de puissance HDTMOS de Freescale Semiconducteur.

1.1 - Courbure d'une micro poutre bicouche en fonction des paramètres géométriques de la structure

La caractérisation des propriétés mécaniques de l'aluminium par la méthode des micropoutres bicouches, nécessite l'utilisation d'un matériau de référence dont les propriétés mécaniques sont à priori connues. La microélectronique est encore aujourd'hui largement dominée par la technologie silicium. Ce matériau à l'avantage d'avoir été largement étudié, il est donc judicieux de choisir le silicium comme matériau de référence. Le microsystème utilisé pour caractériser l'aluminium est représenté ci-dessous :

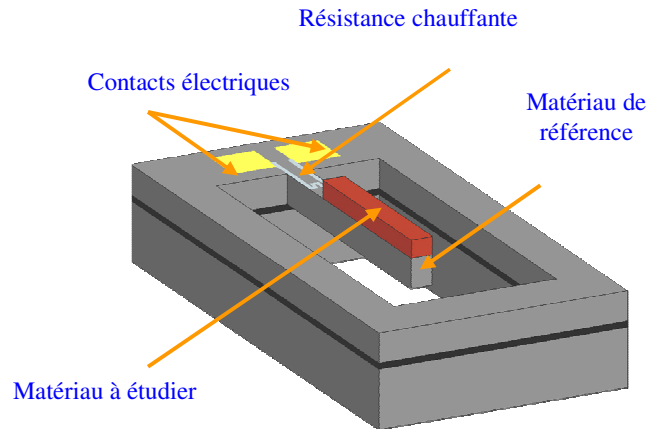


Figure : II-1 Microsystème de type micropoutre bicouches

Il se compose d'une micropoutre en silicium d'épaisseur e_{Si} , de longueur L_{Si} et de largeur W_{Si} , sur laquelle est déposé de l'aluminium d'épaisseur e_{Al} , de longueur L_{Al} et de largeur W_{Al} . Au niveau de l'encastrement de la micropoutre avec le substrat, une résistance chauffante est implantée en vue de chauffer la micropoutre. Les paramètres mécaniques du silicium sont notés E_{Si} et α_{Si} pour désigner respectivement son module de Young et son

coefficient de dilatation thermique. De même pour l'aluminium, le module de Young et le coefficient de dilatation thermique sont respectivement E_{Al} et α_{Al} .

Bien que les paramètres mécaniques de l'aluminium massif soient connus et disponibles dans la littérature, ceux de l'aluminium mince, utilisé en microélectronique, dépendent fortement de sa composition et de sa microstructure, de la technique de dépôt ainsi que des différents recuits thermiques qu'il subit [REA01]. En effet, si le coefficient de Poisson et le coefficient de dilatation thermique de l'aluminium peuvent être considéré respectivement égaux à 0,33 et $24.10^{-6} K^{-1}$ à $\pm 5\%$, le module de Young de l'aluminium, donné dans la littérature, varie de façon significative. Celui-ci est donné, selon les sources, compris entre 20 MPa et 75 MPa [DAI03,PUI03,COM02,SAH01,HEI95,GER90]. Ces variations ne sont pas clairement comprises car la composition, les recuits thermiques et la taille de grain, n'ont que peu d'influence sur le module de Young. En revanche, il est réaliste de considérer que les paramètres mécaniques du silicium, selon l'orientation cristalline, sont connus avec précision. En effet, le silicium monocristallin, peu dopé, orienté $\langle 100 \rangle$, est un matériau largement étudié [WOR65], dont les paramètres mécaniques sont disponibles dans la littérature [NIK71,WEB1,WEB2,]. Cependant, son module de Young sera déterminé égal à 150 GPa au chapitre III. Les paramètres E_{Si} , ν_{Si} et α_{Si} sont donc considérés comme connus et leurs valeurs sont respectivement 150 GPa, 0,22 et $2,6.10^{-6} K^{-1}$.

Le tableau II-1 résume les propriétés mécaniques supposées des deux matériaux constituant la micropoutre :

Matériaux	Aluminium	Silicium
Propriétés		
Module de Young (Pa)	70.10^9	150.10^9
Coefficient de dilatation thermique	24.10^{-6}	$2,6.10^{-6}$
Coefficient de Poisson	0,33	0,22

Tableau II-1: Propriétés mécaniques supposées de l'aluminium et du silicium

1.1.1 - Calcul de l'épaisseur du matériau de référence

La théorie sur la courbure d'un assemblage bicouches de matériaux a été présentée au paragraphe 1.2.4 du chapitre I. L'équation, donnant la courbure d'un assemblage bicouche en fonction des paramètres géométriques, mécaniques et thermiques, a été établie (I-1.2-17). Pour plus de clarté, la désignation des paramètres utilisés dans cette équation est modifiée de manière à refléter le système de matériaux constituant la micropoutre à étudier. Ainsi, la courbure de l'assemblage silicium aluminium s'exprime par l'équation suivante :

$$\rho = \frac{6(\alpha_{Al} - \alpha_{Si})\Delta T \left(1 + \frac{e_{Al}}{e_{Si}}\right)^2}{(e_{Si} + e_{Al}) \left[3 \left(1 + \frac{e_{Al}}{e_{Si}}\right)^2 + \left(1 + \frac{e_{Al} E_{Al}}{e_{Si} E_{Si}}\right) \left(\left(\frac{e_{Al}}{e_{Si}}\right)^2 + \left(\frac{e_{Si} E_{Si}}{e_{Al} E_{Al}}\right) \right) \right]} \quad (II-1.1-1)$$

Pour une élévation de température et une épaisseur d'aluminium donnée, les deux inconnues de cette équation sont E_{Al} et α_{Al} . Il est donc nécessaire de mesurer la courbure d'un système bicouche pour au moins deux épaisseurs de silicium différent, afin de pouvoir déterminer E_{Al} et α_{Al} . Il est intéressant de remarquer, que la courbure d'une micropoutre bicouche évolue de façon linéaire avec la variation de la température du système ainsi qu'en fonction de la différence des coefficients de dilatation thermique des deux matériaux. Cependant, la courbure ne varie pas de manière linéaire en fonction de l'épaisseur de silicium et du module de Young des matériaux. Cette propriété intéressante, pour une épaisseur d'aluminium de $4\mu m$, est illustrée sur la figure II-2. Celle-ci présente l'évolution de la courbure d'un système bicouche qui subit une élévation de température de $10^\circ C$ en fonction de l'épaisseur du silicium et du module de Young de l'aluminium. Celui-ci est supposé compris entre 50GPa et 90GPa et les valeurs des autres paramètres utilisés dans le modèle analytique sont ceux présentés dans le tableau II-1.

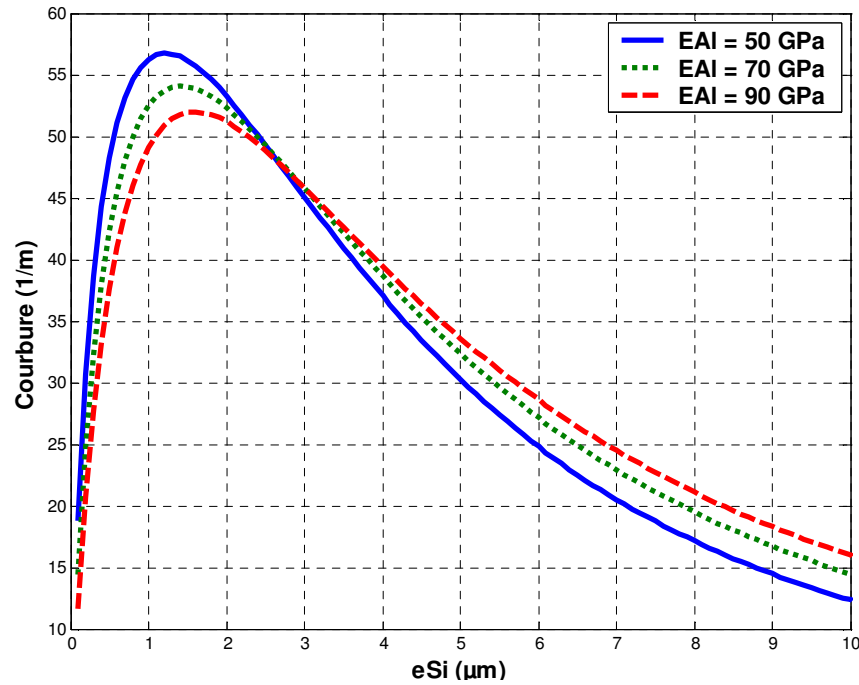


Figure II-2. Courbure d'une micropoutre bicouche en fonction de l'épaisseur de silicium (e_{Si}) pour un module de Young de l'aluminium compris entre 50 et 90 GPa ($e_{Al}=4\mu m$)

Cette figure met en évidence une épaisseur de silicium, autour de $3\mu\text{m}$, pour laquelle la courbure de la structure est peu dépendante du module de Young du matériau. La courbure n'est alors fonction que du coefficient de dilation thermique de l'aluminium (α_{Al}). La mesure de la courbure pour cette épaisseur de silicium nous permet de faire la mesure du coefficient de dilation thermique de l'aluminium en s'affranchissant le plus possible de l'incertitude sur le module de Young de l'aluminium. De la même manière, afin de déterminer avec le maximum de précision le module de Young de l'aluminium, il est judicieux de mesurer la courbure du système bicouche avec une épaisseur de silicium pour laquelle la courbure dépend fortement de E_{Al} . Pour cela, il est intéressant de regarder l'allure de la courbe donnant la valeur absolue de la sensibilité (S) de la courbure de la micropoutre bicouche par rapport au module de Young de l'aluminium. La sensibilité est calculée à partir de l'équation suivante :

$$|S| = \sqrt{\left(\rho \frac{d\rho}{dE_{Al}}\right)^2} \quad (\text{II-1.1-2})$$

Pour des raisons de métrologie, nous avons préféré considérer la sensibilité (S) comme étant la valeur absolue du produit de la courbure par la dérivée de la courbure par rapport au module de Young de l'aluminium. En effet, les valeurs de dérivée peuvent être grandes mais les courbures associées peuvent être très faibles et donc difficiles à mesurer. Cette courbe est représentée sur la figure II-3.

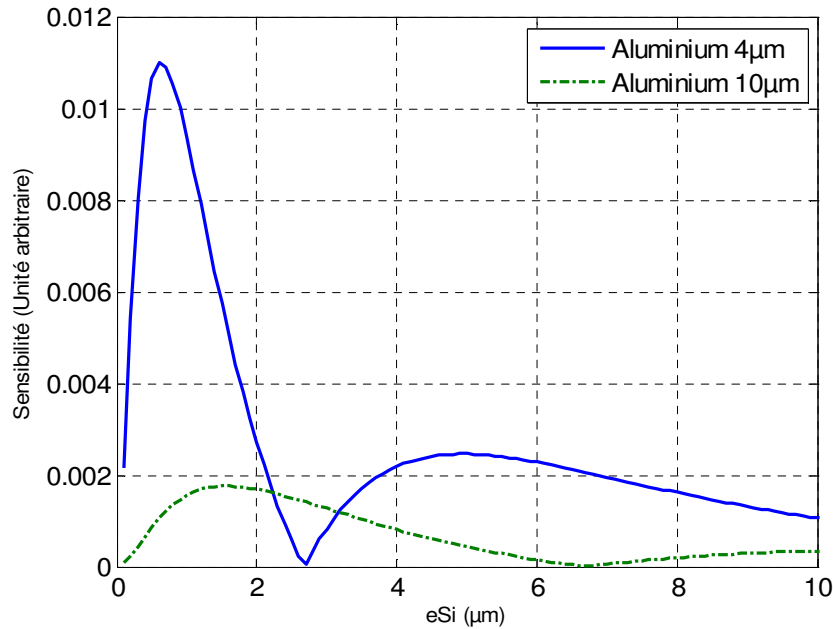


Figure II-3. Sensibilité de la courbure du cantilever au module de Young de l'aluminium en fonction de l'épaisseur de silicium (e_{Si}) pour $e_{Al}=4\mu\text{m}$ et $e_{Al}=10\mu\text{m}$

Cette courbe est caractérisée par deux maxima locaux qui mettent en évidence des épaisseurs de silicium pour lesquelles la courbure du cantilever est fortement dépendante du module de Young de l'aluminium. Elle révèle également une épaisseur de silicium pour laquelle la sensibilité s'annule, ce qui indique que, pour une telle épaisseur, la courbure de la micropoutre est indépendante du module de Young du matériau.

Le principe de la détermination des paramètres mécaniques d'un matériau, par la méthode des micropoutres bicouches, consiste donc à utiliser, au moins, deux structures bicouches avec des épaisseurs de silicium différentes, de telle manière que, l'une soit favorable à la mesure du coefficient de dilation thermique et l'autre soit favorable à la mesure du module de Young. La mesure de l'évolution de la courbure en fonction de la température, pour chacune de ces structures, permet alors de déterminer de manière quasi indépendante les paramètres E_{Al} et α_{Al} de l'aluminium avec le maximum de précision [PER02_a].

1.1.2 - Dimension des structures

Le modèle analytique étudié dans le paragraphe précédent a permis de mettre en évidence des épaisseurs de silicium favorables à la détermination des paramètres mécaniques de l'aluminium. Cependant, il est aussi nécessaire d'étudier l'influence des autres paramètres géométriques de la structure tels que la longueur et la largeur des poutres.

La longueur de la poutre (L) est un paramètre géométrique qui a moins d'importance que la largeur (W). En effet, pour un même rapport longueur sur largeur, si on considère que la courbure de la micropoutre sous l'effet de son propre poids est négligeable alors la courbure du système est indépendante de la longueur de la micropoutre. Cette hypothèse est tout à fait raisonnable, étant donné les dimensions micrométriques de la structure. La longueur a cependant une influence sur la déflexion maximale de la micropoutre, car la courbure est reliée à la déflexion par la formule suivante :

$$\delta = \rho \frac{L^2}{2} \quad (\text{II-1.1-3})$$

La largeur de la micropoutre est un paramètre très important à la fois du point de vue de la fabrication des microsystèmes, mais aussi du point de vue de son influence sur la courbure du système bicouche en fonction de la température. En effet, il est nécessaire de concevoir des micropoutres suffisamment solides pour pouvoir effectuer toutes les étapes technologiques nécessaires à leur fabrication. Ceci implique que la largeur des micropoutres

doit être de plusieurs dizaines de microns. Cependant, la largeur de la micropoutre implique que l'élongation relative des matériaux avec la température (ε) n'a pas lieu que dans la direction de la longueur de la poutre (ε_x) mais aussi dans sa largeur (ε_y). La faible épaisseur de la poutre implique que $\varepsilon_z \approx 0$. Ainsi, l'état de contrainte dans la poutre peut être considéré de type biaxial. Les contraintes dans la poutre sont dites planes. Dans ce cas, il est nécessaire de considérer que le module de Young (E) de chaque matériau utilisé dans le modèle analytique (II-1.1-1) doit être remplacé par le module de Young biaxial (E_b) tel que [CLY01]:

$$E_b = \frac{E}{1-\nu} \quad (\text{II-1.1-4})$$

Cette considération a un effet non négligeable sur les valeurs de courbure données par le modèle analytique, surtout pour les épaisseurs de silicium pour lesquelles la sensibilité de la courbure au module de Young est importante. Les valeurs de courbure données par le modèle analytique dans le cas de contraintes uniaxiales et biaxiales sont présentées sur la figure II-4.

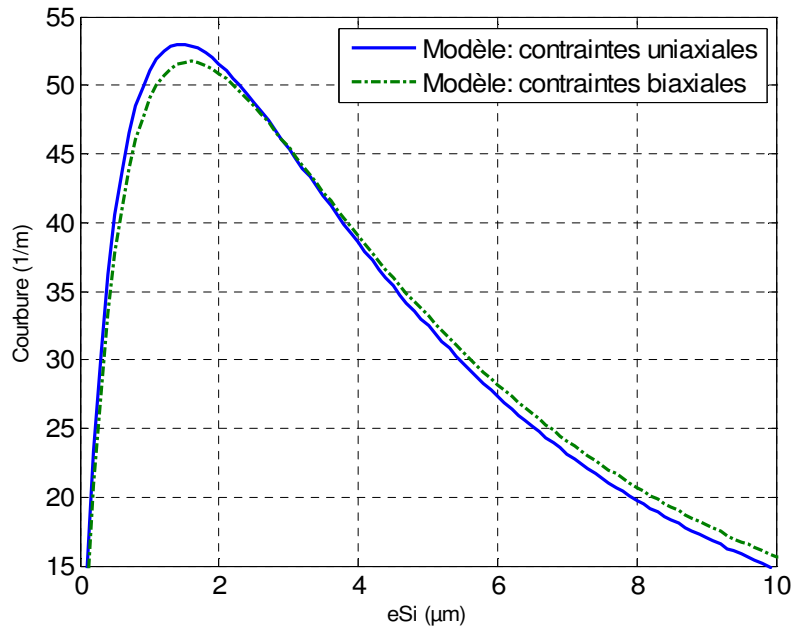


Figure II-4. Courbure du cantilever en fonction de l'épaisseur de silicium (e_{Si}) dans le cas de contraintes uniaxiales et biaxiales ($e_{Al}=4\mu m$)

De plus, les largeurs des deux couches de matériau constituant la micropoutre sont pratiquement toujours différentes. En effet, il est relativement difficile technologiquement de réaliser des micropoutres bicouches dont la largeur des couches sont parfaitement identiques. Cependant, un modèle analytique a été établi [CHU93] permettant de prendre en compte la largeur de chaque couche constituant la micropoutre: (II-1.1-5)

$$\rho = \frac{6W_{Si}W_{Al}E_{Si}E_{Al}e_{Si}e_{Al}(e_{Si} + e_{Al})(\alpha_{Al} - \alpha_{Si})\Delta T}{(W_{Si}E_{Si}e_{Si}^2)^2 + (W_{Al}E_{Al}e_{Al}^2)^2 + 2W_{Si}W_{Al}E_{Si}E_{Al}e_{Si}e_{Al}(2e_{Si}^2 + 3e_{Si}e_{Al} + 2e_{Al}^2)}$$

Lorsque les largeurs des matériaux constituant la poutre sont les mêmes, ce modèle est équivalent à celui décrit par l'équation II-1.1-1, si l'on utilise E ou Eb pour le module de Young des matériaux. Si on considère maintenant que les largeurs des matériaux de la micropoutre sont différents, tel que par exemple $W_{Al} = 45\mu\text{m}$ et $W_{Si} = 30\mu\text{m}$, alors les courbures données par les deux modèles diffèrent de manière relativement importante. Ce résultat est illustré par la figure II-5.

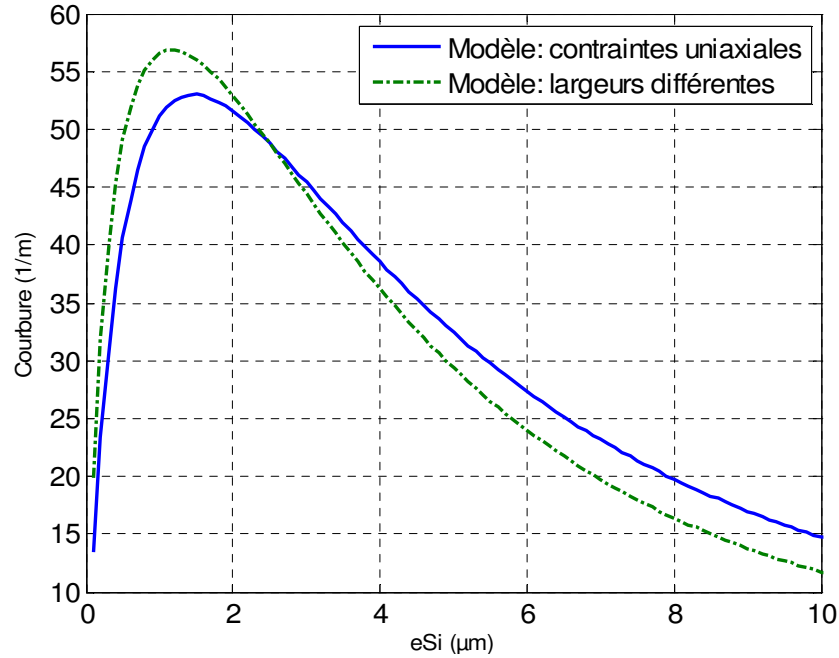


Figure II-5. Courbure du cantilever en fonction de l'épaisseur de silicium (e_{Si})

Pour conclure sur l'influence de la largeur de la micropoutre, sur la courbure en fonction de la température, il est important de noter que le modèle utilisé pour déterminer les propriétés des matériaux devra être choisi de manière à prendre en compte la géométrie de la structure ainsi que le type uniaxial ou biaxial des contraintes dans les matériaux afin d'obtenir des résultats précis.

1.1.3 - Réalisations des masques

Deux types de microstructures sont réalisés. Il s'agit de micropoutres monocouche, totalement en silicium, qui permettront de mesurer les propriétés mécaniques du silicium, au

chapitre III, ainsi que des micropoutres bicouches aluminium-silicium qui permettent de caractériser les propriétés thermomécaniques de l'aluminium.

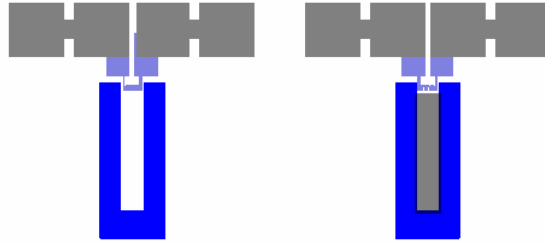


Figure II-6: Microstructure monocouche (à gauche) et bicouche (à droite)

Lors du dessin des masques, plusieurs structures avec des rapports longueur sur largeur (L/W) différents ont été réalisées afin d'obtenir des structures plus ou moins résistantes, lors de l'étape de libération de la poutre. Pour une longueur de la micropoutre bicouche de $450\mu\text{m}$, nous avons choisi des largeurs de $45\mu\text{m}$ et de $90\mu\text{m}$. Il existe donc quatre types de structures qui sont notées :

- C1 et C3 pour les micropoutres totalement en silicium respectivement de $45\mu\text{m}$ et $90\mu\text{m}$ de largeur.
- C2 et C4 pour les micropoutres bicouches respectivement de $45\mu\text{m}$ et $90\mu\text{m}$ de largeur.

Des lignes de découpe sont intégrées sur les masques autour des structures afin de s'affranchir d'une étape de découpe de la plaquette par sciage qui endommage les structures [PER02_b]. Les structures présentes sur les masques ainsi que les lignes de découpe sont représentées sur la figure II-7.

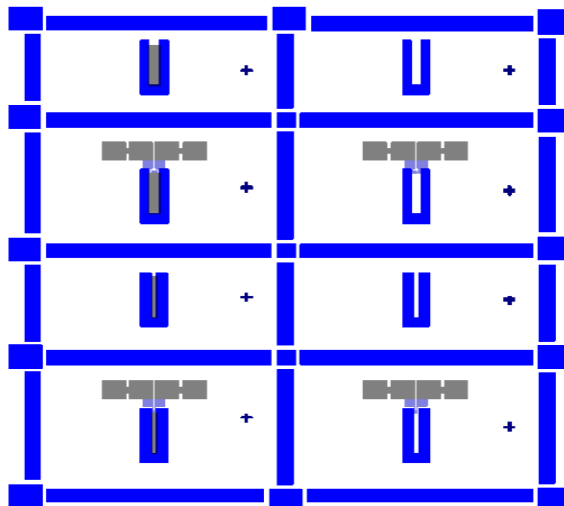


Figure II-7 : Représentation d'un champ

1.2 – Simulation par éléments finis du comportement thermomécanique des micropoutres

La modélisation par éléments finis permet de simuler le comportement de structures dont la géométrie est trop compliquée pour être modélisée analytiquement. Le logiciel utilisé pour la simulation éléments finis du comportement thermomécanique des structures est ANSYS Multiphysics. Les simulations effectuées ici sont des simulations thermomécaniques.

La partie qui suit, va s'attacher à décrire la simulation élément finis du comportement thermomécanique de micropoutres bicouches de type aluminium-silicium. La construction d'un microsystème simple de type micropoutre bicouche est tout d'abord présentée. Puis, une étude est menée sur l'influence du type d'éléments utilisés et du maillage du modèle, sur les résultats de simulations. Enfin, une comparaison est effectuée entre la déflexion d'une micropoutre donné par les simulations éléments finis et par les modèles analytiques.

1.2.1 - Construction du modèle

La construction d'un modèle de simulation s'effectue en trois étapes. Tout d'abord, il est nécessaire de définir la géométrie de la structure et les propriétés des matériaux qui la composent. Ensuite vient l'étape la plus importante, le maillage, car cela a une influence directe sur la qualité des résultats de simulation. Enfin, il faut définir le chargement ainsi que les conditions aux limites à appliquer sur le modèle. Nous allons simuler le comportement thermomécanique d'une micropoutre bicouche simple, telle que celle présentée sur la figure II-8:

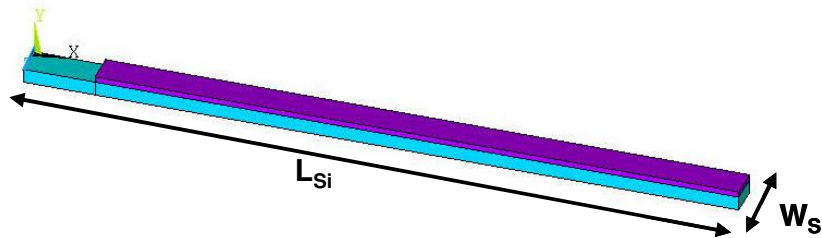


Figure II-8: Modèle de la micropoutre aluminium-silicium

Ce modèle se compose d'un empilement d'aluminium-silicium respectivement d'épaisseur e_{Al} et e_{Si} , de longueur L_{Al} et L_{Si} et de largeur W_{Al} et W_{Si} . Au niveau de l'encastrement de la poutre avec le substrat, une zone de $50\mu m$ de long est constituée

seulement de silicium. Pour des raisons de géométrie, les dimensions des surfaces lors de la construction du modèle doivent être rentrées en micromètres, car le fait d'écrire les dimensions du modèle avec un facteur 1.10^{-6} peut entraîner des erreurs du logiciel. Or, avec Ansys, c'est à l'utilisateur de s'assurer que les unités des propriétés des matériaux sont cohérentes avec les dimensions qui sont utilisées lors de la construction du modèle. Etant donné que la dimension longueur (M) est en mètre dans le système international d'unité (SI), il est nécessaire d'appliquer un facteur correctif aux propriétés des matériaux afin d'être cohérent avec les dimensions micrométriques (μM) de notre modèle. Les propriétés thermomécaniques, supposées des deux types de matériaux utilisés dans le modèle éléments finis pour les deux systèmes d'unité de longueur, sont résumées dans les tableaux II-2 et II-3 :

Matériaux Propriétés	Aluminium	Silicium
Module de Young (Pa)	70.10^9	150.10^9
Coefficient de dilatation thermique	24.10^{-6}	$2,6.10^{-6}$
Coefficient de Poisson	0,33	0,22

Tableau II-2: Propriétés des matériaux dans le système d'unité M-K-S (SI)

Matériaux Propriétés	Aluminium	Silicium
Module de Young (MPa)	70.10^3	150.10^3
Coefficient de dilatation thermique	24.10^{-6}	$2,6.10^{-6}$
Coefficient de Poisson	0,33	0,22

Tableau II-3: Propriétés des matériaux dans le système d'unité μM -K-S

Il existe plusieurs façons de construire un modèle avec Ansys. De manière générale, si on cherche à modéliser une structure en 3 dimensions, on utilise alors des éléments de type volumique, dit solide. Le type d'élément solide adapté à une étude thermomécanique est « solid185 ». Cet élément possède 8 nœuds et 3 degrés de liberté, qui sont les 3 translations élémentaires selon un système d'axe orthonormé (x,y,z). La caractéristique du maillage pour ce type d'élément est la dimension des éléments dans chacune des directions. Afin d'obtenir des résultats corrects, le facteur de forme sur les dimensions des éléments dans chacune des 3 directions ne doit pas être supérieur à 20. Cette contrainte sur le maillage, pour une structure de type poutre où au moins une des dimensions est largement supérieure aux autres, entraîne un nombre total d'éléments très importants, comme représentés sur la figure II-9.

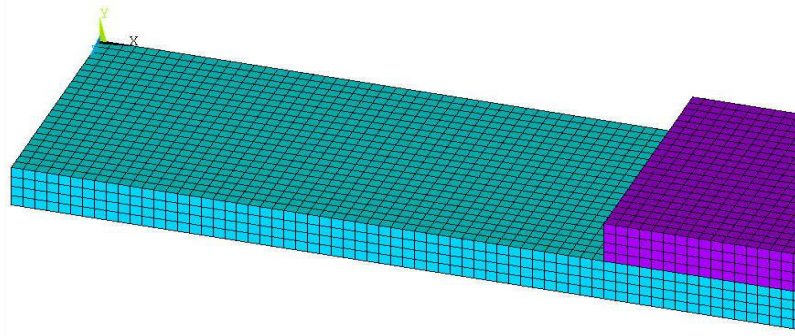


Figure II-9: Représentation des éléments du modèle de type 3D au niveau de l'encastrement

Ce nombre important d'éléments entraîne des temps de calcul longs. Cependant, dans notre cas, où le facteur de forme de la structure, principalement entre l'épaisseur et la longueur, est très important, deux solutions sont intéressantes afin d'optimiser le temps de calcul. La première consiste à utiliser un type d'élément dit coque. Ce type d'élément nécessite un maillage de surface seulement. Cela est très pratique quand une des dimensions du modèle est très grande par rapport à une autre. Pour construire le microsystème de la figure II-8, il suffit de créer deux aires rectangulaires. La première correspond à la partie du microsystème constitué de silicium seulement et l'autre correspond à la partie du microsystème constitué de l'empilement aluminium-silicium. Il est ensuite nécessaire de définir la section à appliquer sur chaque aire. Dans notre cas deux sections doivent être définies, la première est constituée de silicium d'épaisseur e_{Si} et la deuxième est constituée de l'empilement aluminium-silicium d'épaisseur $e_{Al} + e_{Si}$. Le type d'élément utilisé pour mailler ces deux aires est « shell181 ». Cet élément possède 4 nœuds et a 6 degrés de liberté. Les degrés de liberté sont les 3 translations élémentaires selon un système d'axe orthonormé (x,y,z) ainsi que les trois rotations autour de ces axes. Les caractéristiques du maillage pour ce type d'élément sont la dimension des éléments ainsi que le nombre de points d'intégration pour le calcul. Le modèle éléments finis obtenu de cette manière est représenté sur la figure II-10.

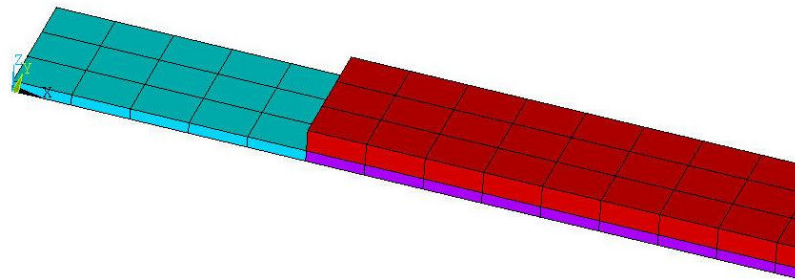


Figure II-10: Modèle de type coque au niveau de l'encastrement

La deuxième manière de construire le modèle, consiste à utiliser un type d'élément plan, en 2D, pour mailler l'épaisseur et la longueur de la micropoutre. La troisième dimension du modèle (la largeur) étant constante tout au long de la structure, il n'est pas nécessaire de la mailler. Pour construire le microsysteme de la figure II-8, il suffit de créer trois aires rectangulaires telles que, l'une corresponde à la partie du microsysteme constitué de silicium seulement et que les deux autres aires correspondent à la partie du microsysteme constitué de l'empilement aluminium-silicium. Chacune des deux aires représentant un matériau. Afin d'obtenir une précision correcte sur les résultats de simulations, chaque couche doit posséder un minimum de 3 éléments dans sa dimension la plus faible, pour notre cas il s'agit de l'épaisseur. Cependant, le facteur de forme de ces éléments ne doit pas être supérieur à 20 sous peine d'obtenir des résultats erronés. Ces deux contraintes sur le maillage impliquent un nombre d'éléments importants afin de mailler correctement le modèle. Cependant, comme la largeur du modèle n'est pas maillée, le temps de calcul reste raisonnable. Le type d'éléments utilisé pour le maillage est « plane42 ». Cet élément possède 4 nœuds et a 2 degrés de liberté. Les degrés de liberté sont les 2 translations élémentaires selon un système d'axe orthonormé (x,y). Le modèle obtenu de cette manière est représenté sur la figure II-11. La largeur de la poutre est représenté sur la figure de manière illustrative.

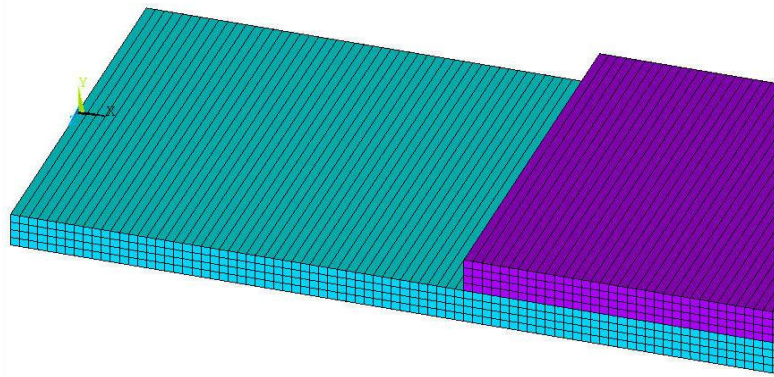


Figure II-11: Modèle de type plan au niveau de l'encastrement

Les conditions aux limites sont ensuite appliquées au modèle. Ce sont les mêmes conditions quel que soit le type de modèle. Ces conditions aux limites imposent un déplacement nul de tous les degrés de liberté pour les nœuds situés dans le plan de l'encastrement de la poutre avec le substrat. Lorsque cela est possible, il est toujours intéressant d'appliquer au modèle une condition de symétrie, ce qui permet de diminuer le nombre d'élément et donc le temps de calcul. Dans notre cas et pour les modèles 3D ou

coque, il existe un plan de symétrie qui sépare la structure en deux au niveau de la largeur, ce qui permet de diviser par deux le nombre d'éléments de ces modèles.

Lorsque les conditions aux limites sont imposées, il reste à appliquer un chargement au modèle. Dans notre cas, le chargement est une élévation uniforme (ΔT) de la température de la structure. Ansys autorise ce chargement même si le type d'élément choisi pour mailler le modèle ne possède pas la température comme degré de liberté. En effet, une température uniforme de la structure ne nécessite aucun calcul thermique, le logiciel se contente d'appliquer une déformation sur chaque élément tel que $\varepsilon = \alpha \Delta T$. Ce chargement a priori thermique correspond en fait à un chargement mécanique. Une fois que toutes ces étapes sont effectuées, le calcul de la déformation de la poutre à l'équilibre peut être lancé.

1.2.2 – Influence du type d'élément et du maillage sur les résultats de simulations

Une étude sur les précisions des résultats de simulations est effectuée en faisant varier les paramètres du maillage pour les trois types de modèle. Les propriétés des matériaux utilisés pour la simulation sont celles résumées dans le tableau II-3. Leurs comportements sont définis comme parfaitement élastiques sur toute la plage de la déformation. Les paramètres géométriques de la structure simulée sont les suivants :

- $L_p = 500 \mu\text{m}$
- $W_p = 45 \mu\text{m}$
- $e_{Si} = 4 \mu\text{m}$
- $e_{Al} = 4 \mu\text{m}$

Le chargement du modèle est arbitrairement fixé à une élévation de température uniforme de la micropoutre de 100°C . La figure II-12 illustre la déflexion de la micropoutre calculée par le logiciel lorsque l'équilibre est atteint.

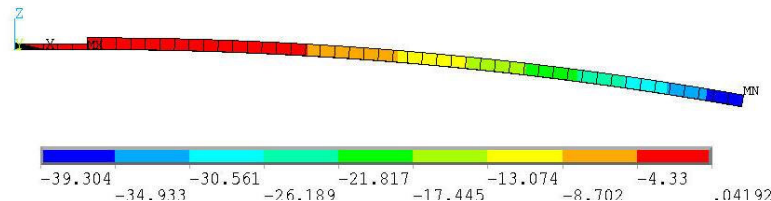


Figure II-12: Déflexion à l'équilibre du modèle « shell » de la micropoutre bicouches

Les résultats de simulations, en faisant varier la dimension des éléments pour chacun des modèles, sont résumés dans les tableaux ci-dessous. Nous avons choisis de fixer le facteur

de forme des éléments à 1, afin que ce facteur n'intervienne pas dans la précision des résultats de simulations.

Dimension des éléments (μm)	Nombre total d'éléments	Temps de calcul (mn)	Déflexion maximum (μm)
10x10	150	0,1	39,346
1x1	11 500	0,2	39,39
0,1x0,1	1 125 000	80	39,39

Tableau II-4: Résultats de simulation pour le modèle coque

Les résultats de simulation pour le modèle coque montrent que la déflexion maximale de la poutre ne change pas même si la dimension des éléments est inférieure à 1 μm . Pour la suite des simulations, qui seront effectuées avec ce modèle, nous utiliserons donc des éléments de 1 μm par 1 μm . De plus, nous avons pu vérifier que les éléments de type coque prennent en compte les déformations de la poutre dans sa largeur. En effet, la courbure de la micropoutre ne s'effectue pas seulement dans la direction de sa longueur mais aussi dans sa largeur comme illustrée ci-dessous, où seulement les éléments situés entre l'encastrement et le début de l'empilement des matériaux sont représentés.

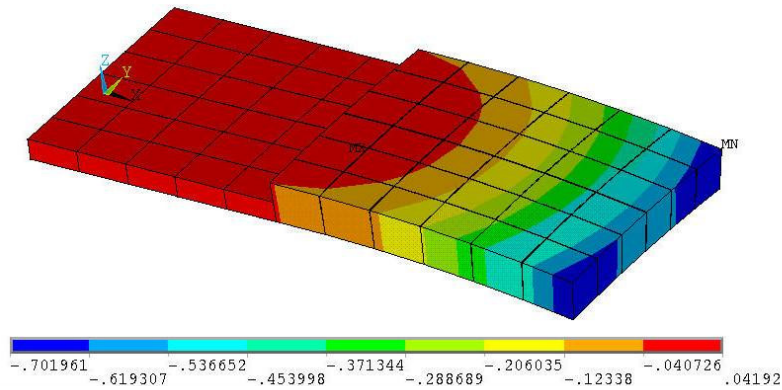


Figure II-13: Déflexion de la micropoutre au niveau de l'encastrement pour le modèle coque

Dimension des éléments (μm)	Nombre total d'éléments	Temps de calcul (mn)	Déflexion maximum (μm)
1x1	3 800	0,1	38,805
0,25x0,25	60 800	1	38,816
0,1x0,1	380 000	5	38,918

Tableau II-5: Résultat pour le modèle plan

Pour le modèle de type plan, les résultats de simulations montrent de légères variations de la déflexion maximum en fonction des dimensions des éléments. Nous avons fait l'hypothèse que la précision des résultats dépend du nombre d'élément dans l'épaisseur du modèle. C'est pourquoi, pour la suite des simulations qui seront effectuées avec ce modèle, nous utiliserons des éléments de $0,1\mu\text{m}$ par $0,1\mu\text{m}$. Nous avons pu vérifier que, pour ce modèle, l'état de contrainte est de type uniaxial. Ceci est illustré sur la figure ci-dessous, où la poutre se déforme dans sa longueur et non dans sa largeur.

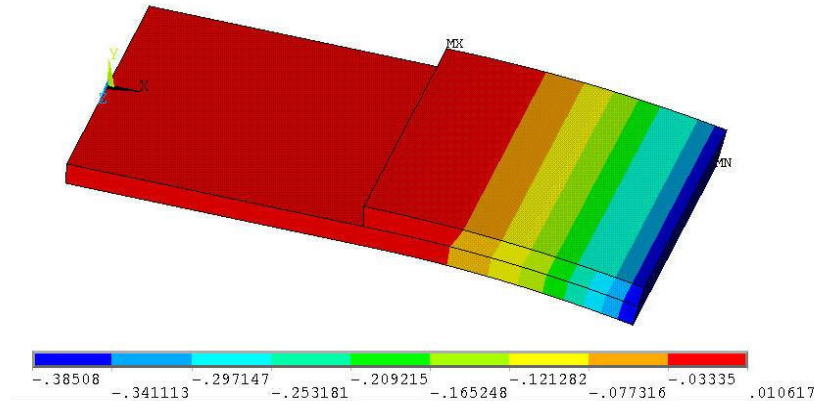


Figure II-14: Déflexion de la micropoutre au niveau de l'encastrement pour le modèle plan

Dimension des éléments (μm)	Nombre total d'élément	Temps de calcul (mn)	Déflexion maximum (μm)
1x1x1	3 800	3	39,23
0,5x0,5x0,5	684 000	90	3,3

Tableau II-6: Résultat pour le modèle 3D

Pour le modèle de type 3D, la dimension minimale des éléments que nous avons utilisés pour la simulation est de $0,5\mu\text{m}$. En effet, pour des dimensions d'éléments plus faibles le temps de calcul devient trop important. Pour la suite des simulations, qui seront effectuées avec ce modèle, nous utiliserons donc des éléments de $1\mu\text{m}$. Comme pour le modèle coque, la déformation de la poutre a lieu à la fois dans sa longueur et sa largeur.

L'étude réalisée sur les différents modèles de simulation par éléments finis a permis de voir l'influence du maillage sur les résultats. Cela nous a permis de déterminer des dimensions d'éléments pour chaque modèle permettant d'obtenir un bon compromis entre le temps de simulation et la précision des résultats. Cependant, les résultats donnés par les modèles coque et 3D diffèrent de ceux donnés par le modèle plan. En effet, il y a environ

0.5µm de différence sur la déflexion maximum. Ceci s'explique par le fait que le modèle de type plan ne possède que deux degrés de liberté qui ne permettent pas de prendre en compte la déformation de la poutre dans sa largeur.

1.2.3 – Comparaison entre la simulation par éléments finis et les modèles analytiques

Nous avons présenté dans le paragraphe 1.1.2, les différents modèles qui décrivent l'évolution de la courbure d'une micropoutre bicouche en fonction de la température. La simulation par éléments finis prend tout son intérêt car elle permet de comparer les résultats donnés par les différents modèles analytiques avec ceux données par la simulation éléments finis du microsystème que nous voulons fabriquer. Ce qui permet de savoir quel modèle décrit le mieux le comportement de nos structures afin d'extraire de manière précise les paramètres mécaniques de l'aluminium. Afin de mettre en évidence ces différences, nous avons choisis de comparer des structures ayant des épaisseurs de silicium pour lesquelles les variations de la courbure, données par les différents modèles analytiques, sont les plus importantes (voir figure II-4, II-5). Pour la première série de simulation, nous avons utilisés un modèle pour lequel la largeur des matériaux est la même ($W_{Si}=W_{Al}=45\text{ }\mu\text{m}$). La longueur de la poutre simulée est de 500 µm. Les premiers 50 µm au niveau de l'encastrement de la poutre avec son support sont seulement constitués de silicium (voir figure II-8). Les déflexions maximales données par chaque modèle, pour une élévation de température uniforme de la poutre de 100°C, sont présentées dans le tableau II-7.

Type de modèle	Déflexion maximale (µm) ($e_{Si}=0,5\text{ }\mu\text{m}$ $e_{Al}=4\text{ }\mu\text{m}$)	Déflexion maximale (µm) ($e_{Si}=10\text{ }\mu\text{m}$ $e_{Al}=4\text{ }\mu\text{m}$)
Analytique uniaxial	42,8	14,6
Analytique biaxial	39,9	15,6
Elément coque	39,3	15,6
Elément plan	43,6	14,5
Elément 3D	40,9	15,7

Tableau II-7: Déflexions maximums donnés par les différents modèles ($W_{Si}=W_{Al}$)

La comparaison entre les modèles analytiques et éléments finis permet de remarquer que le modèle plan donne des résultats proches du modèle analytique uniaxial alors que les modèles coque et 3D donnent des résultats proches du modèle analytique biaxial. Ces

comparaisons mettent en évidence l'influence, relativement importante, des déformations dans la largeur de la micropoutre sur la déflexion totale, cet effet n'étant pris en compte que par les modèles coque et 3D.

Pour la deuxième série de simulations, nous avons utilisé un modèle de simulation pour lequel les largeurs des matériaux sont différentes. La largeur de l'aluminium est de $45\mu\text{m}$ et celle de silicium de $30\mu\text{m}$. Les autres paramètres géométriques de la poutre sont les mêmes que pour la première série de simulations. Cependant, il n'est pas possible avec le modèle coque et plan de construire un modèle de micropoutres bicouches avec des matériaux de largeurs différentes. Seuls, les résultats donnés par le modèle 3D sont présentés. Les déflexions maximales de chaque modèle, pour une élévation de température uniforme de la poutre de 100°C , sont présentées dans le tableau II-8.

Type de modèle	Déflexion maximale (μm) ($e_{\text{Si}}=0,5\mu\text{m}$ $e_{\text{Al}}=4\mu\text{m}$)	Déflexion maximale (μm) ($e_{\text{Si}}=10\mu\text{m}$ $e_{\text{Al}}=4\mu\text{m}$)
Analytique biaxial	39,9	15,6
Analytique largeur biaxial	32,3	17,9
Elément finis 3D	33,7	17,8

Tableau II-8: Déflexions maximums données par les différents modèles ($W_{\text{Si}} \neq W_{\text{Al}}$)

La comparaison des modèles analytiques avec la simulation par éléments finis, permet de remarquer que les résultats donnés par le modèle de type « largeur biaxial » sont proches de ceux donnés par la simulation par éléments finis. La largeur des matériaux, lorsque celles-ci sont différentes, a donc une influence non négligeable sur la déflexion maximale.

En conclusion, nous pouvons dire que pour le type de microstructure que nous allons fabriquer, le modèle analytique biaxial, prenant en compte la largeur des matériaux lorsque cela est nécessaire, décrit avec le plus de précision l'évolution analytique de la courbure d'une micropoutre bicouches en fonction de la température. C'est donc ce modèle que nous utiliserons pour extraire les paramètres mécaniques de l'aluminium lors des mesures de l'évolution de la courbure des micropoutres avec la température.

2 - Description du procédé de fabrication des micropoutres par les techniques de salle blanche. Observations et mesures des structures obtenues

Les propriétés mécaniques d'un matériau dépendent fortement de sa composition et de sa microstructure, de la technique de dépôt ainsi que des différents traitements thermiques qu'il subit lors de sa fabrication [REA01]. C'est pourquoi, la détermination précise, avec des structures bicouches, des propriétés mécaniques d'un matériau utilisé dans un composant de puissance prend tout son sens, si et seulement si on caractérise le matériau déposé dans les mêmes conditions que lors de la fabrication du composant de puissance. Les microsystèmes ont donc été fabriqués en utilisant la ligne de production des composants de puissance de Freescale Toulouse au moins jusqu'au dépôt de l'aluminium. La partie qui va suivre présentera, tout d'abord, le procédé de fabrication des micropoutres par les techniques de salle blanche. Puis, les structures obtenues seront observées et mesurées afin de caractériser leurs paramètres géométriques et électriques.

2.1 - Description du procédé de fabrication des micropoutres

Le procédé de fabrication des micropoutres qui est présenté dans cette partie est le procédé final utilisé sur une partie des plaquettes seulement. En effet, la mise au point du procédé a nécessité un certain nombre d'essais, afin d'optimiser les microstructures. La première partie du procédé de fabrication s'effectue à Freescale Toulouse Fab afin d'étudier l'aluminium déposé dans les mêmes conditions, que lors de la fabrication du composant microélectronique de puissance. Cependant, une étape nécessaire à la fabrication des microsystèmes ne peut être effectuée dans cette salle blanche. Il s'agit de la libération des microsystèmes par la face arrière. Pour cette étape, il est nécessaire d'effectuer une photolithographie sur une face de la plaquette en s'alignant par rapport à la face opposée, puis une gravure profonde du silicium pour libérer les microsystèmes du substrat. Or, la salle blanche de Freescale est entièrement dédiée à la fabrication de composants de puissance utilisés principalement dans l'industrie automobile et ne possède pas ces équipements. La salle blanche du LAAS-CNRS est, quant à elle, principalement utilisée pour la fabrication de microsystèmes et possède les équipements nécessaires à leurs libérations. C'est pourquoi, il est nécessaire de définir un procédé de fabrication des microstructures qui soit compatible à la fois avec la salle blanche de Freescale et du LAAS-CNRS.

2.1.1 - Spécifications du substrat SOI

Les plaquettes de silicium qui sont utilisées dans la fabrication des microstructures sont des plaquettes dites « SOI » pour « Silicon Over Insulator ». Ces plaquettes ont la particularité d'avoir un oxyde de silicium enterré sous une couche de silicium monocristallin (couche SOI). La fabrication de ces plaquettes est effectuée en utilisant le procédé « SMARTCUT® ». Ce procédé consiste dans une première étape à oxyder une plaquette de silicium (A). L'oxyde ainsi obtenu constituera l'oxyde enterré de la plaquette SOI. Une étape d'implantation ionique, utilisant des ions hydrogènes, permet de réaliser, au moyen d'un équipement d'implantation standard, la couche dite couche « SMARTCUT® ». Cette plaquette (A) est ensuite reportée sur une autre plaquette (B) qui constituera le substrat de la structure SOI. Un premier recuit est effectué sur la structure précédemment obtenue, qui amorce le collage entre les plaquettes (A) et (B), et provoque la rupture du silicium au niveau de la concentration maximale en ions hydrogène. Un deuxième recuit permet de renforcer les liaisons chimiques entre l'oxyde et le silicium. La dernière étape consiste à diminuer la rugosité de la couche SOI par polissage mécano-chimique [WEB3]. La plaquette ainsi obtenue est illustrée sur la figure ci-dessous :

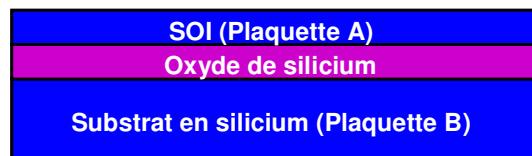


Figure II-15: Plaquette SOI

Les plaquettes SOI sont souvent utilisées pour la fabrication de microsystèmes. En effet, il est souvent nécessaire pour le bon fonctionnement d'un microsystème de libérer celui-ci du substrat, ce qui nécessite une étape de gravure par la face arrière du substrat. L'oxyde du SOI est alors utilisé comme couche d'arrêt lors de l'étape de gravure. Ceci permet de simplifier le procédé de fabrication et d'améliorer la qualité des microsystèmes. Afin de ne pas perturber la ligne de production des composants de puissance, il est nécessaire de commander des plaquettes SOI dont les caractéristiques du point de vue contamination et géométrie correspondent aux plaquettes utilisées habituellement dans cette salle blanche. Les principales caractéristiques des plaquettes SOI utilisées dans la fabrication des microstructures, sont présentées dans les trois tableaux ci-dessous.

Paramètres du SOI	Min	Cible	Max	Unit
Epaisseur moyenne	233,5	260	286,5	nm
Dopage Type / Atome	type P / Bore			
Résistivité	13,5		22,5	Ω.cm
Orientation cristalline		<100>		deg
Contamination métallique de surface			5e10	atomes/cm²
Rugosité de surface	Polie miroir			

Tableau II-9: Principales caractéristiques de la couche SOI

Paramètres de l'oxyde	Min	Cible	Max	Unit
Epaisseur moyenne	977,5	1000	1022,5	nm
Ecart type de wafer à wafer			4	nm

Tableau II-10: Principales caractéristiques de la couche d'oxyde de silicium

Paramètre du substrat	Min	Cible	Max	Unit
Orientation du méplat		<110>		deg
Dimension du méplat	55		60	mm
Dopage Type / Atome	P / Bore			
Résistivité	14		22	Ω.cm
Orientation cristalline		<100>		deg
Teneur en carbone			0,5	ppm
Teneur en oxygène	11		15	ppm
Surface de la face arrière	Oxydé			
Epaisseur	610	625	640	μm
Diamètre	149,8	150	150,2	mm
Flèche			80	μm
TTV			6	μm

Tableau II-11: Principales caractéristiques du substrat en silicium

Les plaquettes SOI sont donc composées de trois couches :

- Le substrat de 625 μm d'épaisseur, de type P peu dopée au bore.
- Une couche d'oxyde de silicium de 1μm d'épaisseur.

- Une couche de silicium monocristallin (SOI) de $0,26\mu\text{m}$ d'épaisseur, de type P également peu dopée au bore. Cette couche sert de support à une croissance de silicium monocristallin par épitaxie.

2.1.2 – Description de la 1^{er} partie du procédé de fabrication des micropoutres à Freescale

La réalisation des structures s'effectue principalement en 6 étapes. Le détail de chaque étape est présenté ci-dessous.

Épitaxie de silicium sur la couche SOI :

La première étape consiste à faire croître, par épitaxie en phase vapeur, une couche de silicium monocristallin de type P, dopée in situ au Bore. La couche de silicium ainsi obtenue constitue la poutre qui va servir de support mécanique à l'aluminium. Nous avons souhaité que le dopage du silicium soit faible de manière à ne pas influencer les propriétés mécaniques du matériau. L'épaisseur de silicium qui croît sur la plaquette est mesurée in situ pendant l'étape d'épitaxie, par un microsysteme dont on mesure la variation de la fréquence de résonance. La résistivité visée pour cette couche est de $4\ \Omega\cdot\text{cm}$, celle-ci est déterminée par une mesure de résistance de type « 4 pointes ». Les mesures effectuées sur la couche SOI, pendant et après l'étape d'épitaxie, sont résumées dans le tableau ci-dessous :

Epaisseur demandée	Mesure	Moyenne	Variation
0,5 μm	Epaisseur (μm)	0,56	$\pm 0,03$
	Résistivité ($\Omega\cdot\text{cm}$)	4,92	$\pm 0,05$
2,2 μm	Epaisseur (μm)	2,20	$\pm 0,03$
	Résistivité ($\Omega\cdot\text{cm}$)	4,83	$\pm 0,05$
4,1 μm	Epaisseur (μm)	4,09	$\pm 0,03$
	Résistivité ($\Omega\cdot\text{cm}$)	3,75	$\pm 0,02$
8,1 μm	Epaisseur (μm)	8,08	$\pm 0,03$
	Résistivité ($\Omega\cdot\text{cm}$)	3,54	$\pm 0,02$

Tableau II-12 : Paramètres du silicium obtenus par épitaxie en phase vapeur

Il est ensuite nécessaire de faire croître un oxyde de silicium de $200\ \text{\AA}$, qui limite les dommages dans le silicium lors de l'implantation des dopants.

Réalisation de la résistance chauffante :

L'étape suivante consiste à réaliser une résistance chauffante implantée dans le silicium, au niveau de l'encastrement entre la poutre et le substrat. Cela commence par une étape classique de photolithographie. Elle se décompose en trois parties :

- On enduit la surface de la plaquette avec une couche de résine photosensible de quelques micromètres d'épaisseur selon les réglages de la machine d'enduction.

- On insole la plaquette à l'aide d'une lumière dont la longueur d'onde se situe dans l'ultra-violet. Cette insolation est effectuée à travers un masque qui stoppe les rayons UV dans les zones où il y a du chrome et qui laisse passer les rayons UV dans les zones où le chrome a été attaqué. Les rayons ultra-violet qui arrivent sur la plaquette interagissent avec la résine pour la faire polymériser.

- On révèle les zones qui n'ont pas polymérisé à l'aide d'un solvant, autrement appelé révélateur.

On obtient ainsi dans la résine l'image des motifs présents sur le masque. Une implantation d'arsenic est ensuite effectuée sur toute la plaquette. Les zones couvertes par la résine absorbent les atomes d'arsenic alors que les zones ouvertes permettent à l'arsenic de s'implanter dans le réseau cristallin du silicium dans un site dit interstitiel. La profondeur de jonction ainsi que la résistance par carré que l'on obtient dépendent de la dose ainsi que de l'énergie avec laquelle sont implantés les dopants. La résine est ensuite totalement enlevée de la plaquette.

Un recuit d'activation des dopants, à 900°C pendant 30 minutes, est ensuite nécessaire afin que les atomes d'arsenic s'insèrent dans le réseau cristallin par substitution avec un atome de silicium. Les dopants deviennent ainsi électriquement actifs.

Ouverture de l'oxyde :

Une nouvelle étape de photolithographie est effectuée. Elle définit les zones qui vont recevoir l'aluminium. Ensuite, l'oxyde de silicium qui n'est pas protégé par la résine est attaqué par gravure ionique réactive. Grâce à cette étape, l'aluminium est déposé directement sur le silicium. La résine est ensuite totalement enlevée de la plaquette.

2.1.4 - Le dépôt physique en phase vapeur d'aluminium épais et faiblement contraint par « DC magnétron sputtering »

Le dépôt de la couche d'aluminium par « DC magnétron sputtering » est la dernière étape de cette première partie du procédé de fabrication. Le principe du sputtering consiste à créer, un plasma d'argon par une source radio fréquence, ainsi qu'un champ magnétique par la mise en rotation d'aimant au dessus de la cible (magnétron). Les ions créés dans le plasma sont accélérés par le champ magnétique et viennent bombarder une cible faite du matériau à déposer. Des atomes de ce matériau sont arrachés de la cible suite à la collision avec les ions d'argon et viennent se déposer sur la plaquette [WEB4]. Le principe du dépôt par sputtering est illustré sur la figure II-16.

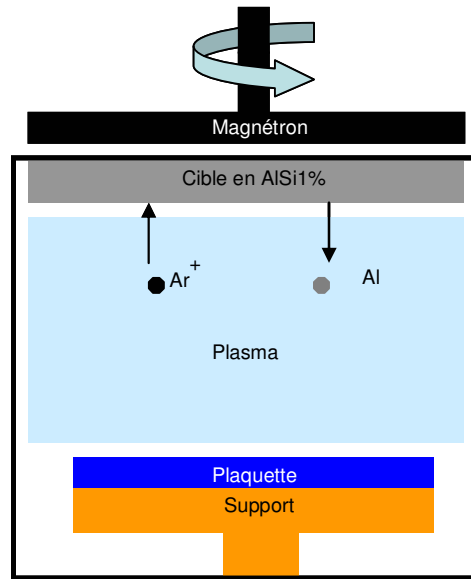


Figure II-16: Schéma de principe du DC magnétron sputtering

La contrainte résiduelle dans le dépôt est un paramètre très important. En effet, lors de la fabrication des composants de puissance, une photolithographie doit être effectuée sur la plaquette, après ce dépôt, afin de graver de manière sélective des zones de métal. Or, si la métallisation est trop contrainte ou si la contrainte résiduelle n'est pas homogène sur la plaquette, ce qui est le cas lorsque la température de la plaquette durant le dépôt est trop importante, alors l'étape de photolithographie ne peut être réalisée correctement. Les plaquettes sont alors inutilisables. Deux types de métallisation ont été étudiés. La première est une métallisation d'aluminium avec 1% en poids de silicium, de $4\mu\text{m}$ d'épaisseur, déposée avec une machine de sputtering d'ancienne génération (MS 6200). Les $4\mu\text{m}$ d'aluminium sont

déposés, lors d'une seule étape de dépôt, où la puissance électrique fournie au plasma est de 5 kW et la température du support de la plaquette est de 300°C. Avec ce type d'équipement, il n'est pas possible de déposer une métallisation d'épaisseur supérieure à 4 µm sans avoir des problèmes de photolithographie. C'est pourquoi un deuxième type de métallisation a été étudié. Il s'agit d'une métallisation d'aluminium avec 1% en poids de silicium, de 10µm d'épaisseur, déposée avec une machine de sputtering de nouvelle génération (Sigma FXP). Les 10µm d'aluminium sont déposés, lors de plusieurs étapes de dépôt séparées par des étapes de refroidissement de la plaquette. La puissance électrique fournie au plasma est de 25 kW, ce qui permet de déposer de l'aluminium avec une vitesse allant jusqu'à 2 µm/min. Plusieurs étapes de refroidissement qui entrecoupent les étapes de dépôt et une température du support de la plaquette de 80°C permettent de minimiser la dilatation thermique de chaque matériau pendant le dépôt. Ceci permet d'obtenir des métallisations épaisses (pour la microélectronique) avec des contraintes résiduelles homogènes et d'intensité tout à fait acceptable. Le dépôt est suivi d'un recuit à faible température (300°C) pour favoriser la formation d'un alliage silicium aluminium à l'interface entre les deux matériaux. Ce recuit permet aussi de diminuer le nombre de défauts intrinsèques dans l'aluminium et donc de diminuer légèrement sa contrainte résiduelle. Plusieurs mesures sont ensuite effectuées sur des plaquettes test métallisées afin de caractériser les propriétés du métal :

- La contrainte résiduelle dans l'aluminium est déterminée par la formule de Stoney (I-1.2-19) en mesurant la courbure de la plaquette de silicium avant et après l'étape de dépôt de l'aluminium sur celle-ci. Les valeurs de contrainte résiduelle déterminées de cette manière sont de 45 ± 5 MPa pour les deux types de métallisation.

- La résistance par carré de la couche d'aluminium est déterminée par une mesure « 4 pointes » de résistance effectuée sur plusieurs sites de la plaquette. Cette mesure permet de déterminer la résistivité du métal si on connaît son épaisseur. Dans notre cas, la résistivité de la métallisation de 4µm d'épaisseur est de 2,4 µΩ.cm et celle de la métallisation de 10 µm est de 2,65 µΩ.cm. Cette différence s'explique par le fait que le métal de 4 µm d'épaisseur est plus chaud lors du dépôt ce qui diminue légèrement sa résistivité.

- La dernière mesure consiste à évaluer la rugosité ainsi que la taille des grains du métal par une mesure optique de réflectivité de la lumière. La réflectivité du métal est comparée par rapport à une plaquette de silicium monocristallin polie qui sert de référence. La taille du faisceau qui éclaire l'échantillon doit être largement supérieure à la taille de grain sous peine d'obtenir des valeurs très dispersées et donc difficiles à analyser. Dans notre cas, la taille du faisceau est de 100 µm environ et les valeurs obtenues sont, de 160% pour la

métallisation 4 μm et de 180% pour la métallisation 10 μm . Cette différence s'explique par la taille des grains d'aluminium, de 4 μm en moyenne pour l'aluminium de 4 μm d'épaisseur et de 10 μm en moyenne pour la métallisation de 10 μm d'épaisseur. La figure II-17 est une photographie prise avec un microscope ionique à balayage. Elle montre une vue de dessus de la plaquette qui a été métallisée avec de l'aluminium de 10 μm d'épaisseur.

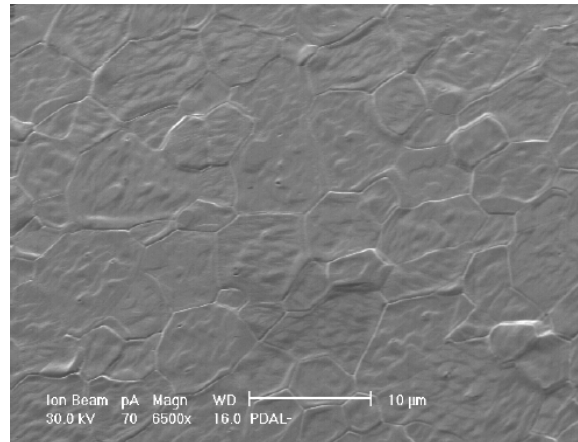


Figure II-17: Microscopie ionique à balayage, de la métallisation 10 μm , en vue de dessus

Des coupes FIB « Focus ion beam » sont aussi réalisées pour caractériser le métal dans son épaisseur. Cette technique utilise un faisceau d'ion qui permet de réaliser une coupe localisée dans l'épaisseur de la plaquette. Une fine couche de platine est déposée sur la surface de la métallisation afin de la protéger pendant l'étape de polissage ionique. Une fois cette étape réalisée, les matériaux apparaissent parfaitement polis. Lors de l'observation de la coupe avec le microscope ionique à balayage, des contrastes dans la métallisation apparaissent. Ces contrastes sont dus à l'orientation cristallographique des grains de métal par rapport au faisceau d'ion incident, ce qui nous permet d'observer la distribution des grains de métal dans l'épaisseur du dépôt.

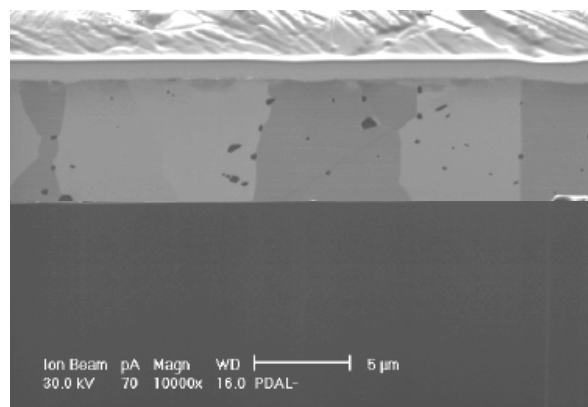


Figure II-18: Microscopie ionique à balayage, de la métallisation 10 μm , vue en coupe

Suite à l'observation de la distribution des grains dans l'épaisseur de métal, deux remarques peuvent être faites :

- L'aluminium est monocristallin dans son épaisseur.
- Des précipités de silicium sont principalement présents au joint de grains.

Les observations et mesures effectuées sur les deux types de métallisation sont résumées dans le tableau ci-dessous :

Mesures et observations	MS 6200	Sigma FXP
Epaisseur (μm)	4	10
Contrainte résiduelle (MPa)	50	45
Résistivité ($\mu\Omega.\text{cm}$)	2,4	2,65
Réfectivité (%)	160	180
Taille des grains (μm)	≈ 4	≈ 10

Tableau II-13 : Caractéristiques des métallisations en $\text{AlSi}_1\%$ de 4 μm et 10 μm d'épaisseur

2.1.5 – Description de la 2^{ème} partie du procédé de fabrication des micropoutres au LAAS

La seconde partie du procédé de fabrication des microstructures s'effectue au LAAS/CNRS, car l'étape technologique de gravure ionique réactive profonde du silicium de la face arrière de la plaquette ne peut être effectuée à Freescale. Or, les deux salles blanches ne travaillent pas avec des plaquettes de même taille ce qui nous a obligé à redimensionner les plaquettes de 150mm de diamètre (6") utilisées à Freescale en plaquettes de 100 mm (4") utilisées au LAAS. La découpe est effectuée par un jet d'eau haute pression (3700 Bars) mélangée à des siliciures. La photo ci-dessous représente une plaquette 150mm, juste après la découpe.

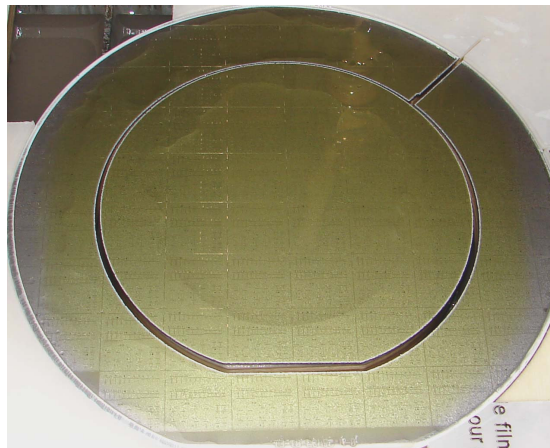


Figure II-19: Photographie d'une plaquette de silicium découpée par jet d'eau haute pression

Ce travail a été réalisé par la société Jedo Technologies à Toulouse. Avant l'étape de découpe, les plaquettes sont enduites par de la résine pour protéger l'aluminium.

Gravure de l'aluminium :

La première étape dans la salle blanche du LAAS-CNRS consiste à effectuer une photolithographie qui protège l'aluminium que nous souhaitons conserver sur la plaquette lors de l'étape de gravure humide du métal. La gravure de l'aluminium avec 1% de silicium par voie humide a été préférée à la voie sèche. Car la vitesse d'attaque de l'aluminium par voie sèche (RIE) est de quelques 100 nm par minute, ce qui pour des épaisseurs de métal de plusieurs micromètres, entraîne des temps de gravure de plusieurs dizaines de minutes. Des temps d'attaque aussi élevés impliquent un échauffement très important de la plaquette, dû au plasma, ce qui est dommageable pour les structures. Le principal inconvénient de la gravure humide réside dans l'isotropie de son attaque chimique. Cependant, il est possible d'anticiper ce problème en sur dimensionnant les motifs, d'une longueur égale à l'épaisseur du métal à graver, sur le masque de photolithographie correspondant à l'étape de gravure métal. Cela permet d'obtenir des motifs en aluminium aux dimensions désirées. La vitesse d'attaque de l'aluminium par voie humide dépend fortement de la température de la solution d'attaque. Pour une température de 80°C, on obtient une vitesse d'attaque pouvant atteindre 1µm par minute. Cependant, pour des températures trop élevées, la résine adhère beaucoup moins bien à l'aluminium. Ce qui entraîne la formation d'encoches dans l'aluminium.

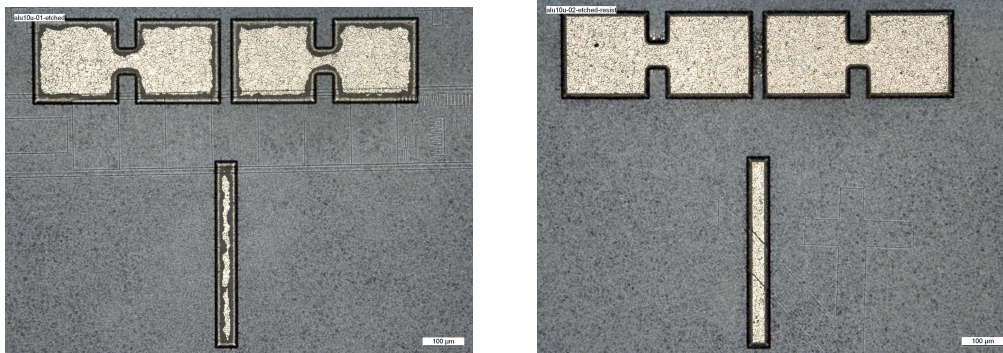


Figure II-20: Motifs en aluminium avec des encoches (gauche) sans encoche (droite)

Un soin tout particulier a donc été apporté lors du nettoyage de la plaquette ainsi que lors de sa déshydratation dans une étuve avant d'enduire sa surface de résine. De plus, les paramètres du recuit de la résine après révélation sont modifiés de manière à favoriser l'adhésion de la résine sur l'aluminium. La température du recuit est légèrement augmentée de

115°C à 120°C et le temps de recuit est passé de 1 minute à 3 minutes. Le nettoyage des résidus de silicium est réalisé par une solution aqueuse contenant des tensioactifs activés par ultrasons.

Gravure du silicium face avant :

Une nouvelle étape de photolithographie classique est effectuée. Elle définit les zones de silicium qui vont être gravées pour définir la poutre sur la face avant de la plaquette. La gravure du silicium face avant est effectuée par un équipement de RIE-ICP de STS « Reactive Ion Etching - Inductively Coupled Plasma » car celui-ci permet d'effectuer une gravure anisotrope du silicium grâce à une alternance de cycles de gravure et de passivation. Lors de cette étape l'utilisation de plaquettes SOI prend tout son sens et l'intérêt de ces plaquettes peut être pleinement illustré. La forte sélectivité de l'attaque entre le silicium et l'oxyde de silicium de cet équipement permet d'utiliser la couche d'oxyde enterrée de la plaquette SOI comme couche d'arrêt de la gravure de silicium, ce qui simplifie et améliore la qualité de la gravure.

Gravure du silicium face arrière :

Une nouvelle étape de photolithographie est effectuée. Elle définit les zones de silicium qui sont gravées pour libérer la poutre par la face arrière de la plaquette. La résine utilisée pour cette étape est une résine épaisse, de l'ordre de la dizaine de microns. Le masque de résine doit être suffisamment épais pour supporter le plasma pendant le temps nécessaire à la gravure des 625 μm environ d'épaisseur du substrat. L'insolation de la plaquette nécessite un équipement de photolithographie qui permet d'insoler la résine présente sur une des faces de la plaquette tout en alignant le masque par rapport à la face opposée.

La gravure du silicium face arrière est aussi effectuée par un équipement de RIE-ICP de STS. Afin d'améliorer la tenue mécanique de la plaquette lors de la gravure, il est nécessaire de la coller, à l'aide d'une résine, sur un autre substrat en silicium. Le collage est suivi par une étape de dégazage de la résine en chauffant la plaquette à 40°C et en la mettant sous vide pendant 45 minutes. Lors de la gravure du silicium face arrière, l'oxyde de silicium du SOI sert aussi de couche d'arrêt. Le temps de gravure du silicium dépend du taux d'ouverture de la résine et de l'épaisseur de la plaquette, dans notre cas, celui-ci est d'environ 4 heures.

Gravure de l'oxyde du SOI :

La gravure de l'oxyde du SOI s'effectue par la face arrière de la plaquette, dans les zones préalablement ouvertes dans le substrat lors de la gravure du silicium. L'équipement utilisé est une RIE-ICP de Trikon. Il n'est pas nécessaire d'effectuer une nouvelle étape de photolithographie avant la gravure. Le masque de résine utilisé pour graver le silicium face arrière convient aussi parfaitement pour cette étape.

Décollage et nettoyage de la plaquette :

La dernière étape consiste à décoller la plaquette qui a servi de support mécanique lors de la gravure face arrière du silicium. Pour cela, l'assemblage formé par les deux plaquettes est plongé dans un bain d'acétone pendant 24 à 48H. La séparation des deux plaquettes est réalisée en faisant glisser une plaquette par rapport à l'autre. De cette manière la plupart des micropoutres ne sont pas endommagées. Si par contre la séparation entre les deux plaquettes s'effectue sans glissement alors une grande proportion des micropoutres reste collée par capillarité à l'autre plaquette et se casse. Les deux techniques de décollage sont illustrées ci-dessous :

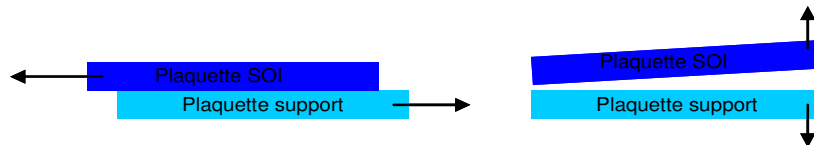


Figure II-21: Décollage, par glissement (à gauche), par séparation sans glissement (à droite)

2.2 - Observations et mesures des microstructures obtenues par les techniques de salle blanche

Une première série de plaquettes, utilisant un procédé de fabrication non-optimisé, est réalisée jusqu'à la dernière étape. Etant donné que l'équipement de sputtering utilisé pour déposer 10 μm d'aluminium n'était pas encore disponible, seul de l'aluminium de 4 μm d'épaisseur a été déposé sur cette première série de plaquettes. Les plaquettes pour lesquelles l'épaisseur de silicium de la couche SOI est de 0,5 μm n'ont pas permis de fabriquer des micropoutres. Celles-ci, ont toutes cassé lors de l'étape de décollage de la plaquette support. De plus, plusieurs autres plaquettes ont cassé lors de la fabrication ou ont subi un procédé ne permettant pas d'obtenir des micropoutres correctes. Cependant, deux plaquettes de silicium

ont été menées jusqu'au bout du procédé de fabrication avec succès. Les observations et les mesures effectuées sur les structures obtenues sont présentées dans une première partie. Elles ont permis de caractériser les microstructures d'un point de vue électrique et géométrique. Les étapes de fabrication responsables de propriétés non désirées ont ainsi été identifiées. Pour une deuxième série de plaquettes, le procédé de fabrication a été modifié en conséquence et correspond à celui présenté dans le paragraphe 2.1. Les observations et les mesures effectuées sur cette dernière série de structures sont présentées dans une deuxième partie.

2.2.1 - Première série de structures ; Observations et commentaires

L'enchaînement des étapes de fabrication utilisées sur cette première série (S1) de plaquettes est le même que celui présenté au paragraphe précédent, à la différence que seules les étapes sur la face arrière de la plaquette ont été effectuées au LAAS-CNRS. La gravure métal a été effectuée chez Freescale Toulouse Fab avec un équipement de gravure humide par « spray » et la gravure du silicium a été effectuée avec un équipement de RIE classique. Deux plaquettes de silicium (W5 et W2) ont été menées jusqu'au bout du procédé de fabrication avec succès. Ces plaquettes ont été caractérisées afin de déterminer les paramètres géométriques et électriques des deux types de structures bicouches (C2 et C4) obtenus.

Mesure des paramètres géométriques par profilométrie mécanique 2D:

La profilométrie mécanique 2D consiste à balayer un échantillon suivant une direction avec une jauge de profondeur. L'appareil enregistre alors les variations de hauteur de la jauge en fonction du déplacement. La figure II-22 présente la variation de hauteur de la jauge entre l'oxyde du SOI et le silicium de la poutre mesurée sur deux plaquettes différentes.

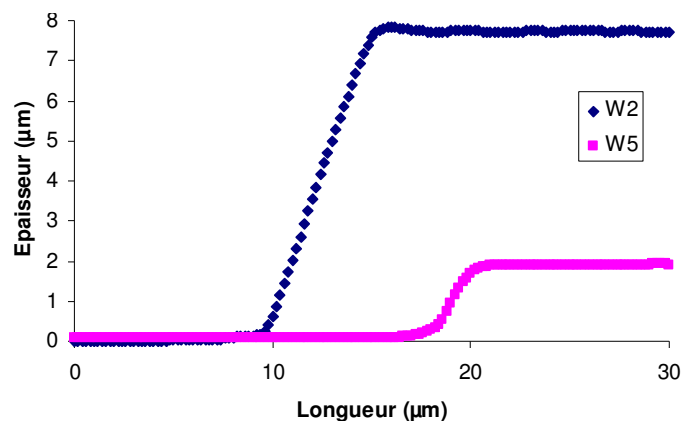


Figure II-22: Mesure de l'épaisseur et de la section du silicium

Cette technique permet de mesurer l'épaisseur et la largeur des matériaux constituant la micropoutre, mais il permet aussi de connaître la section de la micropoutre. Les mesures d'épaisseur (e) et de largeur (W) des matériaux sont effectuées juste après la gravure du silicium sur la face avant de la plaquette. Le profilomètre mécanique permet aussi d'évaluer la rugosité de surface d'un matériau. Pour le silicium de la couche SOI, sa rugosité est inférieure à 20 nm, par contre pour les métallisations de 4 μm et 10 μm , la rugosité de surface est évaluée égale à 100 nm. Cette mesure sur de l'aluminium de 4 μm d'épaisseur est présentée sur la figure II-23.

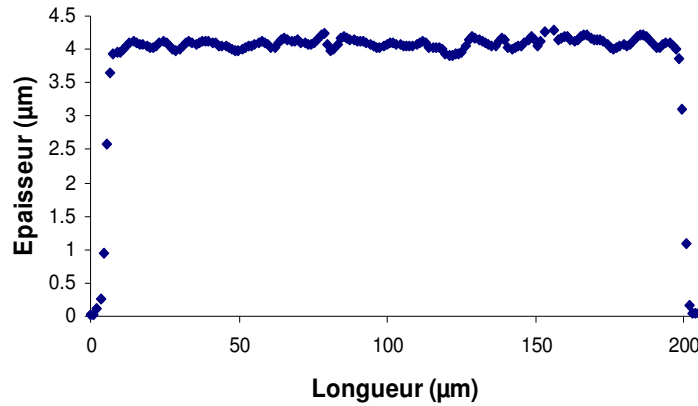


Figure II-23: Mesure de l'épaisseur et de la rugosité de l'aluminium

Les résultats de mesure pour les deux types de structures bicouches (C2 et C4) pour les plaquettes W2 et W5 sont présentés ci-dessous. Les largeurs des matériaux données dans le tableau II-14 correspondent à celle de l'interface silicium-aluminium.

Structures	e_{Si} (μm)	e_{Al} (μm)	W_{Si} (μm)	W_{Al} (μm)
S1-W5-C2	1,8	4,1	40	45
S1-W5-C4	1,8	4,1	85	90
S1-W2-C2	7,7	4,1	26	45
S1-W2-C4	7,7	4,1	72	90

Tableau II-14: Dimensions des structures C2 et C4 des plaquettes W5 et W2

Ces résultats montrent que l'épaisseur de silicium pour chaque plaquette est inférieure de 0,4 μm à celle désirée (voir tableau II-12). Cette différence a été attribué à une mauvaise calibration de la mesure d'épaisseur de silicium effectuée pendant l'étape d'épitaxie.

Les mesures de la largeur des matériaux constituant les micropoutres ont montré que la largeur de l'aluminium correspond au dessin du masque alors que celle du silicium est

inférieure de 5 μm pour la plaquette W5 et de 18 μm environ pour la plaquette W2. La cause de ces différences a été identifiée. Il s'agit de l'isotropie de la gravure du silicium effectué chez Freescale par RIE qui n'avait pas été anticipé. En effet, la gravure du silicium par RIE n'a pas eu lieu seulement dans la profondeur de la couche SOI mais aussi de part et d'autre de la couche. Ce qui a engendré une micropoutre de section trapézoïdale avec une largeur du silicium au niveau de l'interface avec l'aluminium qui est inférieure de 2 fois l'épaisseur de la couche.

Pour la deuxième série de structures, l'étape de gravure du silicium est effectuée au LAAS par RIE-ICP, cet équipement présente l'avantage d'effectuer des gravures anisotropes.

Observation au microscope électronique à balayage:

Les structures sont ensuite observées avec un Microscope Electronique à Balayage (MEB) sous deux tensions d'accélération différentes. La tension d'accélération de 10 kV ne permet pas aux électrons de traverser la poutre en silicium, alors que sous une tension de 15 kV la poutre et une partie du substrat sont traversées par les électrons et apparaissent plus claires sur l'image. Ces observations sont illustrées sur la figure II-24.

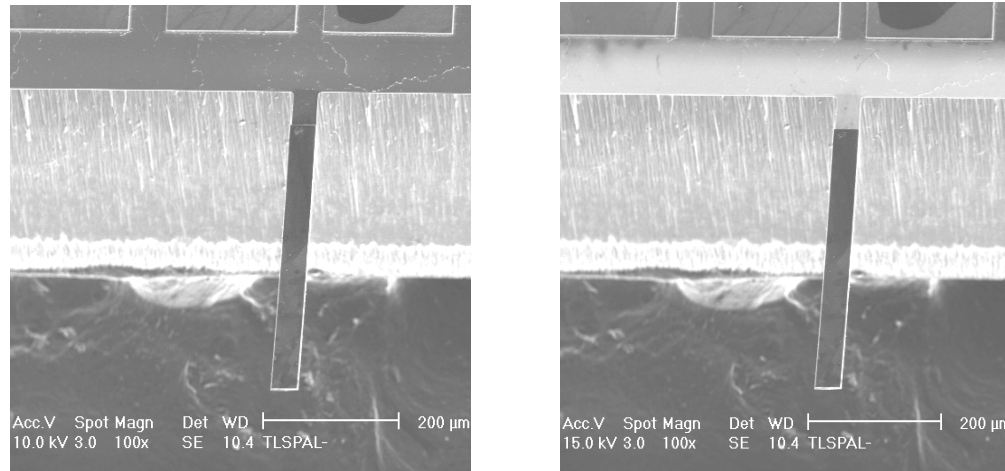


Figure II-24: Observation d'une micropoutre bicouche sous deux tensions d'accélération
10 kV à gauche et 15 kV à droite

Ces observations au MEB ont mis en évidence une sur-gravure du silicium au niveau de l'encastrement de la poutre lors de l'étape de gravure du silicium face arrière de la plaquette. Ce phénomène a été corrigé pour la deuxième série de structure en fixant un même taux d'ouverture pour tous les motifs sur le masque.

Mesure des valeurs de la résistance chauffantes:

Les paramètres d'implantation d'arsenic, qui ont été choisis pour cette série de plaquettes, sont une énergie de 70 keV et une dose de 4.10^{14} at/cm². Les valeurs de résistances attendues pour ces paramètres d'implantation sont de 10 kΩ avec une profondeur de jonction de 0,6 μm et un pic de concentration proche de la surface. La mesure de la valeur de la résistance chauffante implantée a été effectuée à l'aide d'une station de test sous pointe connectée à un multimètre.

Pour les plaquettes ayant une épaisseur de silicium de 7,7 μm, les mesures de résistances données par l'équipement sont de plusieurs mégas Ohms. Des valeurs de résistance aussi élevées indiquent que le circuit de la résistance implantée a été ouvert par la sur-gravure du silicium face avant. Pour ces plaquettes, les résistances chauffantes sont donc inutilisables.

Pour la plaquette ayant une épaisseur de silicium de 1,8 μm, les valeurs de résistances données par l'équipement sont comprises entre 27 kΩ et 31 kΩ. Ces valeurs sont plus élevées que celles attendues par simulation. La cause de cette différence a été identifiée, il s'agit d'une gravure du silicium non désirée qui s'est produite lors du nettoyage des résidus de silicium qui restent sur la plaquette après la gravure humide de la métallisation en AlSi_{1%}. En effet, le nettoyage des résidus de silicium est effectué par RIE, le plasma a gravé, en plus des résidus de silicium, une épaisseur de silicium de la couche SOI de 0,1 μm environ. Pour la deuxième série de plaquettes, l'attaque de l'aluminium sera effectuée au LAAS et le nettoyage des résidus de silicium sera réalisé par une solution aqueuse contenant des tensioactifs activés par ultrasons.

2.2.2 - Deuxième série de structures ; Observations et commentaires

Le procédé de fabrication appliqué sur cette deuxième série de plaquettes (S2) est celui présenté au paragraphe 2.1. Deux plaquettes (W2 et W5) dont les épaisseurs de silicium sont favorables à la mesure du coefficient de dilatation thermique et au module de Young de l'aluminium de 4 μm d'épaisseur ont été menées jusqu'au bout du procédé de fabrication avec succès. Malheureusement, pour l'aluminium de 10 μm d'épaisseur, seulement 2 plaquettes (W3 et W5) ayant une épaisseur de silicium favorable à la mesure du module de Young ont été réalisées avec succès.

La mesure des paramètres géométriques des structures a été effectuée de la même manière que pour la première série de structures. La gravure du silicium par RIE-ICP a permis d'obtenir des micropoutres en silicium de section rectangulaire. Les résultats de mesure pour les deux types de structures pour chaque plaquette sont présentés dans le tableau II-15.

Structures	e_{Si} (μm)	e_{Al} (μm)	W_{Si} (μm)	W_{Al} (μm)
S2-W2-C2	1,8	3,9	45	41
S2-W2-C4	1,8	3,9	90	86
S2-W5-C2	4,1	4,1	50	40
S2-W5-C4	4,1	4,1	100	85
S2-W3-C2	2,2	10,8	65	40
S2-W3-C4	2,2	10,8	118	85
S2-W4-C2	2,2	10,5	73	42
S2-W4-C4	2,2	10,5	117	84

Tableau II-15: Dimension des structures C2 et C4 des plaquettes W2, W5, W3 et W4

La rugosité de l'aluminium de 4 μm et 10 μm d'épaisseur a aussi été évaluée à 100 nm et les valeurs de résistance chauffante implantées sont celles attendues par simulation.

La modification du taux d'ouverture du masque pour la gravure face arrière a permis d'éliminer la sur-gravure du substrat au niveau de l'encastrement de la poutre avec le substrat. Le type de structure ainsi obtenu est illustré sur la figure II-25.

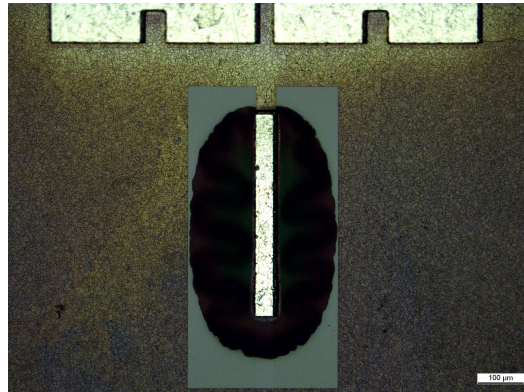


Figure II-25: Observation au microscope optique d'une structure bicouche libérée

En conclusion, nous pouvons dire que les principaux problèmes observés sur la première série de plaquettes ont été corrigés et les structures obtenues sur la deuxième série sont de meilleure qualité.

3 – Mesure par interférométrie optique de la courbure des micropoutres bicouches en fonction de la température

Les micropoutres bicouches en aluminium-silicium, dont la fabrication par les techniques de salle blanche et la caractérisation viennent d'être présentées, ont été utilisées afin de déterminer les propriétés mécaniques de l'aluminium avec 1% de silicium de 4 μm et de 10 μm d'épaisseur. La partie qui suit décrit tout d'abord, le dispositif expérimental de mesure de la courbure des micropoutres en fonction de la température, ensuite la méthodologie de mesure et d'exploitation des résultats est présentée et enfin l'extraction des paramètres mécaniques de l'aluminium de 4 μm et de 10 μm d'épaisseur est effectuée et commentée.

3.1 - Description du dispositif expérimental de mesure de la courbure des micropoutres bicouches

3.1.1 - Le microscope interférométrique

Un microscope interférométrique peut être considéré en première analyse comme un interféromètre à 2 faisceaux où la surface de l'échantillon agit comme un miroir de l'interféromètre. Ce microscope est composé d'une source lumineuse cohérente qui peut être soit monochromatique rouge ($\lambda=650\text{ nm}$), soit poly chromatique (blanche) dont le spectre est limité à une gamme réduite avec une longueur d'onde moyenne de 580 nm. La lumière de la source est envoyée sur un miroir semi transparent puis focalisée par la lentille de l'objectif. La lumière est ensuite séparée en deux faisceaux par un cube séparateur :

- Le premier faisceau vient se réfléchir sur un miroir placé dans l'objectif puis est envoyé par le miroir semi réfléchissant du cube séparateur sur le capteur d'une caméra CCD.

- Le deuxième faisceau traverse une première fois le miroir semi réfléchissant du cube séparateur pour venir se réfléchir sur la surface de l'échantillon à observer, puis il traverse une deuxième fois le miroir pour venir interférer avec le premier faisceau. Le capteur CCD de la caméra enregistre alors l'intensité et la position des franges d'interférences.

Le schéma de principe du microscope interférométrique est présenté sur la figure II-26.

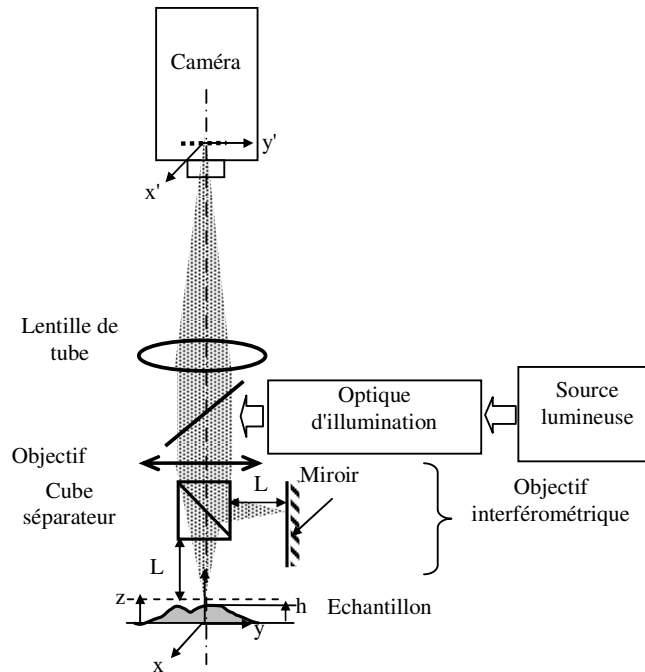


Figure II-26: Schéma de principe de la microscopie interférométrique [PET01]

Lorsque, les chemins optiques désignés, par la lettre L sur le schéma, entre le miroir du cube séparateur et l'objectif ainsi qu'entre le même miroir et l'échantillon sont les mêmes, alors les deux faisceaux forment une interférence constructive. Le capteur de la caméra voit la lumière provenant de l'échantillon avec une intensité maximale. Si par contre, la différence des chemins optiques est un multiple entier (k) de $\lambda/2$ alors les deux faisceaux forment une interférence destructive et l'intensité de la lumière observée par la caméra est nulle. La caméra de l'appareil de mesure observe donc une série de franges d'interférences sur l'échantillon qui dépendent de la distance entre la surface de l'échantillon et l'objectif. La lumière monochromatique est utilisée pour faire des mesures sur des échantillons dont la topographie de surface est inférieure au quart de la longueur d'onde de la lumière, c'est-à-dire inférieure à 160 nm. Si cela n'est pas le cas, il est préférable d'utiliser une lumière polychromatique. La faible cohérence de la source lumineuse polychromatique implique que les franges d'interférences se produisent pour quelques multiples entiers de $\lambda/2$. Typiquement, lorsque k est supérieur à 5 les franges ne sont plus visibles sur l'échantillon. La résolution théorique de cet équipement, suivant la profondeur (z) et en lumière quasi blanche, est donnée par le fabricant être de 3 nm [WEB5] alors que la résolution spatiale (x, y) dépend du type d'objectif utilisé. Nous avons utilisé pour les mesures un objectif 20X, de type Mirau, dont la résolution spatiale théorique est de 1,7 μm .

Les mesures de profil des micropoutres bicouches aluminium-silicium sont effectuées en lumière quasi blanche car la topographie au niveau de la marche entre le silicium et l'aluminium ainsi que la forte courbure de la micropoutre ne permettent pas d'utiliser la lumière rouge. L'image ci-dessous est une photo prise avec la caméra du microscope lors de la mesure en lumière blanche du profil d'une micropoutre bicouches. Les franges d'interférences sont bien visibles au centre de l'image. Leurs formes, en arc de cercle, indiquent que la surface de l'aluminium constituant la micropoutre n'est pas plane.

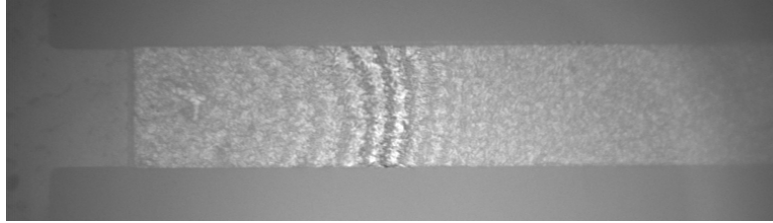


Figure II-27: Mesure de la courbure d'une micropoutre par microscopie interférométrique en lumière blanche

Le principe de la mesure en lumière blanche du profil d'une microstructure consiste à faire diminuer de façon continue la hauteur entre l'échantillon et l'objectif du microscope. Le chemin optique entre la lumière et l'échantillon va diminuer alors que celui entre le miroir du cube séparateur et le miroir de l'objectif reste toujours le même, ce qui entraîne un glissement des franges d'interférences sur l'échantillon. L'évolution de la position et de l'intensité des franges sur l'échantillon est alors enregistrée par la caméra. Une fois la mesure terminée, des algorithmes calculent la hauteur des zones de l'échantillon pour lesquelles, des franges d'interférences ont été observées par la caméra. On obtient ainsi une image en 3 dimensions de l'échantillon, à partir de laquelle il est possible d'extraire des profils bidimensionnels. Le principe de cette équipement a été développé en partenariat avec l'Institut Fondamental d'Electronique, de l'Université de Paris XI. Plus d'informations sur le fonctionnement du profilomètre interférométrique se trouvent dans la thèse de Sylvain Petitgrand [PET05] ainsi que dans plusieurs publications du laboratoire [YAH01,BOS99].

Les vibrations de l'échantillon pendant la mesure sont la principale source d'erreurs lors d'une mesure par interférométrie optique. Ces vibrations peuvent provenir soit de l'équipement, même si celles-ci sont atténuées par des amortisseurs, soit d'éventuelles sources sonores situées à proximité de l'équipement. Afin d'obtenir des mesures précises, il est donc nécessaire de minimiser toutes les sources de vibrations mécaniques et acoustiques. De plus, certains réglages doivent être effectués sur le microscope interférométrique, de manière à

optimiser la mesure. Le premier réglage consiste à jouer sur la position de la lentille de l'objectif afin que les franges d'interférences qui ont le maximum de contraste se trouvent dans le plan focal de l'objectif. Ainsi, les franges sont vues par la caméra avec le plus de netteté possible. Le deuxième réglage consiste à jouer sur l'inclinaison des éléments optiques de l'objectif afin que le faisceau incident soit perpendiculaire à l'échantillon. Pour nos microstructures, le réglage est effectué par rapport au substrat de la micro poutre. Ce réglage permet d'obtenir des franges les plus écartées possibles les unes des autres.

3.1.2 - Le système de chauffage

Le système de chauffage constitué par une résistance implantée devait initialement être utilisé pour chauffer nos microstructures afin de faire évoluer la courbure des micropoutres bicouches. Cependant, au cours de la thèse, le laboratoire a fait l'acquisition d'un équipement possédant un système de chauffage qui s'est avéré plus pratique, plus rapide et plus précis que la résistance chauffante implantée. Ce système de chauffage est constitué par un bloc de cuivre, de 1 cm^2 de section, qui est collé sur l'une des faces d'un module thermoélectrique. La face opposée du module est collée sur un radiateur en cuivre dont la température est régulée par un système de circulation d'eau. La température de cette masse de cuivre est régulée par un contrôleur PID qui commande le chauffage et le refroidissement du module thermoélectrique. La température de la masse de cuivre est mesurée par une thermistance collée sur celle-ci. D'après les données du constructeur, la température de la masse de cuivre est ainsi contrôlée à 0.1°C près. Ce système de chauffage est situé à l'intérieur d'une enceinte à vide, qui permet d'obtenir une pression dans l'enceinte allant jusqu'à 6.10^{-4} mBar . Le système de chauffage et la masse de cuivre, situé dans l'enceinte à vide ouverte, sont identifiables sur l'image ci-dessous.

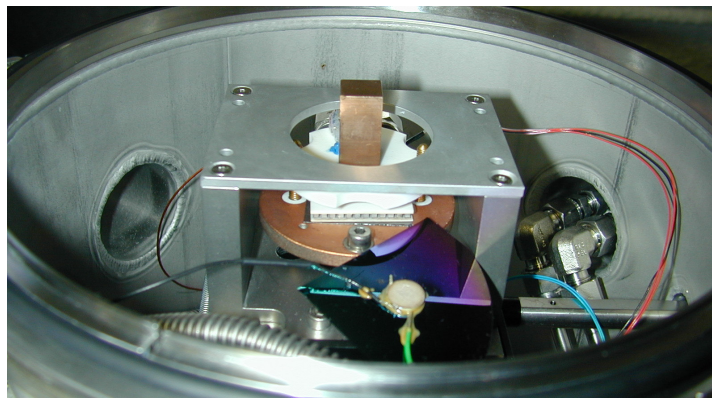


Figure II-28: Photo du système de chauffage situé dans l'enceinte à vide

3.2 - Etude de l'évolution de la courbure des micropoutres en fonction de la température

3.2.1- Profil initiale des micropoutres à température ambiante

En théorie, si on considère que la courbure d'une micropoutre bicouche silicium-aluminium n'est due qu'aux contraintes internes dans le métal, alors la courbure de la micropoutre ne devrait dépendre que de l'épaisseur respectives des matériaux constituant la micropoutre. Des simulations éléments finis sont effectuées afin d'évaluer la déflexion maximum d'une micropoutre bicouche en fonction des paramètres géométriques de la structure pour une contrainte interne dans l'aluminium, de 4 μm et 10 μm d'épaisseur, de 45 MPa. Les résultats de déflexion maximale obtenus sont présentés dans le tableau ci-dessous :

eSi (μm)	eAl (μm)	WSi=Wal (μm)	Déflexion (μm)
1,8	4	45	10,45
1,8	10	45	3,59

Tableau II-16: Simulation de la déflexion des micropoutres pour $\sigma_{\text{Al}}=45$ MPa

Cependant, les mesures du profil, à température ambiante, de plusieurs micropoutres bicouches d'une même plaquette ont mis en évidence une grande dispersion des valeurs de courbure initiale. En effet, comme le montre la figure ci-dessous, la déflexion maximale, mesurée sur 4 microstructures différentes provenant d'une même plaquette, est comprise entre 3 μm et 70 μm .

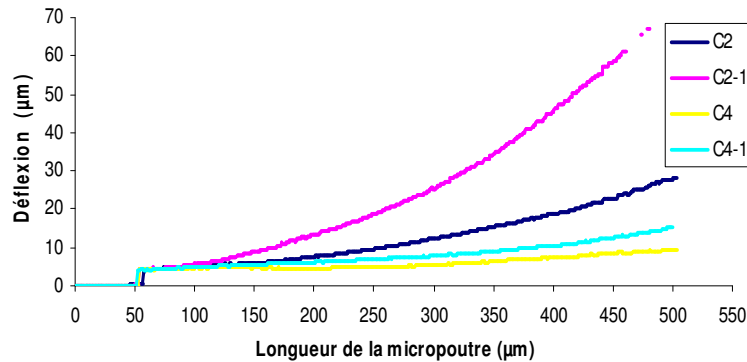


Figure II-29: Profil à température ambiante de 4 micropoutres bicouches ($e_{\text{Al}}=4\mu\text{m}$)

Ces valeurs de courbure ne peuvent être attribuées à la seule présence de contraintes résiduelles dans l'aluminium. En effet, les mesures du profil des micropoutres constituées seulement de silicium montrent des déflexions maximales non négligeables, qui sont aussi très dispersées. Ces mesures de déflexions indiquent donc que les contraintes internes dans le silicium sont d'intensités variables. Cependant, deux types de profil sont mesurés, et sont caractéristiques soit d'un gradient de contrainte dans l'épaisseur de silicium, soit d'une contrainte interne homogène. La figure ci-dessous illustre les deux types de profil mesuré sur les micropoutres en silicium.

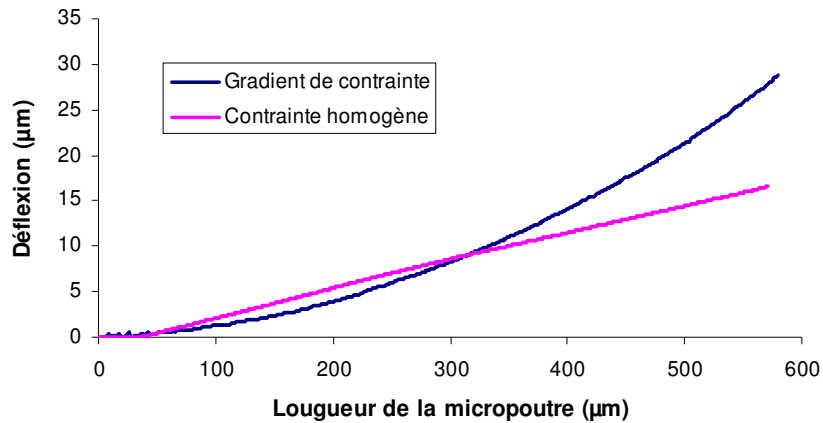


Figure II-30: Profil à température ambiante de 2 micropoutres en silicium

3.2.2 - Evolution de la courbure des micropoutres en fonction de la température ($\Delta T < 30^\circ\text{C}$)

La méthode de mesure de l'évolution de la courbure des micropoutres en fonction de la température qui est appliquée, consiste à mesurer de façon collective, le profil de plusieurs micropoutres bicouches issues de toutes les plaquettes en fonction de la température fixée par le module thermoélectrique. L'opération est ensuite renouvelée pour différentes élévations de température. L'élévation maximale de température qui est appliquée sur les structures est de 30°C , ce qui permet, comme nous le montrerons plus loin, que les déformations se situent dans le domaine élastique. Le mode opératoire consiste à détacher plusieurs structures bicouches de chaque plaquette de silicium. Ces structures sont ensuite placées dans l'enceinte à vide sur la masse de cuivre régulée en température par des modules thermoélectriques. Les mesures de profil sont alors effectuées à travers un hublot transparent à la lumière. Afin d'optimiser le contact thermique entre la masse de cuivre et les structures à mesurer, une fine

couche de graisse thermique est étalée sur la face supérieure de la masse de cuivre. La pression dans l'enceinte est diminuée jusqu'à être inférieure à 0,1mbar, ce qui minimise les échanges de chaleur par convection entre les structures et l'air dans l'enceinte et réduit l'impact d'éventuelles source sonores. De plus, un temps de stabilisation thermique de 1 heure est appliqué avant d'effectuer les mesures. Cette manière de procéder permet d'affirmer que toutes les structures présentes sur la masse de cuivre sont à la température de la consigne du PID. Les résultats de mesures du profil d'une structure à plusieurs températures sont présentés ci-dessous.

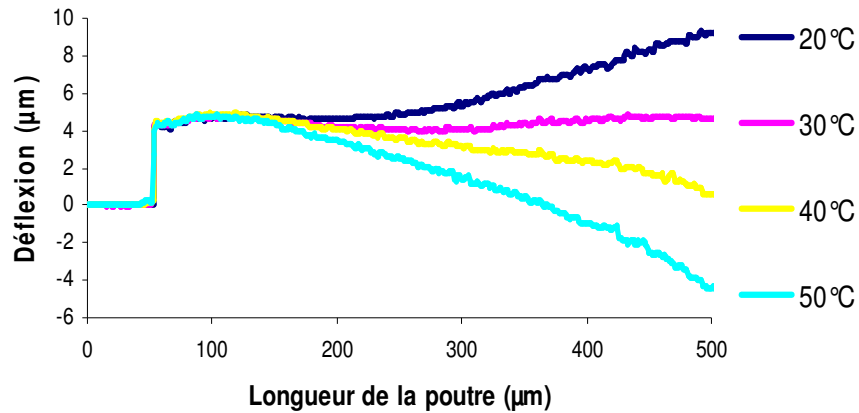


Figure II-31: Profil à plusieurs températures d'une micropoutre bicouches (S1-W5-C2)

Afin d'exploiter correctement ces résultats, il est nécessaire de soustraire le profil initial de la micropoutre à la mesure des profils à chaque température. Cette opération permet de se trouver dans la configuration décrite par les modèles analytiques présentés précédemment. Les profils ainsi obtenus sont illustrés sur la figure ci-dessous :

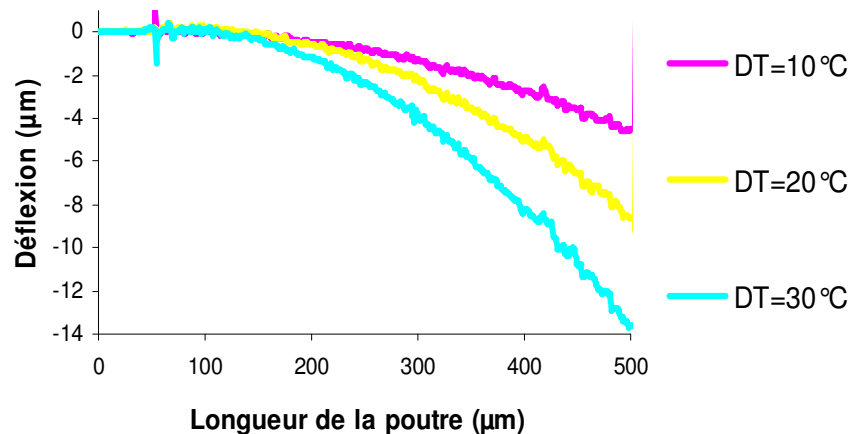


Figure II-32: Courbure à plusieurs températures d'une micropoutre bicouches (S1-W5-C2)

Cette opération effectuée, la prochaine étape consiste à extraire, à partir des profils obtenus expérimentalement, les valeurs de courbure des micropoutres pour toutes les températures. Pour cela, une régression du profil de la poutre avec l'équation d'un cercle est effectuée grâce au logiciel Origin. L'équation utilisée est la suivante, où y représente la déflexion de la poutre et x sa longueur. Les coordonnées du centre du cercle sont x_0 et y_0 et R son rayon :

$$y = y_0 - \sqrt{(R^2 - x_0^2)} \quad \text{II-3.2-1}$$

La régression est effectuée sur une partie seulement du profil de la poutre afin de s'affranchir des zones dont le comportement peut différer légèrement du comportement normal d'une micropoutre en fonction de la température. Ces zones correspondent aux extrémités de la micropoutre bicouches. Nous avons arbitrairement choisi d'exclure une zone de 50 μm de long à chaque extrémité de la micropoutre bicouches. L'exemple ci-dessous présente le résultat de la régression effectuée sur le profil d'une micropoutre de plaquette n°5 à 50°C. Les valeurs de x_0 , y_0 et R ainsi que l'erreur sur ces valeurs sont données dans la légende de la figure.

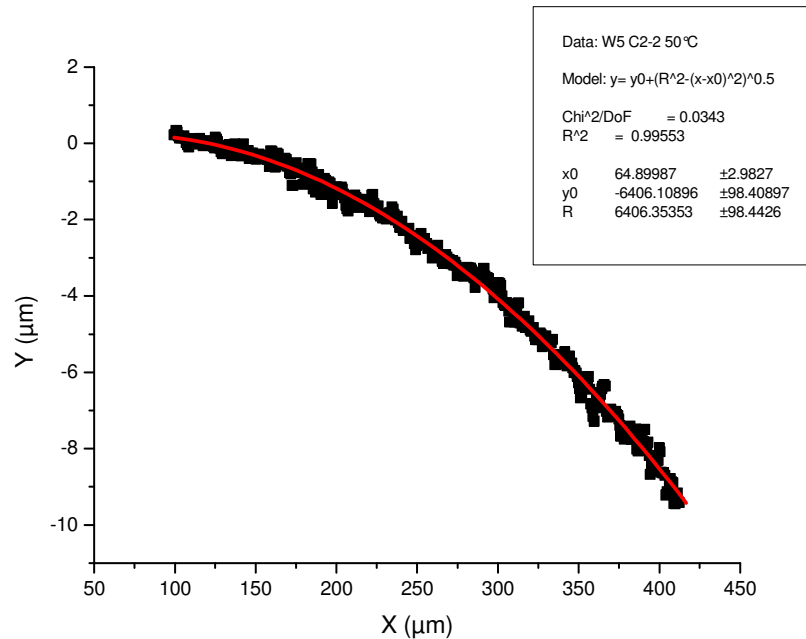


Figure II-33: Régression du profil d'une micropoutre à 50°C (S1-W5-C2)

Pour cet exemple, le rayon de courbure déterminé par le logiciel est de $6\,406 \pm 99 \mu\text{m}$, ce qui correspond à moins de 1.6% d'erreur. La courbure pour chaque profil est ensuite calculée en prenant l'inverse du rayon de courbure.

$$\rho = \frac{1}{R}$$

II-3.2-2

Lorsque la courbure pour chaque profil est déterminée, il est possible de tracer l'évolution de la courbure en fonction de la température. Une régression linéaire est ensuite effectuée pour chaque structure à partir des valeurs de courbure en fonction de la température. Les résultats de plusieurs structures provenant d'une même plaquette de silicium ainsi que les équations des droites obtenues sont présentés sur la figure II-34.

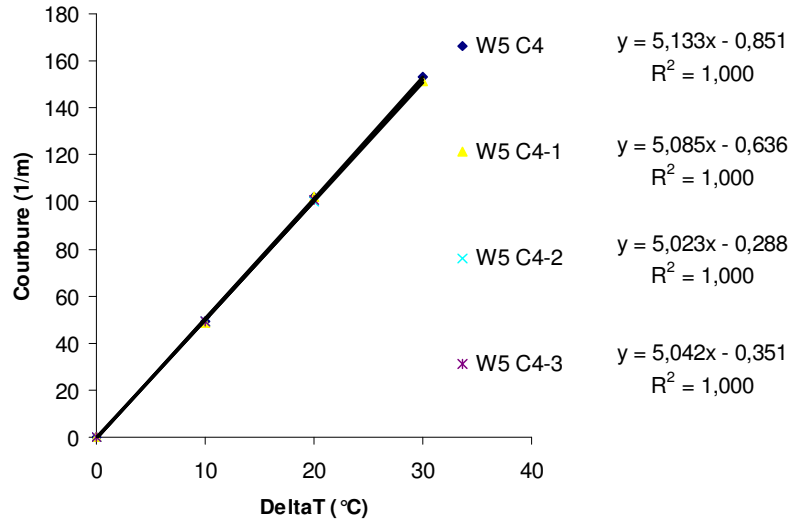


Figure II-34: Evolution de la courbure en fonction de la température (S1-W5)

Les résultats des mesures, présentés sur la figure II-34, permettent de dire que, pour la plaquette W5, la courbure de la micropoutre en fonction de la température évolue en moyenne de $5,07 \text{ m}^{-1}/^{\circ}\text{C}$ à $\pm 0,06 \text{ m}^{-1}/^{\circ}\text{C}$. Les coefficients de corrélation, égaux à 1,000, donnés par la régression linéaire indiquent que la méthode, utilisée pour déterminer la variation de courbure en fonction de la température, permet d'obtenir des résultats extrêmement précis. La microscopie interférométrique alliée à un système de chauffage permettant de faire des mesures collectives sur plusieurs structures est donc une méthode très avantageuse pour la mesure de variation de la courbure de microsystème en fonction de la température. Cependant, il est intéressant de remarquer que malgré cette très grande précision obtenue pour chaque structure prise séparément, il y a quand même une variation de 2.5% au maximum. Cette variation peut venir de légères différences géométriques entre les structures au niveau de la largeur des matériaux constituant la micropoutre.

Le tableau ci-dessous synthétise les paramètres géométriques des micropoutres ainsi que les moyennes des valeurs de variation de la courbure en fonction de la température déterminée expérimentalement. Nous avons choisi d'utiliser les paramètres géométriques des structures de type C4 qui ont une largeur plus importante que les structures de type de C2 afin de minimiser l'erreur due à la section trapézoïdale de certaines structures et pour se mettre dans la configuration la plus proche de celle de contraintes de type biaxiales.

Structures	e_{Si} (μm)	e_{Al} (μm)	W_{Si} (μm)	W_{Al} (μm)	dp/dT (m ⁻¹ /°C)
S1-W5	1,8	4,1	85	90	5,07
S1-W2	7,7	4,1	72	90	2,51
S2-W2	1,8	4,1	90	84	5,20
S2-W5	4,2	4,1	90	84	3,95
S2-W3	2,2	10,8	118	85	1,90
S2-W4	2,2	10,5	117	84	1,97

Tableau II-17: Synthèse des mesures effectuées sur les structures bicouches

Ces résultats expérimentaux, obtenus sur des micropoutres bicouches provenant de toutes les plaquettes fabriquées avec succès, vont être utilisés, dans le paragraphe suivant, pour déterminer le coefficient de dilatation thermique et le module de Young de l'aluminium avec 1% de silicium de 4μm et 10μm d'épaisseur.

3.2.3 - Extraction des paramètres mécaniques de l'aluminium

Le modèle analytique qui a été utilisé pour extraire les propriétés mécaniques de l'aluminium est celui décrit par l'équation II-1.1-5. Ce modèle permet de prendre en compte la largeur des matériaux constituant la micropoutre et considère que les contraintes sont biaxiales. Le principe de l'extraction des paramètres mécaniques consiste à déterminer le meilleur couple de valeur pour le coefficient de dilation thermique et pour le module de Young, de sorte que les valeurs de courbure en fonction de la température donnée par le modèle analytique soient le plus proche possible de celles mesurées.

Pour l'aluminium de 4 μm d'épaisseur, nous disposons de 4 types de structures différentes permettant d'extraire les paramètres mécaniques. Etant donné que l'aluminium déposé sur les plaquettes de la première série (S1) n'a pas été déposé en même temps que celui des plaquettes de la deuxième série (S2), nous avons arbitrairement considéré qu'il

s'agissait de deux dépôts différents. Les paramètres mécaniques ont donc été déterminés de façon séparée pour les deux séries de plaquettes. Le tableau II-18 résume les valeurs, d'évolution de la courbure en fonction de la température, déterminées pour chaque structure.

Structures	dp/dT Mesurée (m ⁻¹ /°C)	α_{Al} (ppm)	E _{Al} (GPa)	dp/dT Calculée (m ⁻¹ /°C)
S1-W5	5,07	24,8	92	5,07
S1-W2	2,51	24,8	92	2,51
S2-W5	3,95	24,8	88	3,95
S2-W2	5,20	24,8	88	5,20

Tableau II-18: Synthèse de l'extraction des paramètres mécaniques de l'aluminium de 4µm d'épaisseur

Pour la métallisation de 4µm d'épaisseur, le coefficient de dilatation thermique est déterminé égal à $24,8 \cdot 10^{-6} \pm 0,6 \cdot 10^{-6}$ par degré Kelvin. Le module de Young de la métallisation de 4µm d'épaisseur est pris égal à 90 ± 2 GPa, ce qui correspond à la moyenne des résultats obtenus. L'incertitude sur ces valeurs est estimée à partir de l'incertitude sur la mesure de la courbure (2,5%) et de la température (1%).

Pour la métallisation de 10 µm d'épaisseur, étant donné que nous ne disposons que d'une seule épaisseur de silicium favorable à la détermination du module de Young, nous supposons que le coefficient de dilatation thermique est le même que pour la métallisation de 4µm d'épaisseur, soit $24,8 \cdot 10^{-6} K^{-1}$. Les valeurs de courbure en fonction de la température permettent alors de déterminer le module de Young. Celui-ci a été déterminé égal à 80 GPa pour les deux structures. Cependant, l'incertitude sur ce résultat peut être importante car la valeur du coefficient de dilatation thermique n'a pu être mesurée. Le tableau II-19 résume les valeurs, d'évolution de la courbure en fonction de la température, déterminées pour chaque structure.

N° des structures	dp/dT mesuré (m-1 /°C)	α_{Al} (ppm)	E _{Al} (GPa)	dp/dT Calculé (m ⁻¹ /°C)
S2-W3	1,90	24,8	80	1,90
S2-W4	1,97	24,8	80	1,97

Tableau II-19: Synthèse de l'extraction des paramètres mécaniques de l'aluminium de 10 µm d'épaisseur

3.2.4 - Evolution de la courbure des micropoutres en fonction de la température ($\Delta T > 30^\circ\text{C}$)

Dans ce paragraphe, nous avons soumis les micropoutres à des variations de température supérieures à 30°C afin de caractériser le comportement des micropoutres bicouches lorsque des contraintes importantes sont générées dans les matériaux. Ces valeurs de contraintes sont calculées à l'aide des formules I-1.2-13 et I-1.2-14, en utilisant les paramètres mécaniques des matériaux déterminés au paragraphe précédent.

Le tableau suivant présente les valeurs de contraintes maximales générées, dans l'aluminium de $4\mu\text{m}$ d'épaisseur, en fonction de la température.

Type de structure	Température ($^\circ\text{C}$)	Contrainte à l'interface Al-Si (MPa)	Contrainte en surface de Al (MPa)
S1-W5	30	-51	30
S1-W5	60	-101	59
S1-W5	100	-169	99
S1-W2	30	-42	-5
S1-W2	60	-83	-11
S1-W2	100	-139	-18

Tableau II-20 : Contraintes calculées dans l'aluminium en fonction de la température et pour deux types de structure

A partir des valeurs présentées dans le tableau précédent, nous pouvons remarquer que pour les structures S1-W5, l'aluminium est en compression à l'interface Al-Si, alors que sa surface est en tension. Pour les structures S1-W2, l'aluminium est par contre totalement en compression. Le profil des contraintes dans l'aluminium est donc totalement différent pour les deux types de structures.

Les premières expériences ont été effectuées sur des structures provenant de la plaquette S1-W5 car les contraintes dans l'aluminium sont les plus élevées. De manière pratique, le profil de la micropoutre est mesuré, sous vide, à 20°C , 50°C , 80°C , et enfin à 100°C . Le temps de stabilisation de la température avant d'effectuer la mesure du profil de la micropoutre est de une heure. La variation du profil pour une température donnée est calculée par soustraction avec celui mesuré à 20°C . La courbure de la micropoutre pour chaque température est alors déterminée par une régression du profil avec l'équation d'un cercle. Cela nous permet de tracer l'évolution des valeurs de courbures en fonction de la température. Une régression linéaire est ensuite effectuée pour toutes les variations de température afin

d'évaluer dp/dT sur chaque plage de température. Ces résultats sont présentés sur la figure ci-dessous :

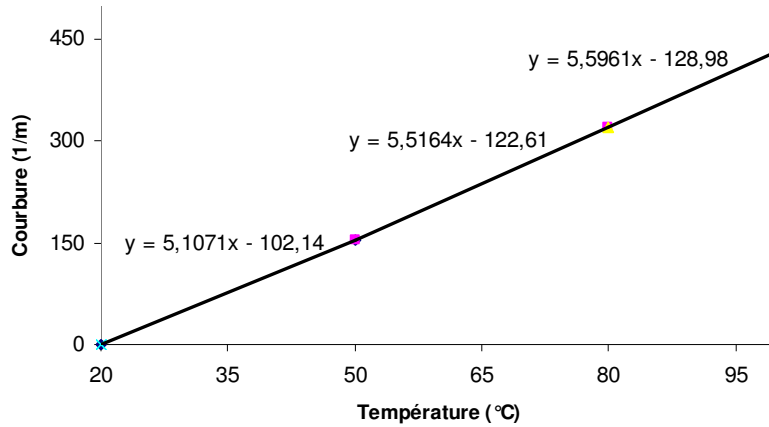


Figure II-35 : Variation de la courbure avec la température

Ces résultats montrent que dp/dT augmente de manière significative avec la température. Il existe plusieurs explications possible à ce phénomène. La première consiste à attribuer la variation de dp/dT à une diminution du module de Young de l'aluminium avec la température. La deuxième consiste à attribuer ces variations aux mouvements des dislocations dans les grains d'aluminium, ce qui entraîne une plus faible résistance de l'aluminium aux déformations et donc une diminution apparente de son module de Young. De plus, la contrainte interne dans l'aluminium, responsable de la courbure initiale, peut aussi varier avec la température ce qui entraînerait une modification supplémentaire de la courbure de la micropoutre qui vient s'ajouter à celle générée par la variation de température. Il est donc impossible à partir des résultats présentés sur la figure II-35 d'identifier avec certitude la ou les causes de l'augmentation de dp/dT avec la température.

Pour remédier à cela, nous avons mesuré, de manière collective, l'évolution de la courbure avec la température de micropoutres provenant des plaquettes S1-W5 et S1-W2, c'est à dire ayant une épaisseur de silicium respectivement de 1,8 μm et 7,7 μm . En effet, la figure II-2 montre que la variation de la courbure d'une micropoutre bicouche, pour un module de Young de l'aluminium qui diminue, est positive lorsque l'épaisseur de silicium est inférieure à 2,5 μm , alors que cette variation est négative pour une épaisseur de silicium supérieure à 2,5 μm . Afin de mettre en évidence la variation de dp/dT avec la température, les mesures ont été effectuées à 20°C, 60°C et 100°C. Les résultats de ces mesures pour les deux types de micropoutres sont présentés sur les figures ci-dessous :

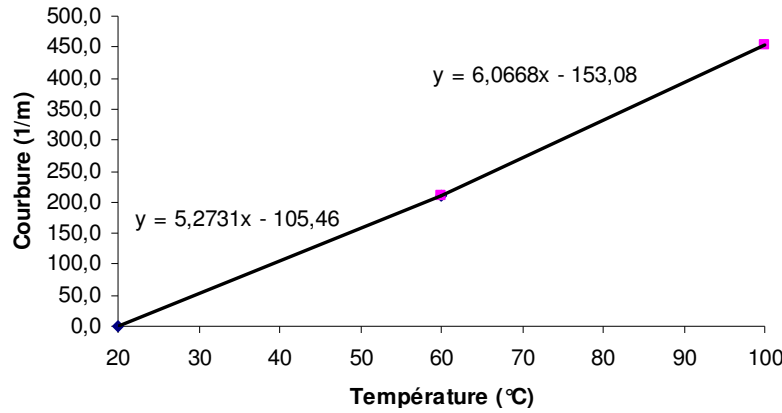


Figure II-36 : Variation de la courbure avec la température (S1-W5 : eSi=1,8 μm)

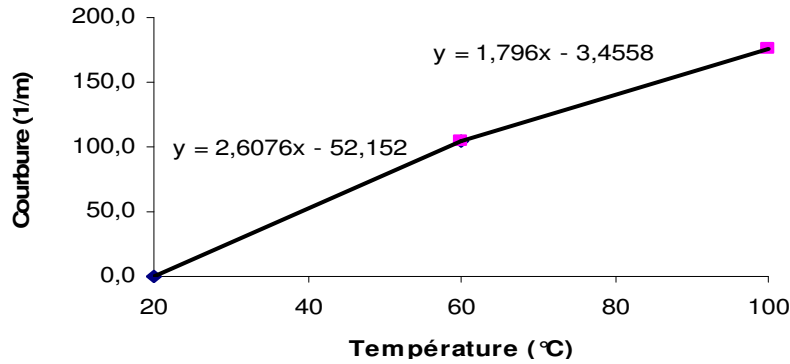


Figure II-37 : Variation de la courbure avec la température (S1-W2 : eSi=7,8 μm)

La figure II-36 montre que dp/dT augmente avec la température alors que la figure II-37 montre que dp/dT diminue avec la température. Ces mesures nous permettent donc d'affirmer que la cause de la variation de dp/dT est une diminution du module de Young de l'aluminium. Il reste donc à déterminer si cette variation est due aux déformations ou à une diminution du module de Young. Si on utilise les valeurs de dp/dT pour calculer les valeurs du module de Young de l'aluminium sur chaque plage de température on s'aperçoit que les valeurs données par le modèle analytique sont beaucoup trop faibles. En effet, pour une valeur dp/dT de $1,79 \text{ m}^{-1}/^{\circ}\text{C}$, le module de Young devrait être égal à 30 GPa. Une variation de 60 GPa pour une augmentation de température de 100°C n'étant pas réaliste, la variation du module de Young de l'aluminium avec la température n'est donc pas la cause principale de la diminution de dp/dT avec la température.

De plus, les mesures du profil des micropoutres à 20°C , avant et après les mesures présentées sur les figures précédentes, ont mis en évidence des déformations plastiques de

l'aluminium. Ces mesures de profil avant et après le stress généré par la déformation des micropoutres sont présentées sur les figures ci-dessous :

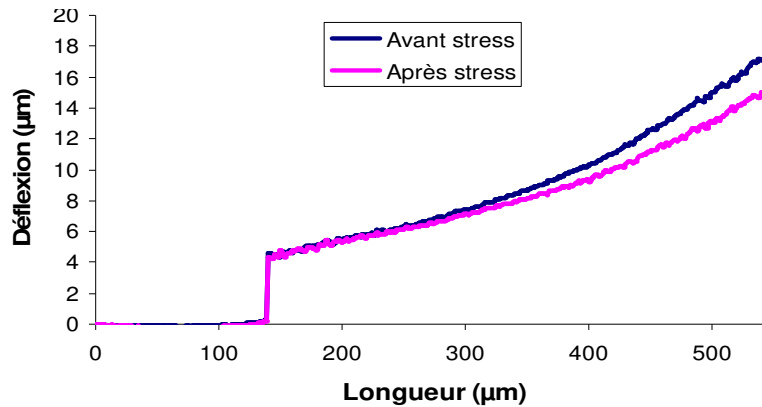


Figure II-38 : Variation du profil à 20°C (S1-W5 : eSi=1,8 µm)

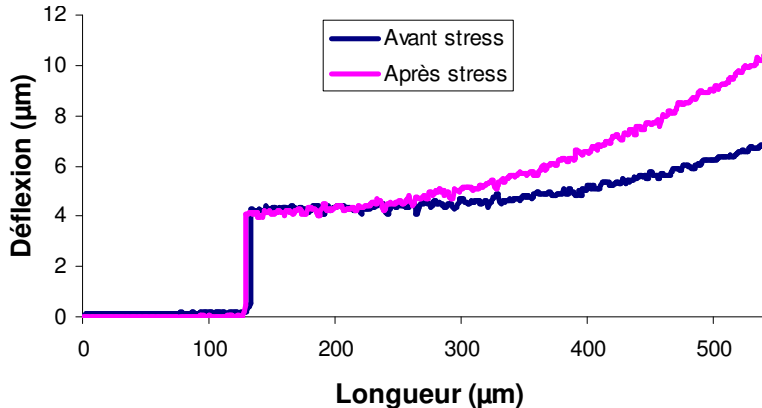


Figure II-39 : Variation du profil à 20°C (S1-W2 : eSi=7,7 µm)

Ces figures montrent que la déflexion à 20°C de la micropoutres de 1,8 µm d'épaisseur a diminué alors que celle pour laquelle l'épaisseur de silicium est de 7,7 µm a augmenté. Ce comportement provient d'une variation de la contrainte résiduelle dans l'aluminium suite à la création de défauts dans la microstructure engendrés par les contraintes thermomécaniques. Nous avons montré que le profil de contrainte dans l'aluminium pour les deux structures n'est pas le même, ce qui explique le sens de variation différent du profil suite aux déformations plastiques. A partir de ces mesures, nous pouvons évaluer la limite d'élasticité de l'aluminium par la contrainte minimale qui engendre une variation significative de dp/dT . Celle-ci est comprise entre 83 MPa et 139 MPa, ce qui correspond aux contraintes sur la plage de température 60°C-100°C pour la structure S1-W2.

Nous pouvons donc dire que l'aluminium a subi un écrouissage qui a augmenté sa dureté, ce qui se traduit par une augmentation de sa limite d'élasticité. Afin de vérifier cette

augmentation de la limite d'élasticité, une nouvelle campagne de mesures de variation de la courbure avec la température est effectuée sur les mêmes micropoutres. Les résultats sont présentés sur les figures ci-dessous :

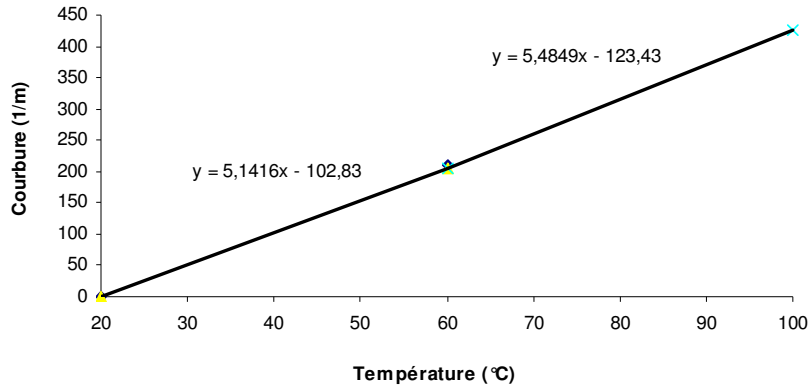


Figure II-40 : Variation de la courbure avec la température (S1-W5 : eSi=1,8 μm)

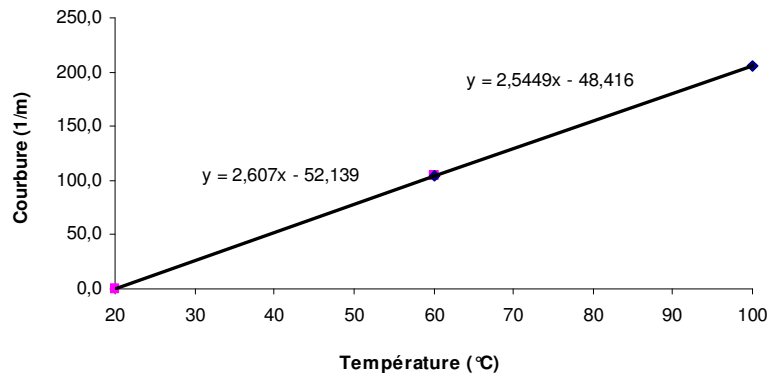


Figure II-41 : Variation de la courbure avec la température (S1-W2 : eSi=7,7 μm)

Ces figures montrent que la variation de dp/dT avec la température est beaucoup plus faible lors de ce deuxième cycle de mesures, même si on observe toujours une légère variation de dp/dT avec la température. Si on considère que l'aluminium a subi un écrouissage parfait, la légère variation dp/dT avec la température doit alors provenir d'une diminution du module de Young de l'aluminium avec la température. Cependant, l'extraction de la variation du module de Young en fonction de la température, à partir des figures II-40 et II-41, n'est pas très fiable car les variations de dp/dT sont très faibles. De plus les coefficients de dilatation des deux matériaux ainsi que le module de Young du silicium varient également avec la température, ce qui entraînerait une incertitude importante sur les résultats obtenus.

Conclusion :

Les résultats obtenus pour les deux types de métallisation indiquent que le coefficient de dilatation thermique de l'aluminium, de $24,8 \pm 0,6 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, correspond à celui donné dans la littérature. Le module de Young est, quant à lui, de 90 ± 2 GPa et de 80 GPa respectivement pour les métallisations de 4 μm et 10 μm d'épaisseur. L'incertitude sur le module de Young de la métallisation de 10 μm d'épaisseur pouvant être importante car son coefficient de dilatation n'a pas pu être mesuré. Ces valeurs sont supérieures au module de Young de l'aluminium massif (70 GPa) donné par la littérature. Il n'est pas évident d'interpréter physiquement cette variation, cependant nous pouvons supposer que le silicium contenu à 1% dans l'aluminium ainsi que la faible taille des grains augmentent le module de Young. Cependant, une différence de 10 GPa sur les modules d'Young est mesurée alors que les deux métallisations ont la même composition. Cette différence peut alors provenir des différentes conditions de dépôt ainsi que de la taille des grains qui est deux fois plus importante pour la métallisation de 10 μm d'épaisseur.

En conclusion, nous pouvons dire que la technique de caractérisation du module de Young avec des micropoutres bicouches permet d'obtenir des résultats précis à condition que l'incertitude sur la température soit la plus faible possible. Cependant, nous avons montré que cette technique est valide sur une plage de température réduite, de 30°C environ. Au delà de cette plage de température, les déformations plastiques ainsi que les variations des propriétés des matériaux avec la température ne nous permettent pas d'extraire de manière fiable le module de Young de l'aluminium. Cependant, les mesures de courbure pour une variation de température importante nous permettent d'évaluer la limite d'élasticité de l'aluminium. Celle-ci a été évaluée, pour l'aluminium de 4 μm d'épaisseur, être comprise entre 80 MPa et 140 MPa.

Chapitre III

Etude du comportement des micropoutres par microvibrométrie pour caractériser l'évolution de l'aluminium soumis à de la fatigue

Introduction :

Ce chapitre se consacre à l'étude dynamique du comportement de micropoutres par microvibrométrie. Cette étude dynamique consiste à soumettre des micropoutres à des vibrations harmoniques forcées par l'intermédiaire d'une céramique piézoélectrique. Les fréquences propres ainsi que les déformations des structures à la résonance, sont mesurées par microscopie interférométrique. L'objectif principal de ce chapitre est la caractérisation de l'évolution de l'aluminium soumis à de la fatigue. Cette fatigue est effectuée par la mise en résonance des micropoutres bicouches dont l'étude statique a été présentée au chapitre II. L'avantage de cette technique pour étudier la fatigue d'un matériau est la rapidité avec laquelle il est théoriquement possible d'effectuer cette étude. En effet, à la résonance le matériau subit des déformations proportionnelles à l'amplitude de vibration de la micropoutre et chaque cycle de déformation s'effectue sur un temps égal à la période de la vibration. Par exemple, une structure dont la fréquence de résonance est de 10 KHz, subit 10 000 cycles de déformation par seconde. Cette rapidité contraste avec le temps nécessaire pour effectuer de la fatigue thermomécanique sur des micropoutres bicouches dont le temps pour réaliser un cycle de déformation est de quelques secondes environ [PER02_b].

L'étude dynamique décrite dans ce chapitre se divise en deux parties. La première s'intéresse à des micropoutres monocouches en silicium afin d'évaluer les possibilités et les limites de la microscopie interférométrique pour la caractérisation du comportement de micropoutres mises en résonance. La deuxième partie, s'attache à caractériser l'évolution de l'aluminium soumis à de la fatigue.

1 – Etude dynamique par microvibrométrie interférométrique du comportement de micropoutres monocouche

Cette partie se focalise sur l'étude dynamique, par microvibrométrie interférométrique, de micropoutres monocouches en silicium soumises à des vibrations harmoniques forcées. Les objectifs de cette étude consistent, dans un premier temps, à évaluer les possibilités et les limites de la microscopie interférométrique lors de la mesure des fréquences propres ainsi que du profil d'une micropoutre mise en résonance. Dans un second temps, un intérêt particulier est attribué à la mesure des amplitudes maximales de vibration pour les quatre premiers modes de résonance de la micropoutre ainsi que sur le calcul des contraintes engendrées dans le silicium pour de telles amplitudes. Enfin, une étude de l'amortissement subi par les structures est effectuée pour comprendre les mécanismes physiques limitant les amplitudes de vibration.

1.1 - Dispositif expérimental de mesure de microstructures soumises à des vibrations harmoniques forcées

La mesure par microvibrométrie consiste à exciter mécaniquement une microstructure afin de déterminer les fréquences de résonance ainsi que son amplitude de vibration pour un mode de résonance. Lors des expériences de microvibrométrie, les structures sont placées dans une enceinte à vide dont la pression de l'air peut être ajustée par pompage, à des valeurs comprises entre 961mbar et 1.10^{-3} mbar. L'interféromètre effectue les mesures de profil des microstructures à travers un hublot transparent à la lumière. Le dispositif expérimental de mesure est décrit en détails dans les paragraphes suivants.

1.1.1 - Excitation piézoélectrique des microstructures

L'excitation mécanique des microstructures s'effectue grâce à une céramique PZT (Titano-Zirconiate de Plomb) de forme cylindrique, de 1cm de diamètre et de 1mm d'épaisseur environ. Cette céramique est collée sur un morceau de plaquette de silicium oxydée, le tout est ensuite posé dans l'enceinte à vide sur la masse de cuivre régulée en température par les modules thermoélectriques. Le silicium oxydé a été choisi comme support de la céramique pour son excellente conductivité thermique et sa propriété d'isolant

électrique. L'assemblage de la céramique avec le silicium oxydé est représenté sur la figure ci-dessous.

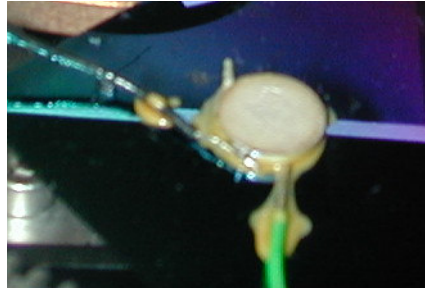


Figure III-1: Céramique PZT collée sur du silicium oxydé

Une tension sinusoïdale d'amplitude A_{PZT} et de pulsation ω est appliquée entre les deux faces de la céramique. Le PZT a pour caractéristique de se déformer sous l'action d'un champ électrique. Cette propriété, appelée électrostriction, se caractérise, dans notre cas de figure, par des cycles d'expansion et de contraction de la céramique principalement selon son épaisseur, dont l'amplitude dépend de la valeur de la tension appliquée (V_{PZT}). L'amplitude de vibration de la céramique est décrite en première approximation par la formule suivante où k est une constante:

$$A_{PZT} = kV_{PZT} \sin(\omega t) \quad (\text{III-1.1-1})$$

Le microsystème est fixé sur la céramique PZT à l'aide d'une résine afin d'optimiser le couplage mécanique entre les deux éléments. Cette résine a la caractéristique d'être soluble dans l'acétone et d'avoir une température de transition vitreuse de 80°C environ, ce qui permet de détacher facilement la microstructure de la céramique en chauffant simplement celle-ci. L'amplitude maximale de la tension appliquée sur la céramique PZT est de 10V. L'électrostriction théorique du PZT, donné par le fournisseur de la céramique, est comprise entre 250 et 550 pm/V [WEB6], ce qui entraîne que l'amplitude de vibration de la céramique, pour une tension de 10V, doit théoriquement être comprise entre de 2,5nm et 5,5nm.

1.1.2 - Système de mesure dynamique par interférométrie optique

La mesure du profil d'une micropoutre pour une fréquence d'excitation proche de la fréquence de résonance est effectuée par le microscope interférométrique présenté au paragraphe II-3.1.1. Cependant, il est nécessaire d'allier au microscope un système d'éclairage stroboscopique dont la fréquence est synchronisée avec l'excitation. L'éclairage stroboscopique permet de figer optiquement le mouvement périodique de la micropoutre à

une certaine valeur de phase (ϕ). La mesure du profil de la micropoutre peut alors être effectuée par une mesure par glissement de frange en lumière quasi blanche. La valeur de la phase (ϕ_s) de l'éclairage stroboscopique peut être ajustée de manière à observer n'importe quelle position de la micropoutre lors de son mouvement périodique. Le rapport cyclique d'éclairage du mouvement est défini comme étant le temps d'éclairement (t_{hv}) par rapport au temps total d'un cycle de mouvement de la micropoutre ($T=2\pi/\omega$). Ce rapport conditionne la précision des mesures effectuées, car pour un rapport cyclique élevé, le profil de la micropoutre évolue significativement pendant la mesure. Les franges d'interférences sur la micropoutres sont alors beaucoup moins contrastées et le résultat de mesure obtenu correspond à une moyenne du profil de la micropoutre pendant le temps t_{hv} . Ce rapport est donné par l'équation ci-dessous :

$$R(\%) = 100 \times \frac{t_{hv}}{T} \quad (\text{III-1.1-2})$$

L'expérience a montré que pour un rapport cyclique inférieur à 3% la quantité de lumière reçue par la caméra lors d'une mesure par glissement de frange n'est pas suffisante pour effectuer une mesure correcte. Cependant, nous avons fait le choix de prendre un rapport cyclique le plus faible possible afin d'obtenir des mesures proches de la réalité. C'est pourquoi, pour toutes les mesures dynamiques effectuées avec le profilomètre, le rapport cyclique d'éclairement est fixé à 5%.

1.1.3 – Méthode de mesure des fréquences de résonance

Les mesures des fréquences propres des micropoutres sont effectuées en lumière rouge afin d'obtenir un grand nombre de franges sur l'échantillon.

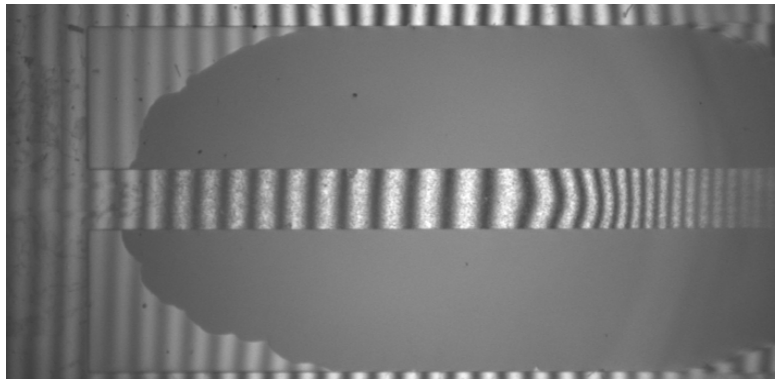


Figure III-2: Franges d'interférences sur la micropoutre en lumière rouge

Pour cette mesure, l'éclairage stroboscopique est supprimé. La mesure est effectuée sur une partie de la micropoutre qui est en mouvement lors de la résonance. Le principe de la mesure consiste à faire varier la fréquence de l'excitation sur une certaine plage, tout en mesurant l'évolution de l'intensité des franges. A la résonance, la mise en mouvement de la micropoutre entraîne une perte de cohérence de la lumière et les franges d'interférences deviennent floues. Lorsque la micropoutre sort de la résonance les franges d'interférences apparaissent de nouveau. Un exemple de mesure est présenté sur la figure, pour un vide dans l'enceinte de 3.10^{-3} mBar et pour une amplitude d'excitation du PZT de 10V :

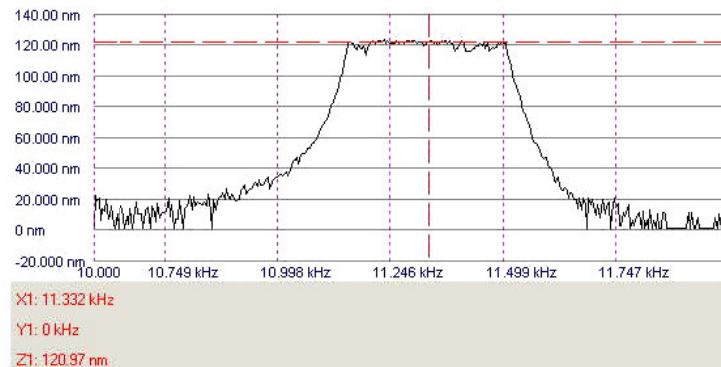


Figure III-3: Exemple de mesure de la fréquence propre d'un mode de vibration ($P= 4.10^{-3}$ mbar, $V_{PZT}=10V$)

Cette mesure montre que pour une fréquence d'excitation inférieure à 10,8KHz et supérieure à 11,8KHz, aucun mouvement de la micropoutre n'est enregistré par l'appareil. Par contre, pour une fréquence comprise entre 10,8 et 11,8KHz l'appareil enregistre une variation du contraste des franges sur la micropoutre. L'appareil de mesure convertit cette variation de contraste en une variation de position de la micropoutre, qui possède la forme d'une gaussienne sur la figure III-3. Le principe de cette mesure ne permet pas de mesurer une variation de hauteur supérieure à 120nm, ce qui entraîne la saturation observée sur cette figure. La fréquence de résonance de la micropoutre est estimée à 11,3KHz, cependant la saturation de la mesure ne permet pas de faire une mesure précise de celle-ci.

Pour augmenter la précision sur la mesure de la fréquence de résonance, la tension d'excitation de la céramique PZT est diminuée à 0,1Volt ce qui permet de diminuer l'amplitude de vibration de la micropoutre et donc de diminuer la largeur de la courbe donnant la variation de l'amplitude de la vibration en fonction de la fréquence. Cette mesure est présentée sur la figure ci dessous.

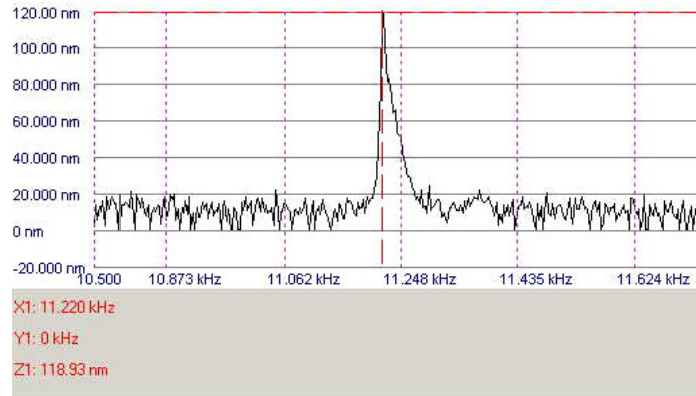


Figure III-4: Exemple de mesure de la fréquence propre d'un mode de vibration
($P=4.10^{-3}$ mbar, $V_{PZT}=0,1$ V)

La fréquence de résonance de 11.22 KHz est déterminée avec plus de précision en prenant la fréquence pour laquelle on obtient le maximum d'amplitude. L'erreur sur la fréquence propre commise par cette méthode de mesure est inférieure à 20Hz étant donné que la fréquence de résonance de cette micropoutre sera mesurée plus loin égale à 11207 Hz.

1.1.4 - Méthode de mesure de l'amplitude de la vibration

La mesure de la déflexion à la résonance de la micropoutre s'effectue avec l'éclairage stroboscopique. Cependant, il est au préalable nécessaire de régler la fréquence de résonance de l'excitation de façon très précise afin d'obtenir réellement le maximum d'amplitude. La méthode utilisée pour mesurer la déflexion consiste à ajuster la phase de l'éclairage stroboscopique de manière à mesurer le profil de la micropoutre lors des deux positions extrêmes de la vibration. Ces positions extrêmes sont facilement repérables. De plus, pour ces positions, la vitesse instantanée de la poutre est nulle, ce qui permet d'améliorer les conditions de cohérence de la lumière afin d'obtenir un meilleur contraste des franges d'interférences. Il est plus facile d'effectuer ces réglages en lumière rouge, car un plus grand nombre de franges sont observables. Cependant, la mesure du profil doit être effectuée en lumière blanche, par glissement de franges. Afin de s'affranchir du profil initial de la micropoutre, la déflexion associée à chaque mode de vibration est déterminée par la soustraction des profils de la micropoutre aux positions extrêmes de la vibration. Ce calcul est présenté en suivant, à partir de l'équation III-1.1-3 qui donne la déflexion (Y) de la micropoutre en fonction de la longueur (x), du temps (t), de la pulsation (ω), de la phase (φ) et du profil statique $Y_{st}(x)$.

$$Y_{(x,t)} = D(x). \sin(\omega t + \varphi) + Y_{st}(x) \quad (\text{III-1.1-3})$$

Avec l'éclairage stroboscopique, le profil de la poutre n'est plus fonction du temps. Les profils de la micropoutre aux positions extrêmes de la vibration sont $Y_{1(x)}$ et $Y_{2(x)}$.

$$Y_{1(x)} = D(x) \cdot \sin(\varphi_1) + Y_{st}(x)$$

$$Y_{2(x)} = D(x) \cdot \sin(\varphi_2) + Y_{st}(x)$$

La soustraction des valeurs ces profils entraîne :

$$Y_{1(x)} - Y_{2(x)} = D(x) \cdot \sin(\varphi_1) - D(x) \cdot \sin(\varphi_2)$$

$$Y_{1(x)} - Y_{2(x)} = 2D(x) \cdot \sin\left(\frac{\varphi_1 - \varphi_2}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{\varphi_1 + \varphi_2}{2}\right)$$

Pour les positions extrêmes de la vibration, les valeurs de phase φ_1 et φ_2 , sont telles que, $\varphi_1 - \varphi_2 = 180^\circ$ et $\varphi_1 + \varphi_2 = 0^\circ$. La déflexion de la micropoutre est alors donnée par :

$$D(x) = \frac{Y_{1(x)} - Y_{2(x)}}{2} \quad (\text{III-1.1-4})$$

L'amplitude de vibration est alors donnée par la valeur de la déflexion au bout de la micropoutre.

1.2 – Etude dynamique du comportement des micropoutres en silicium en fonction de la pression

Les mesures présentées dans les paragraphes suivants sont effectuées sur une micropoutre monocouche en silicium obtenue lors de la 2^{ème} série de structures (S2-C1). Les paramètres géométriques de cette structure sont les suivants : $e_{Si} = 1,8\mu\text{m}$, $L_p = 455\mu\text{m}$, $W_p = 44\mu\text{m}$. La micropoutre choisie pour cette étude possède une déflexion statique inférieure à $2\mu\text{m}$. Ainsi, les contraintes résiduelles présentes dans le silicium, perturbent le moins possible les fréquences de résonance. Le profil statique de cette micropoutre est présenté sur la figure ci dessous.

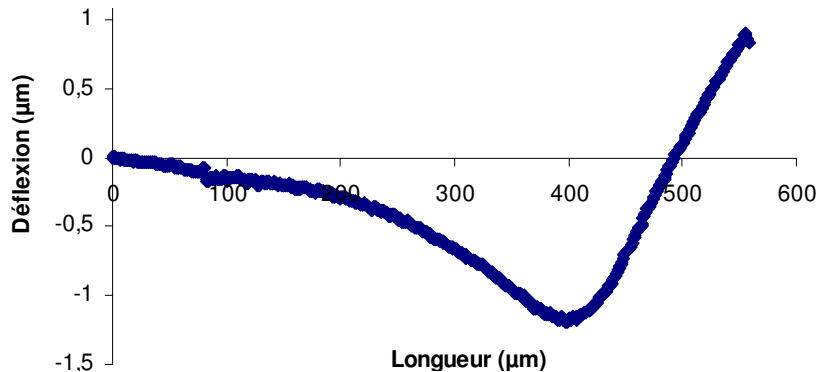


Figure III-5: Profil statique de la micropoutre

Les fréquences propres des quatre premiers modes de résonances ainsi que les déflexions associées ont été mesurées à pression atmosphérique (961mbar) et à base pression (4.10^{-3} mbar). Les résultats sont présentés dans les paragraphes suivants.

1.2.1 - Mesures des fréquences de résonance en fonction de la pression

Les mesures de fréquence de résonance ont mis en évidence une variation de celle-ci en fonction de la pression dans l'enceinte. La mesure de cette évolution pour le premier mode de vibration de la micropoutre décrite précédemment est présentée sur la figure ci dessous.

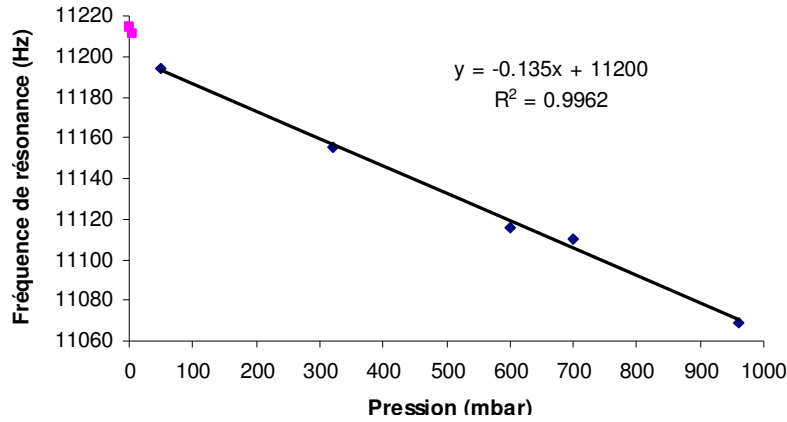


Figure III-6: Fréquences de résonance en fonction de la pression

Cette figure montre que la fréquence de résonance semble diminuer de façon linéaire avec la pression, tout au moins dans la gamme de pression de 961mbar à 50mbar. Pour plus de lisibilité, la figure III-7 présente, avec une échelle semi-logarithmique, les mesures de fréquence propre pour des pressions comprises entre 50mbar et 1.10^{-3} mbar.

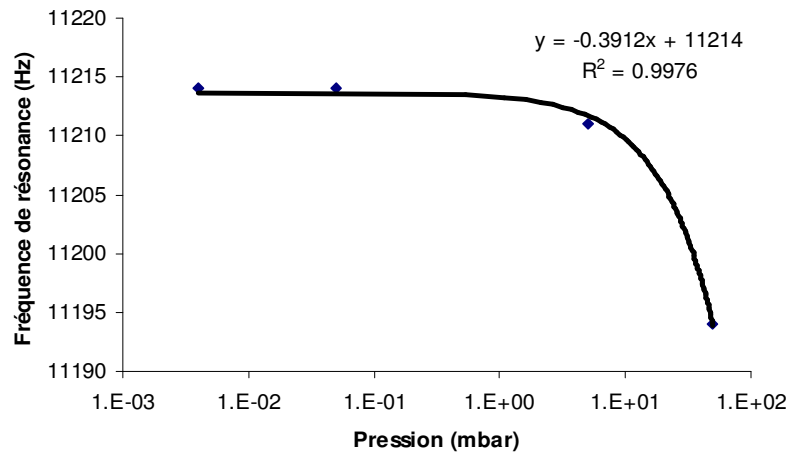


Figure III-7: Fréquences de résonance en fonction de la pression

La fréquence de résonance ne suit plus la même loi de variation que celle déterminée précédemment. Cependant, celle-ci reste linéaire.

En résumé, la variation de la fréquence de résonance en fonction de la pression est de $0,13 \text{ Hz.mbar}^{-1}$ pour une pression dans l'enceinte comprise entre 961mbar et 50mbar, alors que pour une pression comprise entre 50mbar et 1.10^{-1}mbar la variation de la fréquence de résonance en fonction de la pression est de $0,39 \text{ Hz.mbar}^{-1}$. En revanche, pour une pression inférieure à 1.10^{-1}mbar , la fréquence de résonance n'évolue plus.

Ces différences s'expliquent par une évolution du régime d'amortissement visqueux subi par la micropoutre. Afin d'appréhender ces différents régimes d'amortissement, il est intéressant de regarder le Libre Parcours Moyen (LPM) des molécules d'air en fonction de la pression, donnée par la formule ci-dessous [BHI04]:

$$LPM = 0,23 \frac{K_B T}{d^2 P} \quad (\text{III-1.2-1})$$

avec : T : température

K_B : constante de Boltzmann

d : diamètre d'interaction de la molécule d'air

P : pression

Les LPM, calculés à partir de l'équation III-1.2-1, sont présentés sur la figure avec une échelle logarithmique. Le diamètre d'interaction des molécules d'air utilisées pour calculer le LPM est de $3,7\text{\AA}$ à 20°C en accord avec la littérature[BHI04].

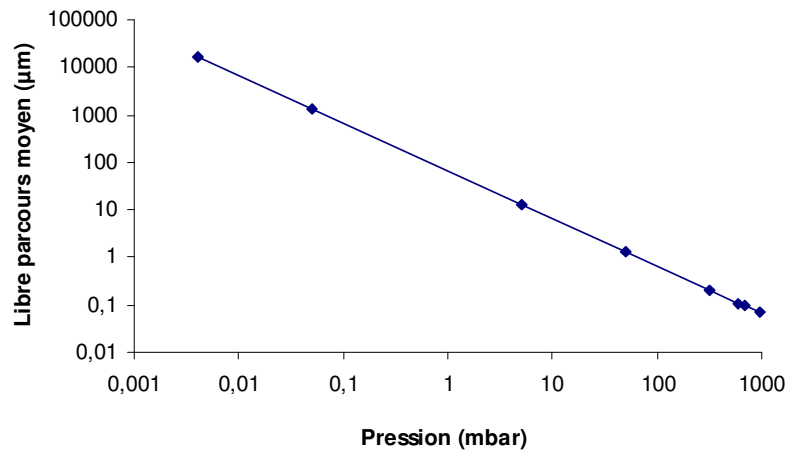


Figure III-8: Le libre parcours moyen des molécules d'air en fonction de la pression

Pour un LPM des molécules d'air largement inférieur aux dimensions caractéristiques de la microstructure, l'amortissement est dit de type visqueux. Il est dû à l'interaction de la micropoutre avec les molécules d'air. A l'opposé, lorsque que le LPM est largement supérieur

aux dimensions caractéristiques de la microstructure, l'interaction entre les molécules d'air et la micropoutre est quasi nulle, l'amortissement est de type moléculaire. Lorsque le LPM des molécules d'air est de l'ordre de grandeur des dimensions caractéristiques de la micropoutre, le régime d'amortissement est dit de transition. Les frontières de chaque régime d'amortissement ne sont pas identifiables avec précision à partir des figures III-6 et III-7. Cependant, la frontière entre le régime visqueux et le régime de transition semble être autour de 50mbar, ce qui correspond à un LPM des molécules de 1,3µm environ. Cette valeur de LPM correspond bien à la dimension caractéristique la plus faible de notre micropoutre, son épaisseur. De plus, pour une pression dans l'enceinte inférieure à 0,15mbar, le LPM devient supérieur à la dimension caractéristique la plus grande de la micropoutre, sa longueur. L'interaction entre les molécules d'air et la micropoutre est donc statistiquement très faible. La pression dans l'enceinte ne doit donc plus avoir d'influence sur la fréquence de résonance, ce qui est confirmé par les mesures.

Les résultats de mesure des fréquences propres des quatre premiers modes de résonance, à pression atmosphérique et à basse pression sont présentés dans le tableau.

Pression (mbar)	F1(Hz)	F2(Hz)	F3(Hz)	F4(Hz)
961	11069	70392	197630	385100
0,004	11214	70942	198610	387155

Tableau III-1: Fréquences de résonance en fonction de la pression

Cette augmentation de la fréquence de résonance, lorsque la pression dans l'enceinte diminue, est un phénomène bien connu et modélisé dans la littérature [CHU63], [SAD98]. Nous n'avons pas étudié plus en détails ces variations des fréquences propres étant donné que cela n'a aucun intérêt par rapport aux objectifs de cette thèse.

1.2.2 - Détermination du module de Young du silicium

La méthode utilisée, pour déterminer le module de Young du silicium, consiste à utiliser les fréquences de résonance précédemment mesurées sous vide. En effet, la formule I-1.2-20, donnant la fréquence de résonance en fonction des paramètres mécaniques et géométriques de la structure pour chaque mode de vibration, permet de déterminer directement le module de Young du silicium qui compose la micropoutre. Pour cela, cette expression a été modifiée pour donner la formule suivante, dont la pente correspond au module de Young du matériau.

$$Y = EX \quad \text{(III-1.2-2)}$$

avec :
$$Y = \frac{f_n^2 4\pi L^4 \rho A}{I}$$
 et
$$X = (C_n)^4$$

Cette formule est valable lorsque la section de la poutre est rectangulaire, ce qui est pratiquement le cas de la micropoutre étudiée. De plus, l'impact des phénomènes parasites sur la fréquence de résonance, tel que l'amortissement visqueux ou les contraintes internes, doit être minimisé. C'est pourquoi, les valeurs de fréquence de résonance utilisées pour déterminer le module de Young sont celles obtenues lors des mesures effectuées sous vide sur une micropoutre dont la déflexion initiale est très faible (voir figure III-5). La courbe obtenue, avec les fréquences de résonance indiquées dans le tableau III-1, est présentée ci-dessous :

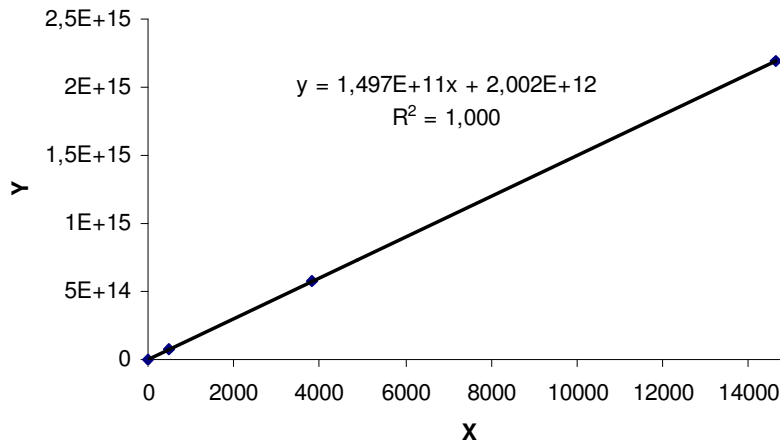


Figure III-9: Détermination du module de Young à partir des fréquences de résonances

Le module de Young déterminé par cette méthode est de 149,7GPa. Cependant, cette méthode est très sensible aux paramètres géométriques de la micropoutre et notamment à sa longueur. Une variation de $\pm 5\mu\text{m}$ sur la longueur de la micropoutre, soit une erreur de $\pm 1,1\%$ environ, donne des valeurs pour le module de Young du silicium de 143GPa et de 156GPa, soit une erreur de $\pm 5\%$. Il est réaliste de considérer que l'incertitude sur la longueur est au maximum de $\pm 5\mu\text{m}$, ce qui correspond à un peu plus de deux fois la résolution spatiale. Nous pouvons donc conclure que le module de Young transversal du silicium est de 150GPa $\pm 5\%$.

1.2.3 - Mesure de la déflexion à la résonance en fonction de la pression

Les mesures de la déflexion, pour les quatre premiers modes de résonance ont été effectuées à pression atmosphérique et pour une pression inférieure à 4.10^{-3} mbar. La méthode utilisée pour mesurer l'amplitude est celle présentée au paragraphe 1.1.4. Le rapport cyclique

de l'éclairage stroboscopique utilisé pour ces mesures est de 5% et la tension appliquée sur la céramique PZT est de 10V.

Mesure à pression atmosphérique :

La figure III-10 présente le profil des positions extrêmes du 1^{er} mode de résonance de la micropoutre à 961mbar. La faible amplitude de ce mode de résonance est à la limite des mesures dynamiques qu'il est possible de faire, en lumière quasi blanche, avec cet équipement. En effet, si l'amortissement est trop important, il est très difficile de repérer avec précision la fréquence de résonance ainsi que les positions extrêmes de la vibration.

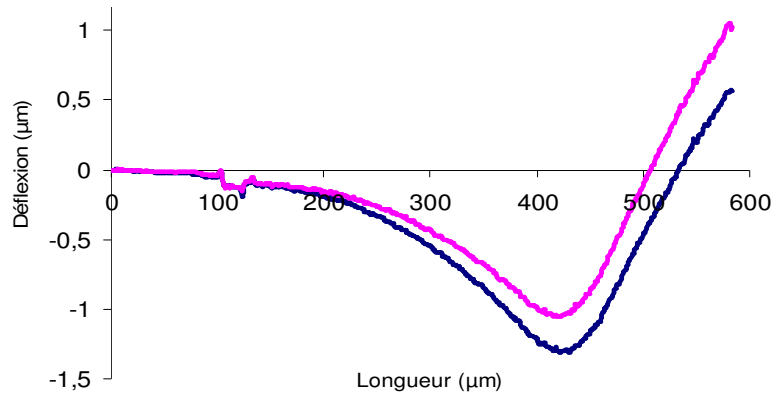


Figure III-10: Profil de la micropoutre aux extrêmes du 1^{er} mode de résonance
($F_1=11069\text{Hz}$, $V_{\text{PZT}}=10\text{V}$)

La figure ci-dessous présente les déflexions des quatre premiers modes de résonance de la même micropoutre calculées à partir des mesures de profils par l'équation III-1.1-4.

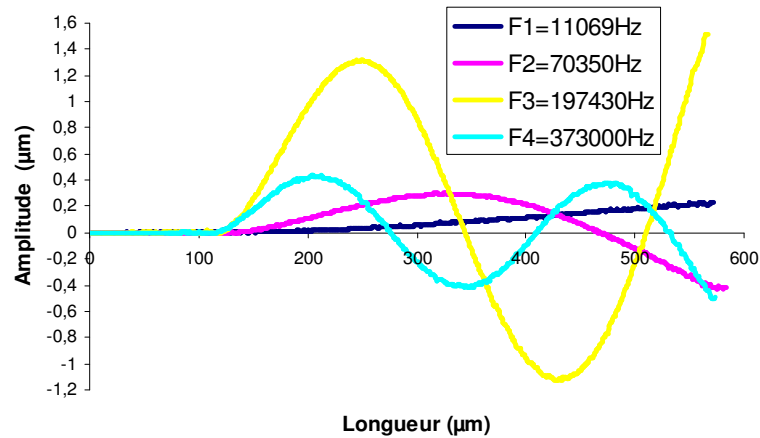


Figure III-11: Déflexions de la micropoutre pour les quatre premiers modes de résonance
($V_{\text{PZT}}=10\text{V}$)

Cette figure met en évidence une variation importante de l'amplitude de vibration de la micropoutre en fonction du mode de résonance. Le 1^{er} mode possède l'amplitude la plus faible, elle est de 0,23µm environ, alors que celles du 2^{ème} et 4^{ème} modes sont environ 2 fois plus élevées. L'amplitude du 3^{ème} mode, de 1,6µm environ, est la plus importante. Ces différences d'amplitude ne peuvent être attribuées à l'amortissement visqueux de l'air qui théoriquement est proportionnel à la vitesse de la micropoutre et donc devrait augmenter avec la fréquence. Or, les mesures montrent que l'amplitude de vibration du 3^{ème} mode est plus importante que celle du 2^{ème}, ce qui exclut que l'amortissement de l'air soit le principal paramètre qui influence l'amplitude de vibration. L'autre paramètre susceptible d'influencer la déflexion de la micropoutre est l'amplitude de vibration de la céramique PZT. En effet, même si lors de la mesure des profils des quatre modes de résonance, la tension appliquée sur la céramique (V_{PZT}) est de 10V, l'amplitude de vibration de celle-ci n'est pas forcément la même. Ces variations d'amplitude sont dues au fait que la céramique possède, elle aussi, des fréquences propres de résonance qui modifient son amplitude de vibration. Le paramètre k de l'équation III-1.1-1 dépend donc de la pulsation.

Mesure sous vide primaire :

De la même manière que précédemment, les mesures du profil de la micropoutre aux positions extrêmes ont été effectuées, pour les quatre premiers modes de résonance. La pression dans l'enceinte lors de ces mesures est inférieure à 0,004mbar. Les profils aux positions extrêmes du premier mode de vibration de la micropoutre sont présentés sur la figure suivante.

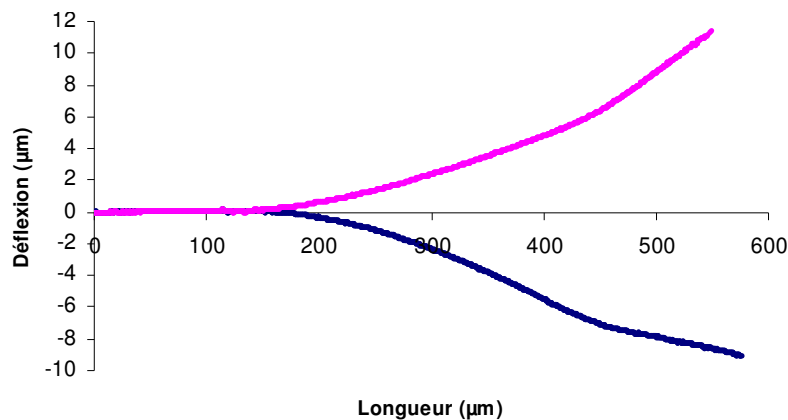


Figure III-12: Profil de la micropoutre aux extrema du 1^{er} mode de résonance
($F_1=11214\text{Hz}$, $V_{PZT}=10\text{V}$)

L'impact de l'amortissement visqueux sur l'amplitude de vibration est clairement mis en évidence car la déflexion maximale de la micropoutre est environ 50 fois plus élevée sous vide qu'à pression atmosphérique. La figure ci-dessous présente les déflexions calculées à partir des mesures de profils, pour les quatre premiers modes de résonance de la même micropoutre.

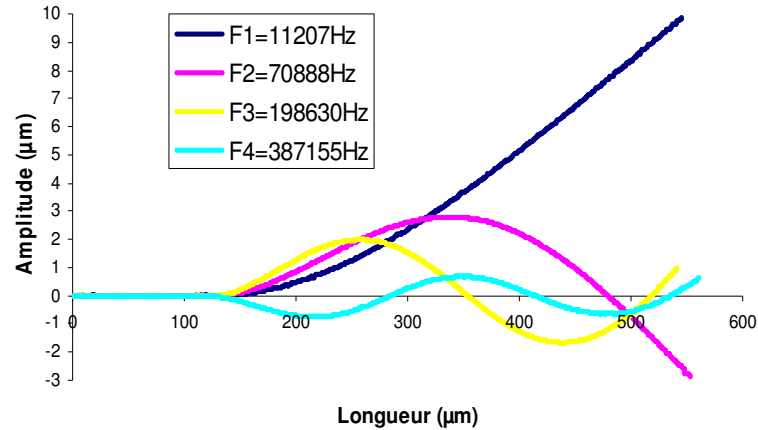


Figure III-13: Déflexion de la micropoutre pour les quatre premiers modes de résonance ($P=0.003\text{mbar}$, $V_{PZT}=10\text{V}$)

Il est intéressant de remarquer que l'amplitude de vibration sous vide des modes de résonance diminue lorsque la fréquence augmente et ce malgré les différences de l'amplitude d'excitation constatées lors des mesures à pression atmosphérique. Pour une pression dans l'enceinte de 3.10^{-3} mbar , l'amortissement subi par la micropoutre n'est plus de type visqueux car le libre parcours moyen des molécules d'air est largement supérieur aux dimensions caractéristiques de la micropoutre. Dans la littérature, deux mécanismes physiques sont principalement responsables de l'amortissement sous vide (cf I-1.2.6). Il s'agit des pertes à l'encastrement entre la micropoutre et le substrat ainsi que les pertes thermoélastiques associées aux déformations de la micropoutre. Ces phénomènes seront étudiés plus en détail dans la suite de ce chapitre.

1.2.4 - Mesures de la déflexion maximale dans le domaine de vibration non linéaire

Pour une pression inférieure à 5.10^{-3} mbar , un phénomène intéressant est apparu. Lorsque la micropoutre est au maximum de la résonance (F_r) et que la déflexion est suffisamment importante, on observe une augmentation de l'amplitude de la vibration de la

micropoutre en diminuant, légèrement et par petit pas, la fréquence d'excitation. Ce phénomène est illustré par la figure III-14. Le maximum d'amplitude de vibration est atteint pour la fréquence notée, $Fr-NL$, et si la fréquence d'excitation dépasse cette limite, alors l'amplitude de la vibration chute brutalement jusqu'au niveau auquel elle est normalement égale dans le domaine linéaire de vibration. Ce phénomène est caractéristique d'un comportement non linéaire de la micropoutre qui provient de la modification des propriétés mécaniques du silicium au niveau de l'encastrement avec le substrat, suite aux importantes déformations subies par la micropoutre [YAH02].

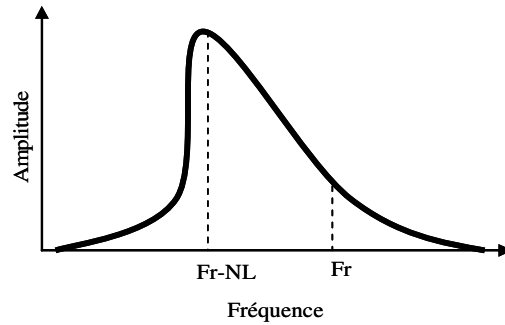


Figure III-14: Illustration de la variation de l'amplitude avec la fréquence dans le domaine de vibration non linéaire

Les mesures du profil de la micropoutre, lorsque l'amplitude de vibration est importante, sont difficiles à réaliser. En effet, l'inclinaison de certaines parties du profil de la micropoutre est supérieure à l'inclinaison limite qui rend les franges indétectables. Les déflexions maximales, des quatre premiers modes de résonance dans le domaine non linéaire, sont présentés dans la figure III-15. Pour le 1^{er} et le 2^{ème} mode, des parties importantes du profil sont manquantes suite aux problèmes de mesure décrits plus haut. Pour les modes d'ordre 3 et 4, le profil de la micropoutre est quasiment complet.

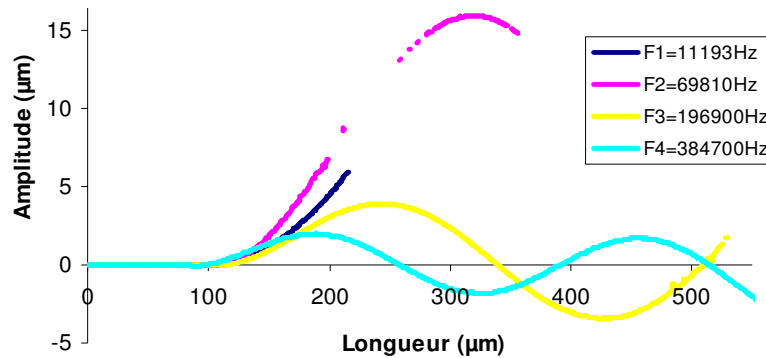


Figure III-15: Déflexion de la micropoutre pour les quatre premiers modes de résonance
($P=0.003\text{mbar}$, $V_{PZT}=10\text{V}$)

Tout comme les mesures effectuées précédemment sous vide dans le domaine de vibration linéaire, la déflexion maximale de la micropoutre diminue avec l'ordre du mode. Néanmoins, il est intéressant de remarquer que les amplitudes de vibration du 1^{er} et du 2^{ème} mode de résonance sont beaucoup plus importantes dans le domaine de vibration non linéaire. La détermination directe de l'amplitude de vibration à partir des mesures de déflexion est impossible, car des parties importantes du profil de la micropoutre n'ont pas pu être mesurées. Néanmoins, il est possible d'effectuer une régression entre les parties du profil mesurées et l'équation de la forme d'onde pour chaque mode de vibration donné au chapitre I. Cette régression est effectuée avec le logiciel ORIGIN. Les paramètres de l'équation sont présentés dans la formule ci-dessous (III-1.2-3) :

$$A(x) = A \left(\cosh\left(\frac{C_n x}{L}\right) - \cos\left(\frac{C_n x}{L}\right) + \left(\frac{\cosh(C_n) + \cos(C_n)}{\sinh(C_n) + \sin(C_n)} \right) \left(\sin\left(\frac{C_n x}{L}\right) - \sinh\left(\frac{C_n x}{L}\right) \right) \right)$$

Avec

$A(x)$: déflexion de la micropoutre

A : demi amplitude de vibration

C_n : constante qui dépend des conditions aux limites (cf tableau I-16)

L : longueur de la poutre

Les résultats de la régression obtenus pour le 1^{er} et le 2^{ème} modes de résonance sont présentés sur la figure III-16. L'excellent coefficient de corrélation obtenu pour les deux régressions montre que, même dans le domaine de vibration non linéaire, le profil de vibration de la micropoutre correspond à celui de la forme d'onde théorique.

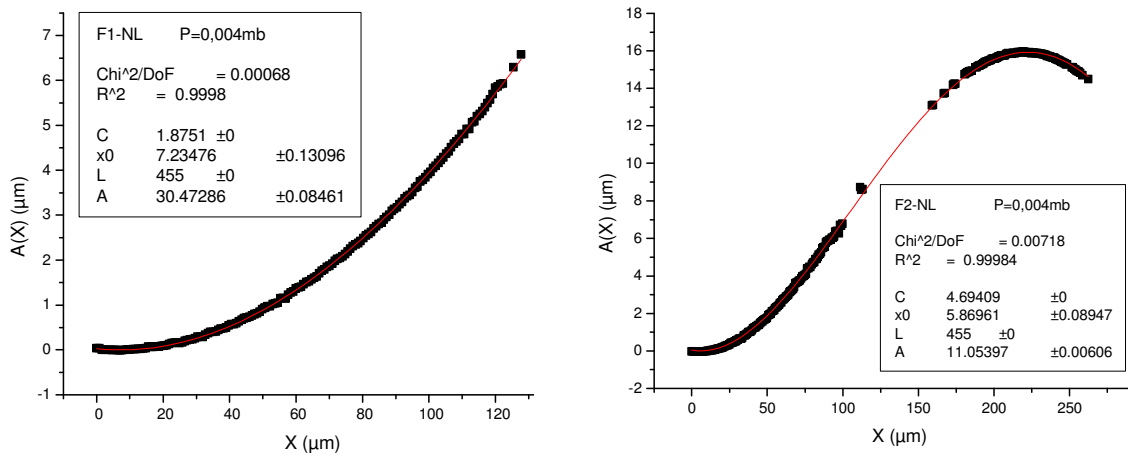


Figure III-16: Régression du profil de la micropoutre pour le 1^{er} et 2^{ème} modes de résonance dans le domaine non linéaire (P=0.004mbar, V_{PZT}=10V)

Les amplitudes de vibration obtenues suite aux régressions des déflexions mesurées pour chaque mode de résonance sont résumés dans le tableau ci-dessous :

Mode de résonance	Amplitude (μm)
1er mode	61
2eme mode	22
3eme mode	5,2
4eme mode	2,1

Tableau III-2: Amplitude maximale de vibration dans le domaine non linéaire

1.3 – Etude de l’amortissement subi par la micropoutre en silicium en fonction de la pression

L’amortissement subi par le microsystème peut être déterminé en mesurant le facteur de qualité à la résonance. Pour déterminer ce facteur de qualité, il est nécessaire de mesurer l’amplitude de la vibration de la structure pour des fréquences proches de la fréquence de résonance. Les résultats de ces mesures, à pression atmosphérique et sous vide, ainsi que les informations sur l’amortissement calculé à partir des facteurs de qualités sont présentés dans les parties qui vont suivre.

1.3.1 - Détermination du facteur de qualité à pression atmosphérique

Les mesures du profil de la micropoutre, à pression atmosphérique, pour des fréquences d’excitation proches de la fréquence de résonance ont été effectuées pour les modes de résonance d’ordre 2, 3 et 4. Pour le 1^{er} mode de résonance, la mesure de la déflexion de la micropoutre à la résonance étant à la limite des possibilités de l’équipement, le facteur de qualité de ce mode n’a donc pas été mesuré. Pour ces mesures, la méthode utilisée est toujours la même que celle présentée au paragraphe 1.1.4, cependant il est nécessaire d’ajouter que lors du calcul de la déflexion de la micropoutre, le profil noté $y_1(x)$ est celui pour lequel la phase de l’éclairage stroboscopique est comprise entre 0° et 179° alors que le profil $y_2(x)$ est celui pour lequel la phase est comprise entre 180° et 359° . Cette convention adoptée pour le calcul de la déflexion de la micropoutre permet d’observer le changement brutal de la phase de la réponse de la micropoutre par rapport à l’excitation, décrit au chapitre I. La figure III-17 présente la déflexion d’une micropoutre en silicium pour des fréquences autour de la fréquence du 2^{ème} mode de résonance.

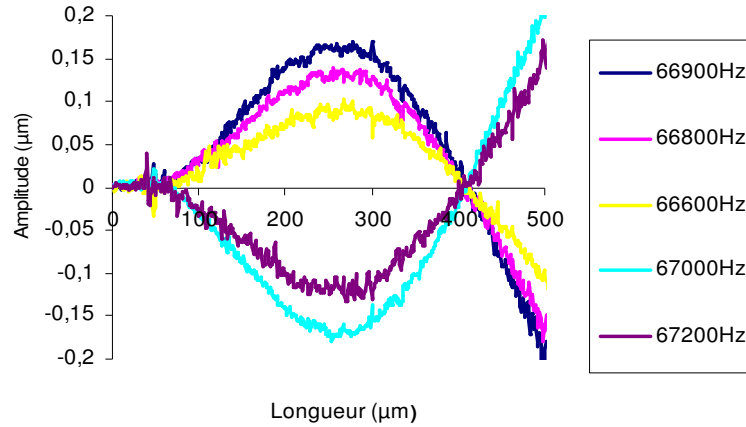


Figure III-17: Déflexion de la micropoutre pour le 2^{ème} mode de résonance
($P=961\text{mbar}$, $V_{\text{PZT}}=10\text{V}$)

Cette figure montre un changement de signe de la courbure de la micropoutre pour une fréquence d'excitation comprise entre 66900 Hz et 67000 Hz, cela permet de situer facilement la fréquence de résonance entre ces deux valeurs. La détermination précise du facteur de qualité, pour ce mode de vibration et à cette pression, nécessite une mesure très précise de l'amplitude de vibration pour une fréquence donnée. Etant donné les faibles valeurs d'amplitudes de vibration ainsi que le bruit sur les mesures de profil, l'amplitude de vibration pour chaque fréquence d'excitation a été déterminé par régression de la déflexion avec la forme d'onde théorique de la micropoutre. La figure III-18 présente le résultat de la régression pour une fréquence d'excitation de 67 kHz.

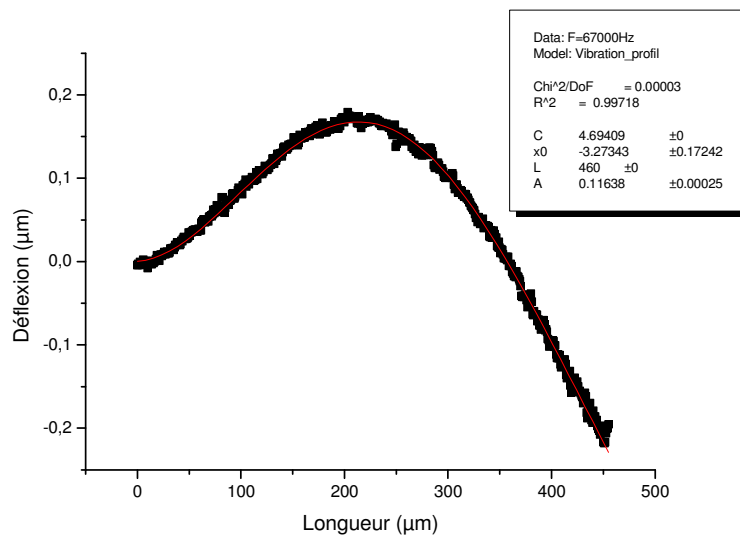


Figure III-18: Régression de la déflexion de la micropoutre pour le 2^{ème} mode de résonance
($F=67000\text{Hz}$, $P=961\text{mbar}$, $V_{\text{PZT}}=10\text{V}$)

De cette manière, l'amplitude de la vibration est déterminée pour plusieurs fréquences autour de la fréquence de résonance. Ces résultats sont ensuite utilisés pour déterminer le facteur de qualité. Pour cela, une nouvelle régression est effectuée entre les résultats expérimentaux et le modèle d'une structure subissant un amortissement de type visqueux présenté dans le chapitre I, et décrit par l'équation I-1.2-30. Le résultat de cette régression pour les modes 2 et 4 sont présentés respectivement sur les figures ci dessous.

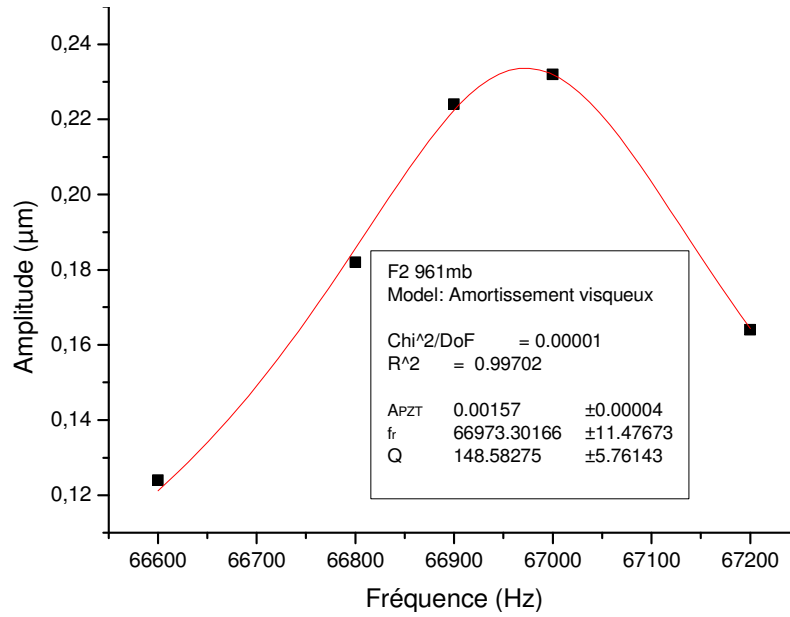


Figure III-19: Facteur de qualité pour le 2^{ème} mode de résonance (P=961mbar, V_{PZT}=10V)

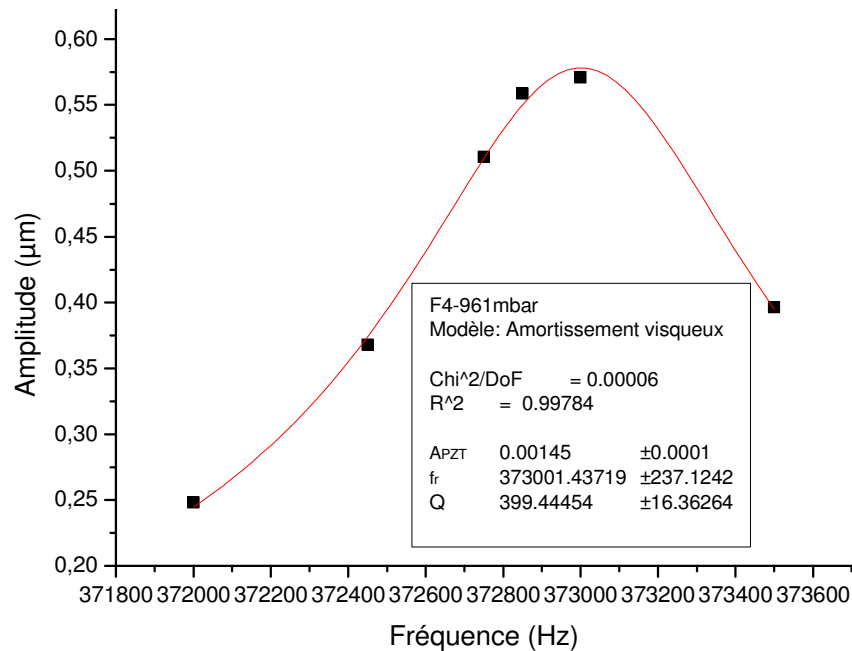


Figure III-20: Facteur de qualité pour le 4^{ème} mode de résonance (P=961mbar, V_{PZT}=10V)

Les résultats de ces deux régressions montrent un excellent accord entre le modèle et les résultats expérimentaux. Les paramètres déterminés avec ces régressions sont l'amplitude de vibration de la céramique (A_{PZT}), la fréquence de résonance (Fr) et le facteur de qualité (Q). Cependant, des différences sont apparues lors de la régression du 3^{ème} mode de résonance. La figure ci-dessous présente les déflexions de la micropoutre pour des fréquences d'excitation autour de la fréquence de résonance.

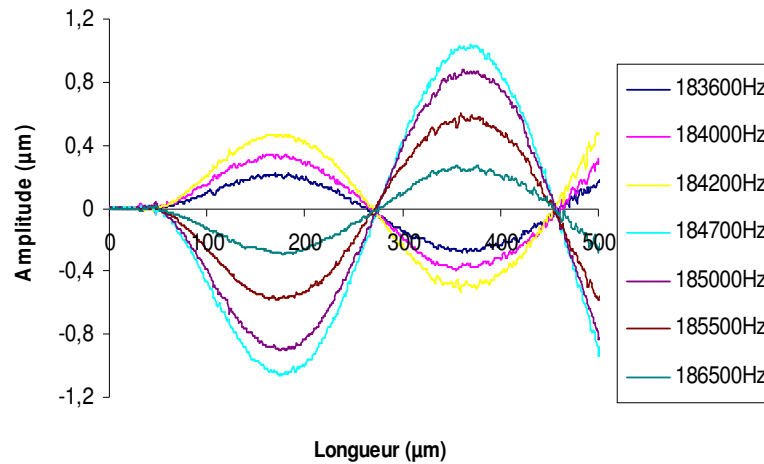


Figure III-21: Déflexion de la micropoutre pour le 3^{ème} mode de résonance
($P=961\text{mbar}$, $V_{PZT}=10\text{V}$)

Les résultats de déflexions obtenus semblent corrects, cependant lors de leur régression avec la forme d'onde théorique du 3^{ème} mode de résonance, des différences non négligeables sont apparues. Ces différences sont illustrées sur la figure ci-dessous :

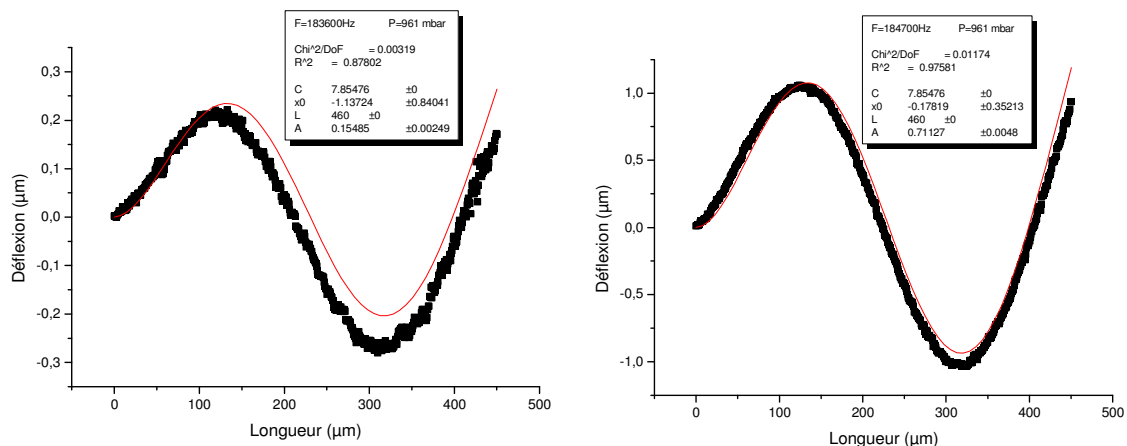


Figure III-22: Régression de la déflexion pour le 3^{ème} mode de résonance
($P=961\text{mbar}$, $V_{PZT}=10\text{V}$)

Ces différences viennent du fait qu'au 3^{ème} mode de vibration transversal se superpose un mode de torsion, ce qui modifie le profil de la poutre surtout lorsque l'amplitude de vibration du mode transversal est faible. Cependant, le facteur de qualité a quand même été déterminé en prenant en compte toutes les amplitudes obtenues suite aux régressions et le résultat est présenté sur la figure ci-dessous.

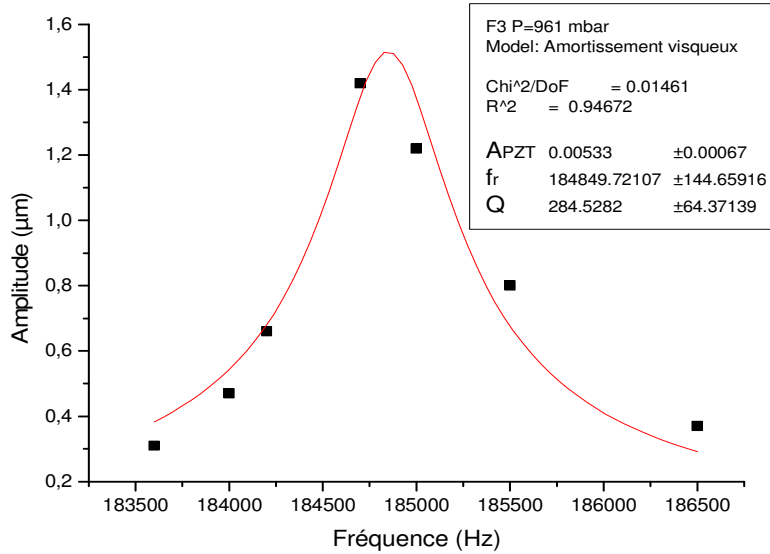


Figure III-23: Facteur de qualité pour le 3^{ème} mode de résonance (P=961mbar, V_{PZT}=10V)

Etant donné que les résultats obtenus lors de la régression du profil qui sont le plus entachés d'erreur sont ceux pour lesquels l'amplitude de vibration est la plus faible, le facteur de qualité a été déterminé une deuxième fois, en ne prenant en compte que les quatre amplitudes les plus importantes. Le résultat est présenté sur la figure ci-dessous

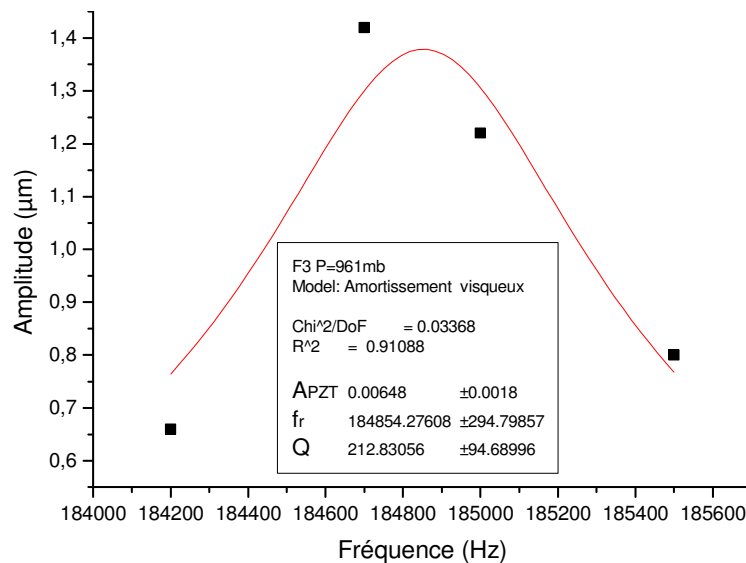


Figure III-24: Facteur de qualité pour le 3^{ème} mode de résonance (P=961mbar, V_{PZT}=10V)

Les résultats obtenus suite à la détermination du facteur de qualité pour les modes 2, 3 et 4 sont résumés dans le tableau ci-dessous. L'amplitude maximale de vibration est calculée avec l'équation I-1.2-32 présentée au chapitre I.

Mode de vibration	A_{PZT} (nm)	F_r (Hz)	Q	A_{max} (μm)
2 ^{eme}	1,57	66973	149	0,23
3 ^{eme}	6,48	184854	213	1,38
4 ^{eme}	1,45	373001	399	0,58

Tableau III-3: Amplitude d'excitation, fréquence de résonance, facteur de qualité et amplitude maximale de la vibration déterminés pour les modes 2, 3 et 4 à pression atmosphérique

Ces résultats permettent maintenant de déterminer le facteur d'amortissement (ξ) ainsi que l'amortissement (C) subi par la structure grâce aux équations I-1.2-27 et I-1.2-30. La masse de la micropoutre est évaluée égale à 85.10^{-12} kg, en considérant que la section de la poutre est rectangulaire. Les résultats sont présentés dans le tableau ci-dessous :

Mode de vibration	C(kg.s ⁻¹)	Cr(kg.s ⁻¹)	ξ (%)
2 ^{eme}	2,41E-07	7,15E-05	0,337
3 ^{eme}	4,63E-07	1,97E-04	0,235
4 ^{eme}	4,98E-07	3,98E-04	0,125

Tableau III-4: Calcul de l'amortissement, de l'amortissement critique et du facteur d'amortissement pour les modes 2, 3 et 4 à pression atmosphérique

Nous pouvons remarquer que le facteur d'amortissement de la micropoutre diminue avec la fréquence conformément à l'expression I-1.2-29. Il est alors intéressant de regarder l'évolution du facteur d'amortissement en fonction de l'inverse de la racine carré de la fréquence propre de chaque mode de résonance car cette variation est théoriquement linéaire.

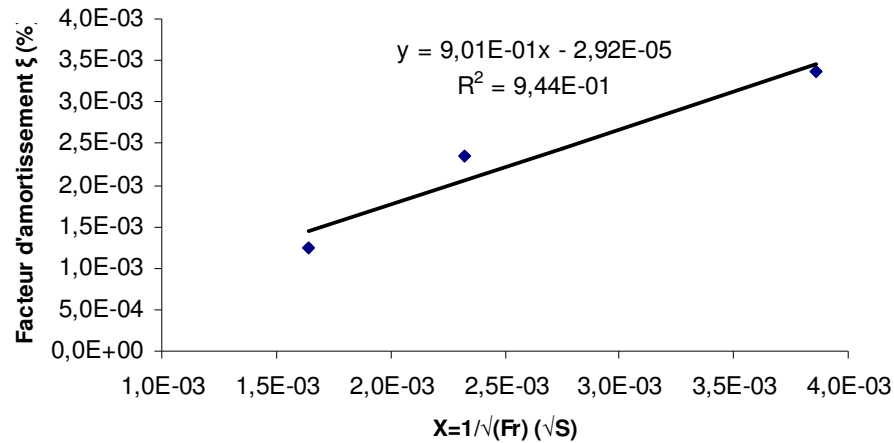


Figure III-24: Facteur d'amortissement en fonction de $F_r^{-1/2}$, à pression atmosphérique

La régression linéaire, effectuée sur la figure précédente, montre que le facteur d'amortissement semble diminuer de façon quasi-linéaire avec l'inverse de la racine carré des fréquences propres de chaque mode de résonance. En considérant que cette variation est effectivement linéaire, il est alors possible, grâce à l'équation obtenue sur la figure III-24, d'estimer quel serait le facteur d'amortissement et le facteur de qualité pour le premier mode de résonance. La détermination du facteur de qualité permet alors de calculer l'amplitude de vibration de la céramique PZT pour cette fréquence, connaissant la déflexion maximale de la structure. Les résultats des calculs sont présentés dans le tableau ci-dessous :

Mode de vibration	Fr (Hz)	A _{max} (μm)	ξ(%)	Q	A _{piezo} (nm)
1 ^{er}	10300	0,16	0,885	57	2,8

Tableau III-5: Paramètres calculés pour le 1^{er} mode de résonance à pression atmosphérique

Les résultats obtenus, suite à la détermination du facteur de qualité d'une micropoutre vibrant à pression atmosphérique, montrent que l'amplitude de vibration de la céramique piézoélectrique varie en fonction de sa fréquence d'excitation et que ces variations peuvent atteindre 500%. La connaissance de cette variation en fonction de la fréquence est un paramètre très important. En effet, il serait alors possible de concevoir des microleviers dont la fréquence d'un mode de résonance coïncide avec le maximum d'amplitude de la céramique PZT. Cette superposition des fréquences propres de la microstructure et de la céramique permettrait, pour un amortissement constant, d'augmenter les amplitudes de vibrations.

1.3.2 - Détermination du facteur de qualité sous vide

Le facteur de qualité des quatre premiers modes de résonance de la même micropoutre ont été mesurés pour une pression dans l'enceinte de 4.10^{-3} mbar. Les amplitudes de vibrations pour chaque fréquence ont été obtenus de la même manière que lors de la mesure du facteur de qualité à pression atmosphérique présentée dans le paragraphe précédent. Les coefficients de corrélations obtenus lors de la régression des profils de la micropoutre sont tous supérieurs à 0,99 et l'incertitude sur l'amplitude, affichée par le logiciel, est inférieur à 1%. Les figures ci-dessous présentent les amplitudes de vibration en fonction de la fréquence pour les quatre premiers modes de résonance.

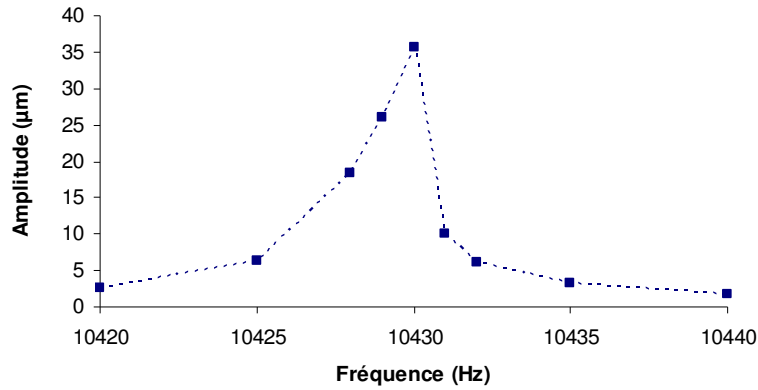


Figure III-25: Amplitude de vibration en fonction de la fréquence pour le 1^{er} mode sous vide

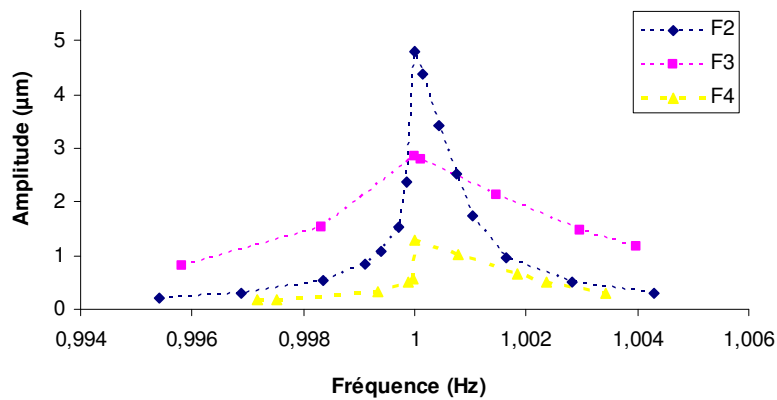


Figure III-26: Amplitude de vibration en fonction de la fréquence normalisée pour les modes 2,3 et 4 sous vide

Ces figures montrent que l'amplitude de vibration en fonction de la fréquence est dissymétrique autour de la fréquence de résonance. Ce qui semble indiquer que lorsque l'amplitude de vibration devient importante, la micropoutre se trouve dans un domaine de vibration non linéaire. Nous ne disposons pas de modèles qui décrivent le comportement d'une micropoutre en vibration lorsque celle-ci subit un amortissement autre que visqueux. Le facteur de qualité a alors été déterminé en effectuant une régression de la réponse en fréquence de la micropoutre avec une fonction de Lorentz, dont l'équation est présentée ci-dessous :

$$y(x) = y_0 + \frac{2A}{\pi} \times \frac{w}{4(x - x_c)^2 + w^2} \quad (\text{III-1.3-1})$$

avec A : aire sous la courbe

x_c : fréquence de résonance

y_0 : constante qui dépend du mode

w : largeur à mi hauteur de la courbe

Les amplitudes les plus importantes pour chaque mode de vibration n'ont pas été prises en compte lors de la régression afin de s'affranchir des erreurs dues au domaine non linéaire de vibration de la micropoutre. Les résultats de la régressions obtenus pour les deux premiers mode de vibration sont présentés ci-dessous :

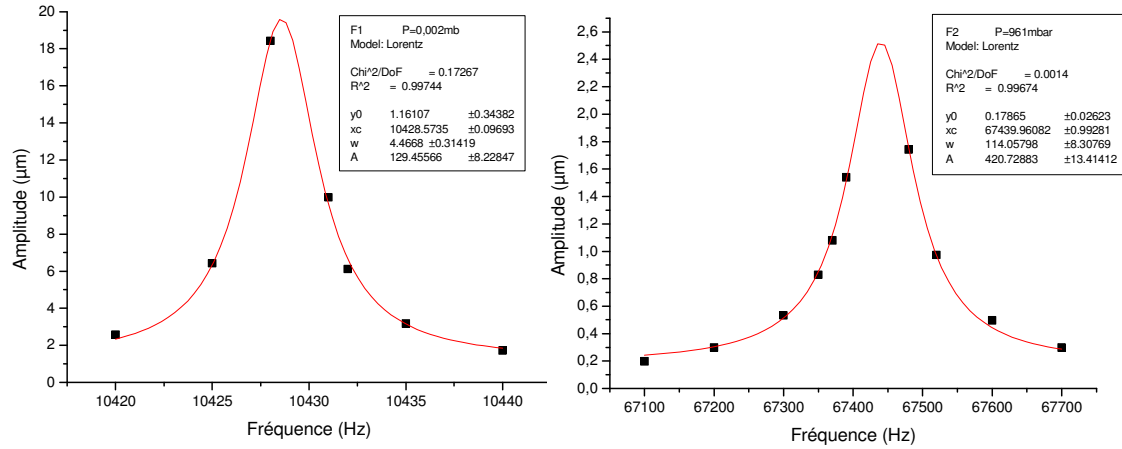


Figure III-27: Résultats de la régression de l'amplitude de vibration en fonction de la fréquence avec une fonction de Lorentz, pour le 1^{er} et 2^{ème} mode

Le maximum d'amplitude de la courbe ainsi que la largeur pour une atténuation de l'amplitude de -3db sont donnés par les formules suivantes :

$$y_{\max} = y_0 + \frac{2A}{w\pi} \quad w_{-3db} = w\sqrt{\sqrt{2}-1} \quad (\text{III-1.3-2})$$

Ces formules nous permettent de calculer le facteur de qualité pour chaque mode de résonance ainsi que l'amortissement et le facteur d'amortissement subi par la micropoutre. Ces résultats sont présentés dans le tableau ci-dessous.

Mode de vibration	Facteur de qualité	Facteur d'amortissement
1 ^{er} mode	3625	1,38E-04
2 ^{ème} mode	919	5,44E-04
3 ^{ème} mode	819	6,11E-04
4 ^{ème} mode	760	6,58E-04

Tableau III-6: Facteur de qualité et facteur d'amortissement pour les quatre premiers modes de vibration sous vide

Dans le chapitre I, les différents mécanismes responsables de l'amortissement ont été décrits. Afin de déterminer quel mécanisme est responsable de l'amortissement, il est

intéressant de regarder la variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence présentée sur la figure ci dessous.

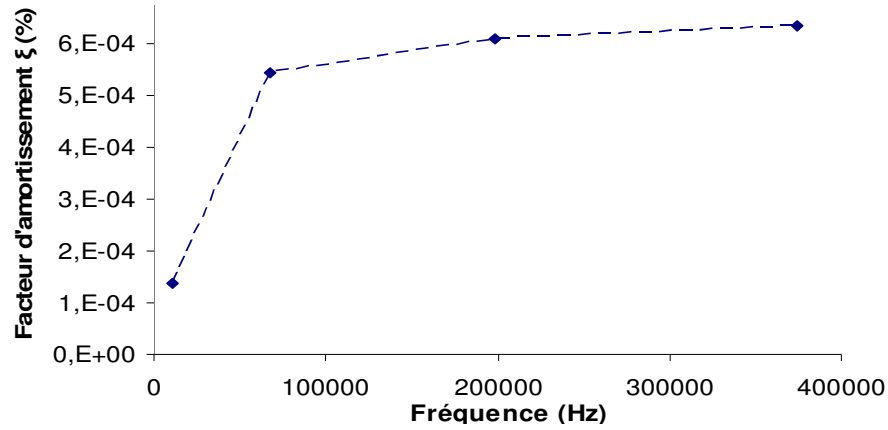


Figure III-28: Facteur d'amortissement en fonction de la fréquence sous vide

Entre le 1^{er} et le 2^{ème} mode, le facteur d'amortissement augmente de manière importante avec la fréquence alors que pour les modes 2,3 et 4, cette augmentation est beaucoup moins prononcée. Dans le premier chapitre, nous avons donné les expressions théoriques permettant de calculer les facteurs de qualités d'une structure pour chaque type d'amortissement. Les facteurs d'amortissements, calculés à partir des équations I-1.2-33 et I-1.2-34, sont présentés dans le tableau III-7, lorsque la structure subit des pertes à l'encastrement (ξ_{ancrage}) ainsi qu'un amortissement thermoélastique ($\xi_{\text{thermoélastique}}$). Les propriétés du silicium utilisées dans ces équations sont : $\rho=2330 \text{ kg.m}^{-3}$ et $C_p=700 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$

Dans le cas où la structure subit un amortissement visqueux de l'air, le facteur d'amortissement (ξ_{visqueux}) est calculé à partir de la formule I-1.2-29 qui donne le facteur de qualité, en fonction de la pression. Cette expression, nous permet de calculer le facteur d'amortissement de la structure à une pression quelconque en fonction de celui mesuré à pression atmosphérique avec l'équation suivante :

$$\frac{\xi_1}{\xi_2} = \sqrt{\frac{P_1}{P_2}} \quad (\text{III-1.3-3})$$

Les valeurs calculées pour les quatre premier modes de résonance sont présentées dans le tableau ci-dessous :

Mode de résonance	ξ_{ancrage}	$\xi_{\text{thermoélastique}}$	ξ_{visqueux}	ξ_{total}
1 ^{er} mode	1,44E-08	2,33E-08	9,03E-06	9,06E-06
2 ^{ème} mode	1,73E-07	1,51E-07	3,43E-06	3,76E-06
3 ^{ème} mode	4,68E-07	4,44E-07	2,39E-06	3,31E-06
4 ^{ème} mode	9,08E-07	8,39E-07	1,28E-06	3,02E-06

Tableau III-7: Facteurs d'amortissement théoriques pour les quatre premiers modes

La somme des facteurs d'amortissement théoriques (ξ_{total}) pour tous les modes de résonance sont largement inférieure à ceux mesurés. De plus, la variation du facteur d'amortissement en fonction de la fréquence est décroissante, alors que les mesures montrent le contraire. Il faut donc chercher un autre mécanisme qui soit susceptible d'être responsable de l'amortissement subi par la structure. Il s'agit des pertes mécaniques à l'encastrement dues à la constitution de la structure et au procédé de fabrication. En effet, au niveau de l'encastrement, la micropoutre repose sur un oxyde de silicium qui lui même a été collé sur le substrat lors de la fabrication de la plaquette SOI. Lors de la mise à la résonance, cet oxyde se comporte comme un amortisseur de la vibration dont l'effet augmente avec la courbure de la micropoutre au niveau de l'encastrement. Nous ne possédons pas de modèle permettant d'évaluer le facteur d'amortissement dû à ce mécanisme. Cependant, il est possible de mesurer la courbure du silicium au niveau de l'encastrement comme moyen de caractérisation de cet amortissement. Une régression est donc effectuée entre le profil de la micropoutre à la résonance au niveau de l'encastrement et l'équation d'un cercle afin de déterminer la courbure. Les résultats sont présentés dans le tableau ci-dessous :

Mode de résonance	Courbure (1/m)
1 ^{er} mode	264,6
2 ^{ème} mode	396,5
3 ^{ème} mode	443,9
4 ^{ème} mode	498,3

Tableau III-8 : Courbure à l'encastrement

La courbure à l'encastrement augmente avec l'ordre du mode et de plus on observe une augmentation brutale entre le 1^{er} et le 2^{ème} mode, alors que l'augmentation de courbure est plus faible entre les modes 2,3 et 4. Ces résultats semblent être en accord avec les mesures de facteur d'amortissement présentées sur la figure III-28. De plus, des mesures effectuées sur la première série de structures ayant une sur-gravure importante à l'encastrement, ont montré des amplitudes de vibration largement plus faibles, ce qui met en évidence l'importance de la qualité de l'encastrement sur l'amortissement subi par les micropoutres sous vide.

En conclusion de cette caractérisation, nous pouvons dire que les mécanismes d'amortissement, classiquement identifiés sous vide, ne sont pas prépondérants pour nos microstructures. Il est donc possible, en améliorant la qualité de l'encastrement d'obtenir des facteurs de qualité plus élevés et ainsi d'obtenir des amplitudes de vibration plus importantes. De telles amplitudes nous permettraient de fatiguer un matériau en choisissant la gamme de contrainte désirée par l'intermédiaire de la tension d'excitation de la céramique PZT. Dans la

partie qui suit, nous allons nous intéresser aux contraintes générées dans le silicium en fonction de l'amplitude de vibration.

1.3.3 – Calcul de l'intensité des contraintes dans le silicium

Les amplitudes de vibration des quatre premiers modes de résonance, en fonction de la pression et dans le domaine non linéaire sont résumées dans le tableau ci-dessous :

Mode de résonance	Amplitude (μm) à 961mB	Amplitude (μm) sous vide	Amplitude (μm) domaine non linéaire
1 ^{er} mode	0,16	19,60	61
2 ^{ème} mode	0,23	2,53	22
3 ^{ème} mode	1,38	1,93	5,2
4 ^{ème} mode	0,58	1,07	2,1

Tableau III-9: Synthèse des amplitudes de vibration de la micropoutre

Ce tableau montre que pour tous les modes de résonance, les amplitudes maximales ont été obtenues dans le domaine non linéaire de vibration. Nous allons donc calculer l'intensité des contraintes dans le silicium en fonction de l'amplitude de ces quatre premiers modes. Pour cela, les valeurs du rayon de courbure de la micropoutre sont déterminées par régression du profil avec l'équation d'un cercle. Ces valeurs sont ensuite utilisées pour calculer l'intensité des contraintes dans le silicium. Les résultats de la régression, pour le 1^{er} mode au niveau de l'encastrement ainsi que pour le 2^{ème} mode au niveau du maximum d'amplitude mesurée, sont respectivement présentés sur la figure II-29 et II-30 :

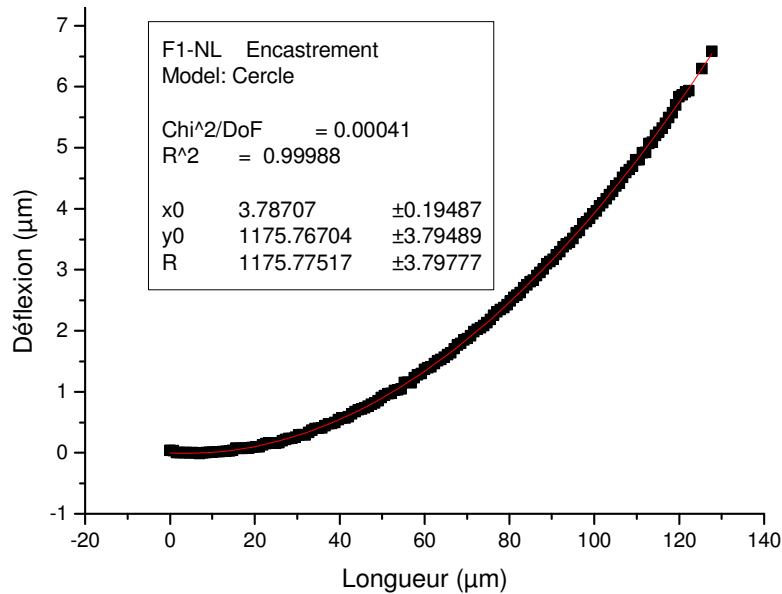


Figure III-29: Régression de la déflexion du 1^{er} mode avec l'équation d'un cercle

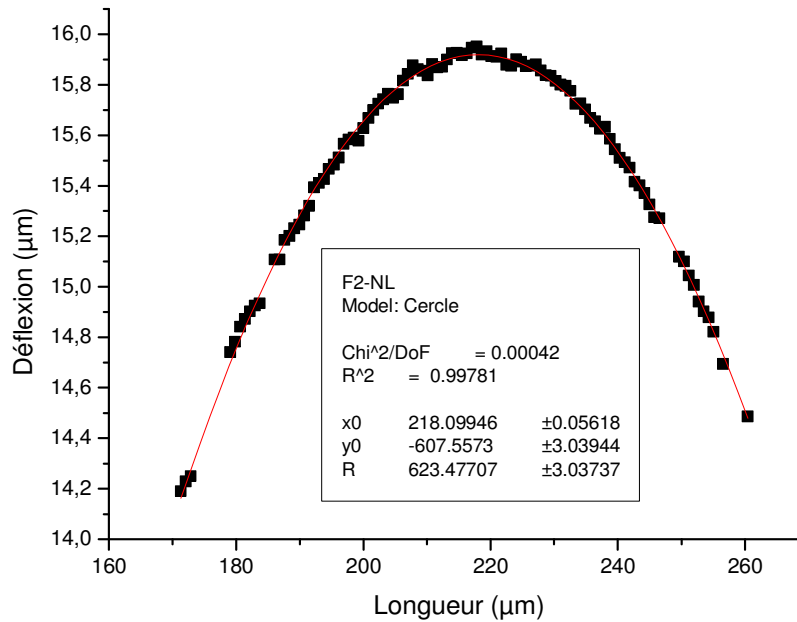


Figure III-30: Régression de la déflexion du 2^{ème} mode avec l'équation d'un cercle

La totalité des résultats de courbure sont résumés dans le tableau ci dessous. Ces résultats pour les différentes parties de la micropoutre sont présentés de l'encastrement jusqu'au bout de la micropoutre.

Mode de Vibration	Courbure à l'encastrement (1/m)	Courbure du 1 ^{er} lobe (1/m)	Courbure du 2 ^{ème} lobe (1/m)	Courbure du 3 ^{ème} lobe (1/m)
1 ^{er} mode	850			
2 ^{ème} mode	1725	1604		
3 ^{ème} mode	1066	976	1065	
4 ^{ème} mode	819	843	953	1072

Tableau III-10: Courbure locale de la micropoutre pour les quatre premiers modes

Les équations I.1.2-12 et I.1.2-13 nous permettent alors de calculer la position du plan neutre ainsi que la distribution des contraintes dans l'épaisseur de la micropoutre. Dans notre cas de figure, le plan neutre se trouve au milieu de la micropoutre et la distribution des contraintes dépend de la position de vibration haute ou basse. La figure III-31 présente la distribution des contraintes du premier mode de résonance pour la position extrême de vibration dite haute. Pour cette position de vibration, la contrainte maximale en tension se trouve sur la face inférieure de la micropoutre alors que le silicium situé au dessus du plan neutre est en compression. Pour une position de vibration dite basse, la distribution des contraintes est la même mais de signe opposé.

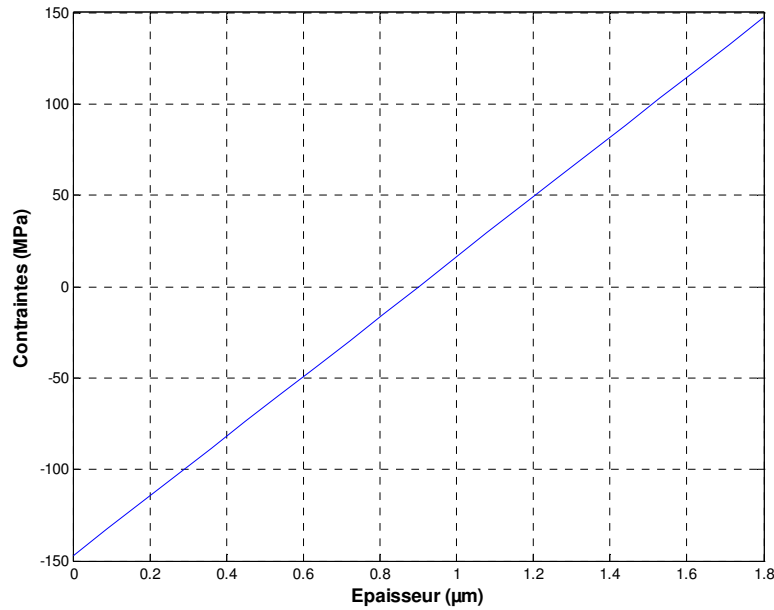


Figure III-31: Distribution des contraintes dans l'épaisseur du silicium pour le 1^{er} mode de résonance, à l'encastrement

Les valeurs de la contrainte maximale en tension dans le silicium pour chaque mode de résonance sont présentées sur la tableau ci-dessous.

Mode de vibration	Contrainte max à l'encastrement (MPa)	Contrainte max 1 ^{er} lobe (MPa)	Contrainte max 2 ^{ème} lobe (MPa)	Contrainte max 3 ^{ème} lobe (MPa)
1 ^{er} mode	147			
2 ^{ème} mode	298	277		
3 ^{ème} mode	184	168	184	
4 ^{ème} mode	142	146	165	185

Tableau III-11 : Synthèse des contraintes maximales pour les quatre premiers modes

En conclusion de cette partie, nous pouvons dire que le silicium est un support très bien adapté pour étudier la fatigue de l'aluminium par l'intermédiaire de micropoutre bicouches. En effet, aucune évolution de la fréquence de résonance et du profil initial de la micropoutre n'a été constatée malgré les valeurs importantes de contraintes engendrées par la mise à la résonance dans le domaine de vibration non linéaire et ce pendant de nombreuses heures. Le silicium ne subit donc aucune fatigue pour des valeurs de contraintes inférieures à 300 MPa.

2 – Etude dynamique par microvibrométrie interférométrique du comportement de micropoutres bicouches

Cette partie est consacrée à l'étude dynamique de micropoutres bicouches, silicium et aluminium, dont le procédé de fabrication ainsi que la caractérisation sont présentés dans le chapitre II. L'objectif de cette partie est de caractériser l'évolution des propriétés de fatigue de l'aluminium et notamment l'évolution du module de Young en fonction du nombre de cycles de contraintes qu'il subit. Ces cycles de contraintes sont appliquées par la mise en résonance de la micropoutre qui induit des contraintes dans les matériaux. Dans une première partie, nous allons étudier le comportement des micropoutres bicouches, soumises à des vibrations harmoniques forcées, par la mesure des fréquences de résonance et de l'amplitude de vibration. Dans une deuxième partie, nous allons soumettre une micropoutre à de la fatigue afin d'observer l'évolution de ces propriétés mécaniques en fonction du nombre de cycles.

2.1 – Etude dynamique du comportement des micropoutres bicouches silicium aluminium sous vide

Le dispositif expérimental de mesure pour les micropoutres bicouches est exactement le même que celui présenté dans la partie précédente. Cependant, les mesures se sont avérées être beaucoup plus difficiles à effectuer que pour les micropoutres en silicium. Cela est principalement dû aux contraintes internes dans l'aluminium qui induisent une déflexion statique importante de la micropoutre. De plus, la rugosité de l'aluminium étant largement plus importante que celle du silicium, elle ne facilite pas l'observation des franges et entraîne un bruit plus important sur les mesures de profil. De plus, des phénomènes parasites de vibration sont aussi apparus lors de l'observation des modes de résonance supérieurs à 2. En effet, seuls les 1^{er} et 2^{ème} modes de résonance ont pu être observés pour toutes les microstructures sur lesquelles des mesures de vibration ont été effectuées. Les autres modes de vibrations sont perturbés par des phénomènes parasites de vibration de la micropoutre qui troublent les franges d'interférences malgré l'éclairage stroboscopique. Ces phénomènes parasites ne sont actuellement pas compris, cependant on pense qu'il s'agit de vibrations secondaires engendrées par les modes de torsion de la micropoutre. Ces vibrations secondaires ne semblent pas être harmoniques ou si elles sont harmoniques, elles ont une fréquence très différente de la fréquence d'excitation. Ces phénomènes n'ont pas été étudiés

plus en détail car le mode le plus intéressant pour observer la fatigue est le 2^{ème}. Cependant, tant qu'il s'agit de vibrations harmoniques, il serait possible de réaliser cette étude en synchronisant la fréquence de l'éclairage stroboscopique avec une source externe.

Les mesures dynamiques ont été effectuées sous vide, sur les structures ayant la plus faible rigidité afin d'obtenir les amplitudes de vibration les plus importantes. Il s'agit des structures ayant des épaisseurs d'aluminium et de silicium les plus faibles. En effet, une évaluation de l'amortissement thermoélastique effectuée avec la formule I-1.2-32 montre que celui-ci augmente avec l'épaisseur des matériaux. Dans notre cas, les structures ayant la plus faible rigidité proviennent des plaquettes S1-W5 et S2-W2 pour lesquelles les épaisseurs de silicium et d'aluminium sont respectivement de 1,8 μ m et de 4 μ m. La différence majeure des microstructures provenant de ces plaquettes porte sur la sur-gravure au niveau de l'encastrement de la micropoutre avec le substrat (cf paragraphe II-2.2)

Les résultats portant sur la fréquence de résonance et l'amplitude de vibration, obtenus sur plusieurs structures pour les deux premiers modes de résonance, sont présentés dans les paragraphes suivants.

2.1.1 - Mesures des fréquences de résonance sous vide

Les premières structures mesurées proviennent de la plaquette S1-W5. Elles présentent une sur-gravure relativement importante au niveau de l'encastrement. Les structures choisies pour effectuer cette étude sont de type C2 plutôt que de type C4. Les paramètres géométriques de ces structures ont été détaillés au paragraphe 1.1.3 du chapitre II. Ce choix repose sur la minimisation de l'amortissement à l'encastrement décrit précédemment. Le profil statique de deux de ces structures est présenté sur la figure ci-dessous.

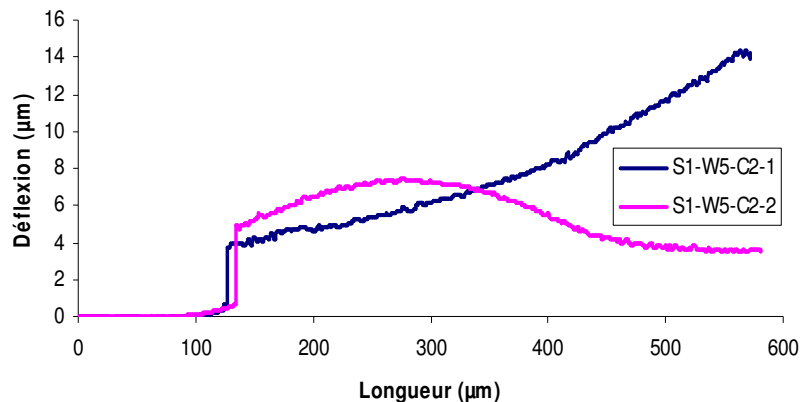


Figure III-32: Déflexions statiques de deux structures à 20°C

Les fréquences de résonance obtenues pour les deux premiers modes sont présentées dans le tableau ci-dessous :

N° de la structure	Fréquence du 1 ^{er} mode (Hz)	Fréquence du 2 ^{ème} mode (Hz)
S1-W5-C2-1	3518	62212
S1-W5-C2-2	2431	60530

Tableau III-12: Fréquences des deux premiers modes de résonance

Le calcul théorique de ces fréquences avec les formules présentées au chapitre I n'est pas possible étant donné les importantes différences géométriques entre la micropoutre réelle et celle pour laquelle les formules sont valables. Les deux principales différences sont la surgravure importante au niveau de l'encastrement, ainsi que la constitution de la micropoutre. En effet, celle-ci est totalement constituée de silicium sur 50µm, puis par l'empilement silicium aluminium sur 450µm. Les fréquences de résonance ont donc été déterminées par simulation en élément finis. Les paramètres géométriques de la micropoutre simulée sont :

- $L_p=450\mu\text{m}$ (empilement silicium aluminium)
- $L_e=50\mu\text{m}$ (silicium)
- $L_{oe}=50\mu\text{m}$ (estimation de la sur gravure à l'encastrement)
- $W_p=44\mu\text{m}$
- $e_{Si}=1,8\mu\text{m}$
- $e_{Al}=4\mu\text{m}$

Les modules d'Young des matériaux utilisés pour la simulation sont ceux déterminés précédemment de manière expérimentale, soit 150GPa pour le silicium et 90GPa pour l'aluminium. Le type d'élément utilisé est shell181. Les fréquences de résonances simulées sont présentées dans le tableau ci-dessous :

Type de la structure	Fréquence du 1 ^{er} mode (Hz)	Fréquence du 2 ^{ème} mode (Hz)
S1-W5-C2	6503	98497

Tableau III-13 : Fréquences simulées pour les deux premiers modes de résonance

Ces résultats de simulation sont largement supérieurs aux mesures pour les deux modes de résonance. Ces différences proviennent principalement des contraintes internes dans les matériaux qui décalent les fréquences propres vers les basses fréquences.

De la même manière, les fréquences de résonance ont été mesurées sur des structures provenant de la plaquette S2-W2. Les structures choisies pour effectuer cette étude sont aussi

de type C2. Les profils statiques de deux de ces micropoutres sont présentés sur la figure ci dessous :

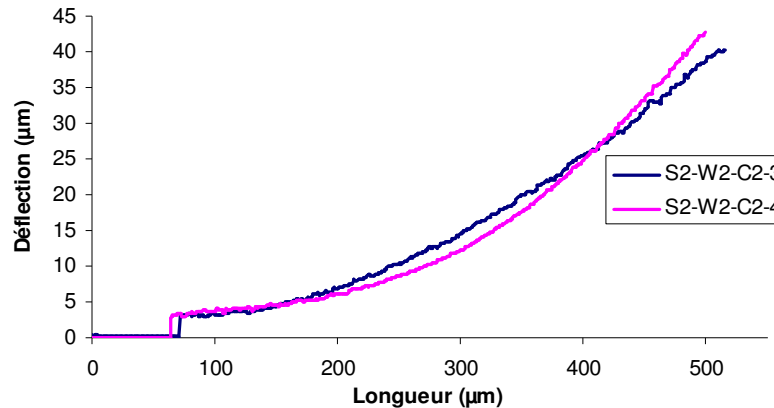


Figure III-33: Déflexions statiques des structures à 20°C

Les fréquences de résonance mesurées pour les deux premiers modes sont présentées dans le tableau suivant :

N° de la structure	Fréquence du 1 ^{er} mode (Hz)	Fréquence du 2 ^{ème} mode (Hz)
S2-W2-C2-3	19406	128900
S2-W2-C2-4	13418	131760

Tableau III-14: Fréquences des deux premiers modes de résonance

La géométrie des micropoutres provenant de ces plaquettes permet d'utiliser les formules I-1.2-20, I-1.2-22 et I-1.2-23 pour déterminer les fréquences propres car ces micropoutres sont constituées par l'empilement silicium aluminium sur toute la longueur. Les fréquences propres déterminées à l'aide de ces expressions sont présentées dans le tableau ci dessous avec $L_p=450\mu m$ et $W_p=44\mu m$.

N° de la structure	Fréquence du 1 ^{er} mode (Hz)	Fréquence du 2 ^{ème} mode (Hz)
S2-W2-C2	29936	187606

Tableau III-15 : Fréquences théoriques des deux premiers modes de résonance

Les fréquences propres mesurées sur les structures provenant des deux plaquettes sont très différentes de celles déterminées de manière analytique et par éléments finis. Cependant, et pour toutes les structures, ces différences se traduisent par une diminution des fréquences propres. Cette étude n'a pas été effectuée plus en détail car les propriétés des matériaux ont déjà été déterminées avec précision. Il est néanmoins intéressant de noter que, pour les micropoutres bicouches, les contraintes résiduelles dans les matériaux perturbent de manière

importante les fréquences de résonance. Cela implique que la méthode de caractérisation des modules d'Young des matériaux par la mesure des fréquences propres n'est pas adaptée pour des micropoutres bicouches ayant des contraintes résiduelles importantes.

2.1.2 - Mesures de l'amplitude de la vibration à la résonance sous vide

Les profils des structures, provenant de la plaquette S1-W5, ont été mesurées aux positions extrêmes de vibration du 1^{er} et du 2^{ème} mode de résonance. L'amplitude de vibration de la micropoutre à la résonance est déterminée de la même manière que pour les micropoutres monocouches. Deux exemples de ces mesures sont présentés sur les figures III-34 et III-35, pour deux structures.

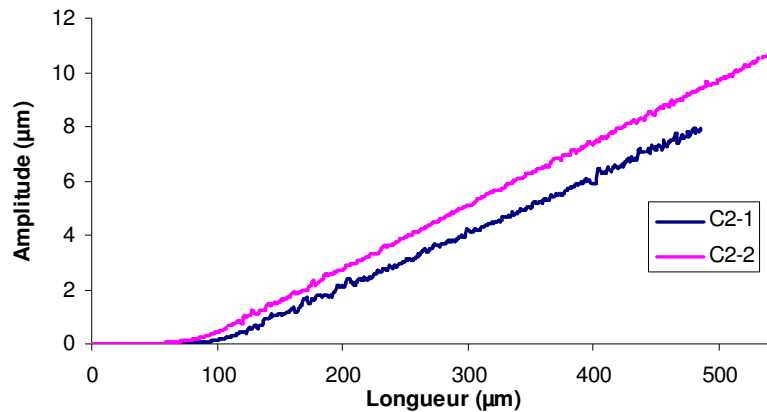


Figure III-34: Amplitude de vibration du 1^{er} mode de vibration

La figure III-34 montre que la déformation subie par la micropoutre se situe en quasi totalité au niveau de son encastrement avec le substrat. En effet, l'encastrement est composé seulement de silicium sur 50µm environ alors que le reste de la micropoutre est composé par l'empilement silicium aluminium. Cet empilement semble ne subir aucune déformation.

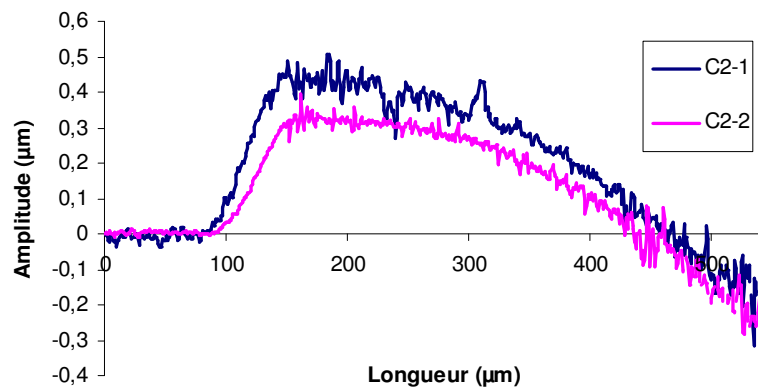


Figure III-35: Amplitude de vibration du 2^{ème} mode de vibration

Il est intéressant de remarquer que la forme d'onde de ces modes de résonance diffère de celle présentée théoriquement au chapitre I, car la micropoutre n'est pas homogène sur toute sa longueur. Cette différence, de forme d'onde, est nettement plus visible pour le 2^{ème} mode de résonance. Les amplitudes de vibration ne peuvent donc pas être déterminées par une régression avec la forme d'onde théorique. Cependant, ces amplitudes peuvent quand même être estimées par la déflexion maximale, au bout de la micropoutre. Les amplitudes de vibration, pour les deux premiers modes de vibration, des structures provenant de cette plaquette sont présentées dans le tableau ci-dessous :

N° de la structure	Amplitude du 1 ^{er} mode (µm)	Amplitude du 2 ^{ème} mode (µm)
S1-W5-C2-1	8,5	0,25
S1-W5-C2-2	10,5	0,3

Tableau III-15 : Amplitudes de vibrations des deux premiers mode de résonance

Ces résultats mettent en évidence le fait que l'amortissement subi par la micropoutre augmente de manière importante avec la fréquence. Ce phénomène s'explique, en grande partie, par la mauvaise qualité de l'encastrement entre la micropoutre et le substrat dû à une sur-gravure du silicium. Les amplitudes de vibration du 1^{er} mode sont relativement importantes, mais l'observation de la forme du mode montre que seul le silicium situé à l'encastrement subit une déformation significative. L'aluminium ne subissant aucune contrainte, ce mode n'est donc pas intéressant pour étudier la fatigue de l'aluminium. L'amplitude de vibration du 2^{ème} mode de résonance est, quant à elle, beaucoup trop faible pour créer des défauts dans l'aluminium. Ce mode là n'est donc pas plus intéressant que le premier pour étudier la fatigue de l'aluminium.

En conclusion, nous pouvons dire que les structures provenant de cette plaquette ne sont pas appropriées pour l'étude de la fatigue de l'aluminium.

Ce problème à l'encastrement a été anticipé lors de la fabrication des structures et des modifications sur le masque correspondant à l'étape de gravure face arrière ont permis d'obtenir un encastrement de meilleure qualité sur la deuxième série de plaquettes (cf paragraphe II-2.2). Les résultats concernant les amplitudes de vibration les plus élevés ont été obtenus sur la structure n° S2-W2-C2-4. Ces résultats sont présentés sur la figure suivante :

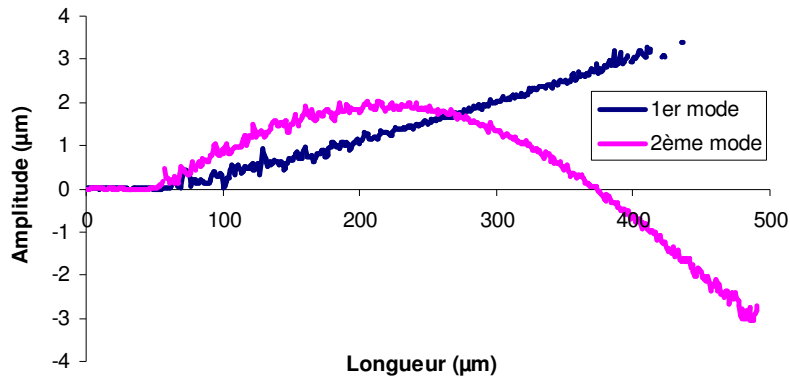


Figure III-36: Amplitude de vibration des deux premiers modes de vibration (S2-W2)

L'amplitude de vibration de ces deux modes de résonance est d'environ 3,5 μm. Il est intéressant de remarquer que la forme des modes correspond à la forme théorique présentée au chapitre I. Cela est dû au fait que la partie de la micropoutre libérée du substrat est totalement composée de l'empilement silicium aluminium.

Le 2^{ème} mode de résonance est le plus intéressant pour étudier la fatigue de l'aluminium car la courbure de la micropoutre est relativement importante. Cette courbure est déterminée en effectuant une régression sur une partie de l'amplitude de la vibration avec l'équation d'un cercle. Le résultat de cette régression est présenté sur la figure ci dessous :

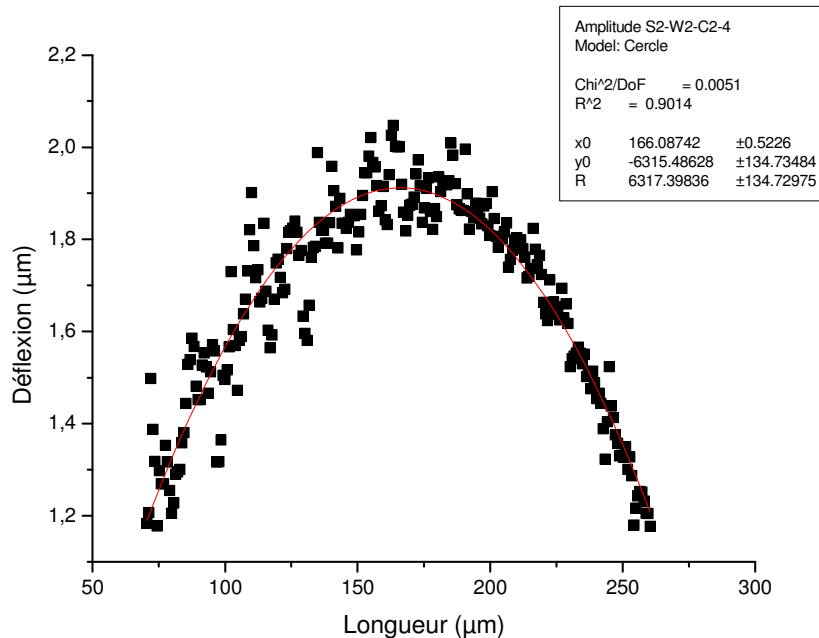


Figure III-37: Régression de la courbure avec l'équation d'un cercle

Cette régression nous permet de connaître la courbure de la micropoutre donnée par l'inverse du rayon de courbure :

$$\rho = \frac{1}{R} = 158,3m$$

A partir des expressions générales donnant la position du plan neutre (I-1.2-12) et de la distribution des contraintes (I-1.2-13), il est possible de déterminer la distribution des contraintes dans l'aluminium. Dans le cas de la micropoutre bicouche étudiée précédemment et lorsque celle-ci est à une position extrême de vibration dite haute, ces expressions deviennent :

$$\delta_h = \frac{E_{Al}e_{Al}^2 + E_{Si}e_{Si}(e_{Si} + 2e_{Al})}{E_{Al}e_{Al} + E_{Si}e_{Si}}$$

$$\sigma_{Al_h}(y) = \frac{E_{Al}}{1-\nu_{Al}}(y - \delta_h)\rho \quad \text{avec} \quad y \in [e_{Si}; e_{Si} + e_{Al}]$$

Lors de la position extrême de vibration dite basse de la même micropoutre, les expressions générales donnant la position du plan neutre et de la distribution des contraintes deviennent :

$$\delta_b = \frac{E_{Si}e_{Si}^2 + E_{Al}e_{Al}(e_{Al} + 2e_{Si})}{E_{Al}e_{Al} + E_{Si}e_{Si}}$$

$$\sigma_{Al_b}(y) = \frac{E_{Al}}{1-\nu_{Al}}(y - \delta_b)\rho \quad \text{avec} \quad y \in [0; e_{Al}]$$

Le système de coordonnées utilisé ici est le même que celui utilisé au paragraphe I-1.2.3. Les positions du plan neutre calculées avec les formules précédentes pour les positions de vibration haute et basse sont respectivement 3,2 μm et 2,6 μm . En réalité, la position absolue du plan neutre ne bouge pas, cependant et dans le système de coordonnées choisi pour cette étude, celle-ci varie en fonction de la position de vibration haute ou basse. Le plan neutre se situe donc dans l'aluminium, ce qui entraîne que le silicium est totalement en compression alors que l'aluminium subit à la fois une compression et une tension des fibres situées de part et d'autre du plan neutre. La distribution des contraintes dans l'épaisseur de l'aluminium est présentée sur la figure III-38. La variation de contrainte maximale subie par l'aluminium est de ± 58 MPa, elle se situe en surface de l'aluminium, alors qu'à l'interface silicium aluminium la variation de contrainte est de ± 27 MPa.

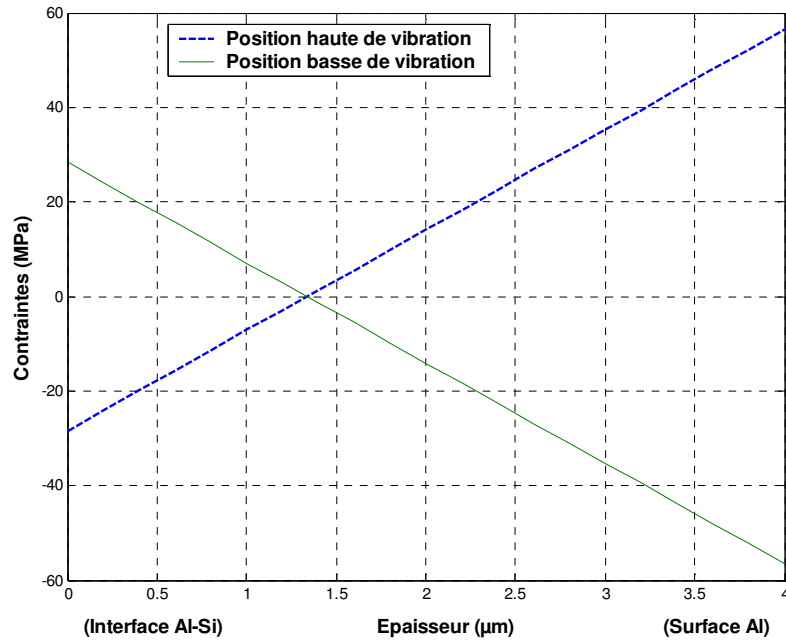


Figure III-38: Distributions des contraintes dans l'aluminium

En conclusion, il est important de noter que lors d'un cycle de vibration, la surface de l'aluminium subit le maximum de variation de contraintes. Cette contrainte varie entre 58MPa et -58MPa, pour chaque cycle. Nous ne connaissons pas exactement la limite d'élasticité de l'aluminium avec 1% de silicium déposé par DC magnétron sputtering, néanmoins nous avons vu au chapitre II que l'aluminium subit des déformations plastiques pour une contrainte comprise entre 80MPa et 140MPa. Il semblerait donc que les contraintes générées par la mise à la résonance de la micropoutre soient inférieures à la limite d'élasticité de l'aluminium. Cependant, l'étude bibliographique a mis en évidence le fait que tous les matériaux ne sont pas également sensibles à la fatigue et que pour l'aluminium, des défauts sont créés dans la microstructure même pour une contrainte inférieure à la limite d'élasticité.

2.2 – Evolution des propriétés mécaniques de l'aluminium

Cette partie est consacrée à l'étude de l'évolution des propriétés mécaniques de l'aluminium en fonction du nombre de cycles de contraintes qu'il subit. Ces contraintes sont engendrées par la mise en résonance de la micropoutre. L'évolution de la fréquence de résonance en fonction du nombre de cycles, ainsi que la variation de la courbure suite à ces cycles de contraintes sont présentées dans les paragraphes suivants.

2.2.1 - Essai de fatigue à température ambiante

La micropoutre que nous allons étudier dans cette partie, est celle pour laquelle l'amplitude de vibration du 2^{ème} mode de résonance est la plus importante. Nous avons calculé au paragraphe précédent que, pour une telle amplitude de vibration, la contrainte maximale subie par l'aluminium est légèrement inférieure à 60MPa. Pour une fréquence de 131,76 KHz, la micropoutre subit $131,76 \cdot 10^3$ cycles par seconde, ce qui entraîne qu'au bout de 1h, la structure a subi environ 474 millions de cycles.

De manière expérimentale, la fréquence de résonance est mesurée en évaluant la fréquence d'excitation pour laquelle l'amplitude de vibration est la plus importante. La structure est ensuite excitée à cette fréquence pendant 10 minutes environ. Au bout de ce temps, la fréquence d'excitation est ajustée de manière à obtenir l'amplitude de vibration la plus importante, ce qui nous permet de mesurer l'évolution de la fréquence de résonance en fonction du nombre de cycles. La variation de la fréquence propre de la micropoutre en fonction du nombre de cycles et pour une température de 20°C, est présentée sur la figure suivante.

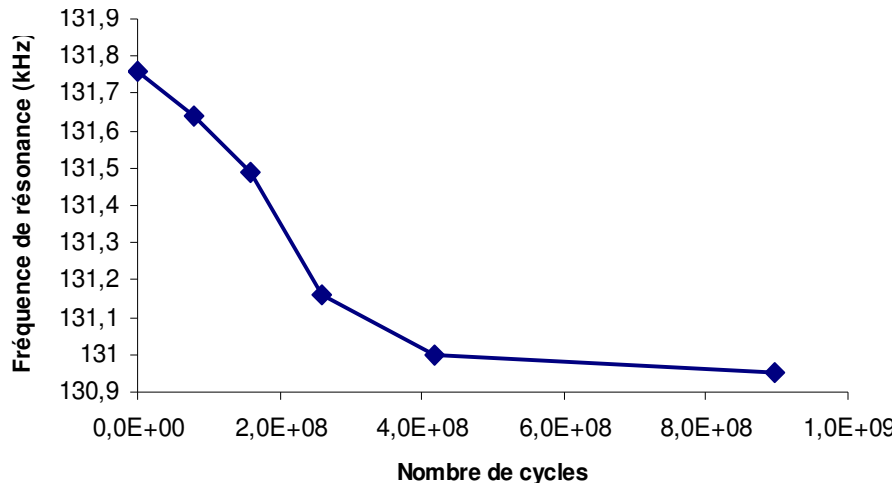


Figure III-39 : Evolution de la fréquence de résonance en fonction du nombre de cycles

Cette figure montre que la fréquence de résonance évolue avec le nombre de cycles jusqu'à une limite de 500 millions de cycles au delà de laquelle la variation s'arrête. La variation totale de la fréquence propre est de 810Hz, cependant cette variation reste faible, puisqu'elle correspond seulement à une variation relative de 0,6%. D'après la formule I-1.2-20 donnant la fréquence de résonance en fonction des paramètres mécaniques, cette diminution de la fréquence correspond à une diminution du module de Young. Cependant, nous avons montré que les contraintes internes dans les matériaux ont une influence sur les

fréquences propres. Il n'est donc pas encore possible, à ce stade de l'analyse, d'attribuer au vue des résultats obtenus ces variations de fréquences de résonance à une diminution du module de Young ou à une augmentation des contraintes interne dans l'aluminium. Il est intéressant de regarder si le profil statique de la poutre à 20°C a évolué suite aux cycles de contraintes. La comparaison des profils de la micropoutre avant et après l'essai de fatigue est présentée sur la figure ci-dessous :

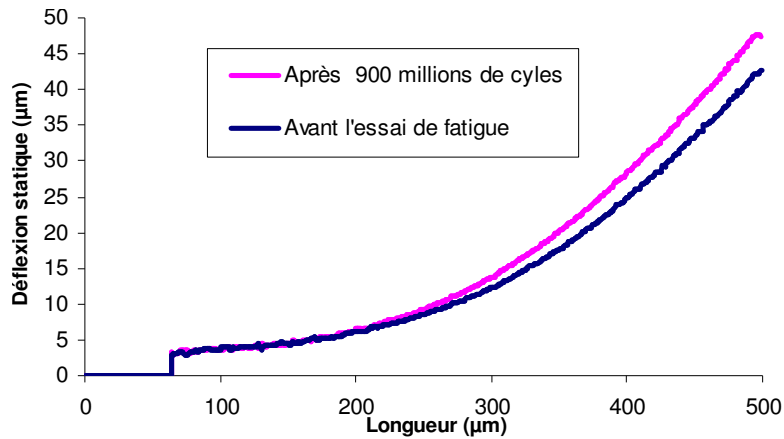


Figure III-40: Profil statique à 20°C avant et après l'essai de fatigue

Cette figure met en évidence une évolution du profil qui se traduit par une augmentation de la déflexion maximale de la micropoutre. Il est intéressant de remarquer que les deux profils commencent à différer au delà d'une longueur égale à 200μm environ, or cette longueur correspond au maximum de déflexion de la micropoutre lors de l'essai de fatigue (cf figure III-36). Cependant, cette figure ne permet pas de voir les parties du profil qui ont subi une déformation. Pour cela, la figure III-41 présente la différence entre les deux profils.

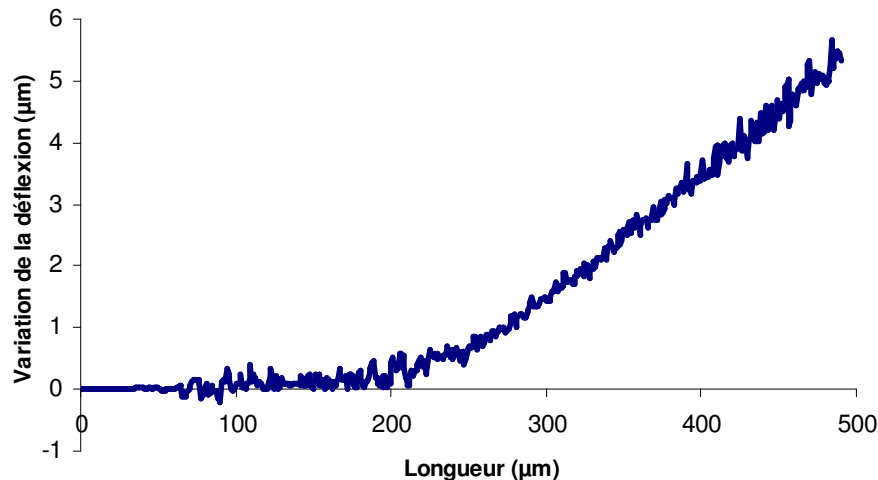


Figure : Figure III-41: Evolution du profil statique à 20°C suite à l'essai de fatigue

Cette figure montre que pour une longueur comprise entre 100 μ m et 250 μ m, la fatigue a augmenté localement la courbure de la poutre. Par contre, les parties du profil situées avant et après cette zone n'ont eu aucune modification de leur courbure. Or, si cette variation de courbure est due à une diminution du module de Young comme semble l'indiquer l'évolution des fréquences de résonance, et d'après la figure II-2, cette diminution du module de Young doit aussi entraîner une augmentation de la courbure de la poutre, ce qui est observé expérimentalement.

En ce qui concerne les contraintes internes, il n'est pas possible avec ces résultats de savoir si les contraintes générées dans la micropoutre ont augmenté ou diminué le gradient de contrainte initialement présent dans l'aluminium.

En conclusion, nous pouvons dire que l'analyse de ces résultats de fatigue ne nous permet pas d'affirmer avec certitude qu'une diminution du module de Young soit la seule cause de l'évolution des fréquences de résonances et de l'augmentation locale de la courbure.

2.2.2 – Essai de fatigue à 60°C :

Il est bien connu que les mécanismes de fatigue des matériaux sont des mécanismes thermiquement activés. C'est pourquoi pour l'essai de fatigue suivant, la température de la micropoutre a été portée à 60°C. La variation de la fréquence propre en fonction du nombre de cycles est présentée sur la figure III-42.

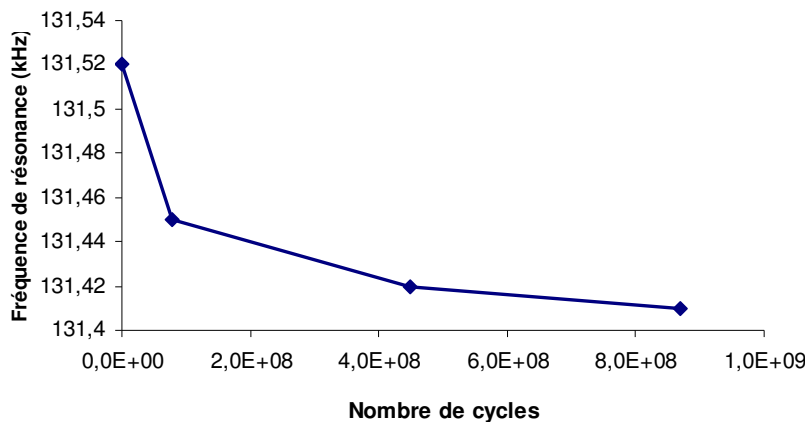


Figure III-42 : Evolution de la fréquence de résonance en fonction du nombre de cycles

Cette figure présente une forme identique à celle obtenue pour une température de 20°C. La différence majeure est une variation totale de la fréquence propre de 110Hz seulement. Une des raisons qui explique cette faible variation de la fréquence de résonance est

une amplitude de vibration de la micropoutre moins importante. La comparaison des amplitudes de vibration à 20°C et à 60°C est présentée sur la figure suivante.

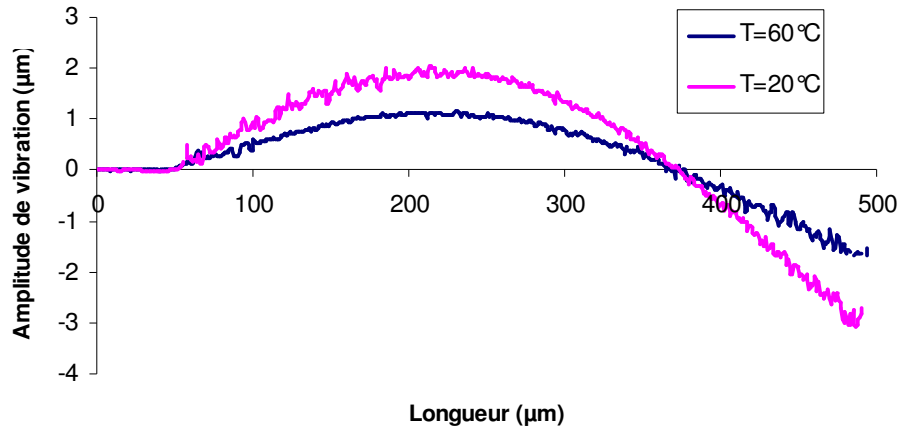


Figure III-42 : Amplitudes de vibration du 2^{ème} mode de résonance à 20°C et à 60°

En conclusion, nous pouvons dire que la mise en résonance d'une micropoutre bicouches a permis d'observer la fatigue de l'aluminium. Cette fatigue se caractérise par une diminution de la fréquence propre de la micropoutre ainsi que par une modification de son profil statique à 20°C. Cette variation de la fréquence propre ne pouvant être attribuée à une diminution du module de Young ou à une variation des contraintes résiduelles. Malheureusement, les amplitudes de vibration de la micropoutre sont trop faibles pour pouvoir établir une loi comportementale de l'aluminium en fonction des contraintes subies.

Conclusion :

Les travaux présentés dans ce chapitre nous ont permis d'évaluer les possibilités de la microscopie interférométrique pour l'étude du comportement dynamique de micropoutres monocouches et bicouches. Nous avons pu, grâce à cette technique de mesure, déterminer les fréquences propres de micropoutres en fonction de la pression dans l'enceinte, ce qui nous a permis, dans le cas de micropoutres monocouches, de caractériser le module de Young longitudinal du silicium. Celui-ci a été évalué à 150GPa avec une incertitude sur cette valeur de $\pm 5\%$. En ce qui concerne les micropoutres bicouches, la détermination du module de Young, des matériaux les constituant, n'a pas pu être effectuée car les contraintes résiduelles dans les matériaux influencent, de manière importante, les fréquences propres des microstructures.

La mesure des amplitudes de vibration des micropoutres autour de la fréquence de résonance nous a permis d'évaluer le facteur de qualité des structures en fonction de la pression, nous permettant ainsi de caractériser les mécanismes d'amortissement subis par les microstructures. Cette étude a montré qu'à pression atmosphérique le principal mécanisme d'amortissement est l'amortissement visqueux de l'air, alors que pour un vide autour de 1.10^{-3} mbar, le mécanisme principal d'amortissement provient des pertes à l'encastrement de la micropoutre dues à la présence de l'oxyde de la plaquette SOI sous le silicium. Cependant, ces pertes peuvent être diminuées en améliorant le procédé de fabrication.

Nous avons aussi montré qu'il est possible d'effectuer l'étude de la fatigue des matériaux par microvibrométrie à condition que l'amplitude de vibration soit suffisamment importante. Cette étude sur les micropoutres monocouches a montré que le silicium ne subissait aucune fatigue pour une contrainte maximale dans le matériau inférieure à 300MPa, alors que pour les micropoutres bicouches, nous avons observé une variation de la fréquence de résonance ainsi que du profil initial de la micropoutre pour une contrainte dans l'aluminium inférieure à 60MPa. Cependant, la caractérisation de l'évolution des propriétés mécaniques et notamment du module de Young de l'aluminium n'a pas pu être effectuée plus en détail, car l'amplitude de vibration de la micropoutre, de $2\mu\text{m}$ au maximum, n'est pas suffisante.

Chapitre IV

Etude du comportement électro-thermo-mécanique des composants de puissance HDTMOS

Introduction

Ce chapitre a pour objectif la modélisation électro-thermo-mécanique d'un transistor vertical de puissance de Freescale semiconducteur pour pouvoir prédire l'influence de différents paramètres géométriques tels que la taille de puce, l'épaisseur de la métallisation source, le nombre de fils de connexion, sur le comportement électrique, thermique ainsi que sur la fiabilité du composant.

Dans une première partie, la modélisation par éléments finis du composant de puissance est décrite et commentée. Le modèle est ensuite calibré avec des mesures électriques puis thermiques effectuées sur un composant de puissance monté sur une carte électronique. Des simulations électrothermiques sont ensuite effectuées afin d'évaluer l'influence du type de connexion et de l'épaisseur de la métallisation source sur la distribution des températures sur le composant.

Dans une seconde partie, une étude qualitative de la fiabilité des composants de puissance est effectuée. Pour cela, la distribution des températures sur un composant obtenue par simulation électrothermique est utilisée comme chargement thermique pour les simulations thermomécaniques. Ces dernières simulations, concernent l'interface du fil de connexion avec la métallisation de source afin d'observer les contraintes engendrées par la dilatation thermique des matériaux lors de l'échauffement du composant.

1 - Etude électrothermique par éléments finis du composant microélectronique de puissance HDTMOS

1.1 - Modélisation par éléments finis du composant de puissance

Cette partie décrit la modélisation électrothermique par éléments finis d'un produit de puissance HDTMOS de Freescale semiconducteur. Les différentes étapes de calibration électrique puis thermique du modèle sont détaillées afin de simuler un comportement du composant le plus proche possible de la réalité. Ce modèle est ensuite utilisé pour évaluer l'influence de l'épaisseur de la métallisation de source du composant de puissance en fonction de la configuration de la connexion des fils sur cette métallisation. Les résultats obtenus sur la température maximale ainsi que sur la distribution des températures à la surface du composant sont présentés et commentés.

1.1.1 - Description du modèle éléments finis

Le composant de puissance dont nous avons simulé le comportement est composé d'une puce de puissance réalisée en technologie HDTMOS et d'une puce de contrôle réalisée en technologie SMARTMOSTM. Ce produit est utilisé dans l'automobile comme interrupteur de puissance « intelligent ». Une application classique de ce genre de produit est l'alimentation des phares et des clignotants. Une représentation schématique de ce produit est donnée ci dessous :

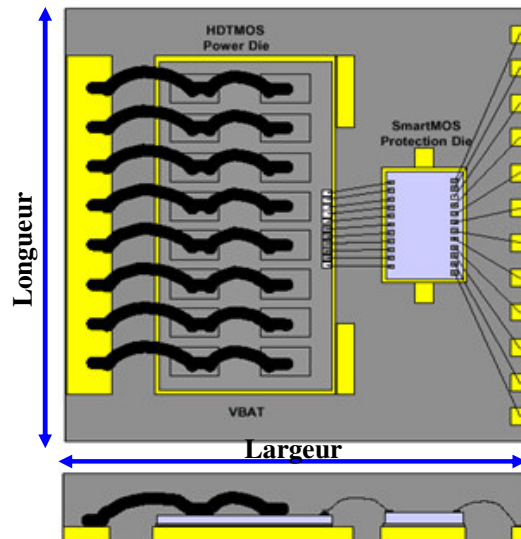


Figure IV-1: Vue de dessus et en coupe du composant de puissance étudié

Les deux puces sont soudées sur deux radiateurs en cuivre, les connexions électriques entre les différents éléments sont réalisées avec des fils en aluminium pour la puce de puissance et des fils en or pour la puce de contrôle. Les deux puces, sont encapsulées dans de la résine pour les protéger des agressions extérieures (humidité, court circuit, décharge électrostatique...). Une description plus détaillée de ce produit de puissance est présentée dans le paragraphe 2.1.1 du 1^{er} chapitre.

Dans le cadre de notre travail de thèse, nous nous sommes intéressés à un produit en particulier. La puce de puissance de ce produit possède une très faible résistance à l'état passant (R_{ON}) de 2 m Ω , qui lui permet de supporter un fort courant (150 Ampères) pendant un temps de l'ordre de la centaine de milliseconde. La modélisation par éléments finis de ce produit consiste dans un premier temps à évaluer les éléments qui n'ont que très peu d'influence sur le comportement électrothermique du produit. Ces éléments ne seront pas inclus dans le modèle, ce qui permet de minimiser la taille du modèle et de réduire efficacement le temps de calcul.

Ainsi il a été décidé de ne pas modéliser la carte électronique sur laquelle est soudé le composant et à travers laquelle le composant se refroidit. Son influence sera prise en compte par l'intermédiaire d'une condition aux limites que nous détaillerons plus loin.

Pendant le fonctionnement normal du produit, la puce de contrôle applique une tension sur la grille de la puce de puissance et contrôle la température de cette dernière. De plus, les connexions entre les deux puces sont effectuées par des fils d'or de faible diamètre (50 μ m) qui ne peuvent extraire que très peu de chaleur provenant de la puce de puissance. D'un point de vue électrothermique, la puce de contrôle n'a donc aucune influence sur le comportement électrothermique du produit, lorsque celui fonctionne normalement.

La résine qui encapsule le composant est un isolant électrique, il n'a donc aucune influence électrique. Cependant, même si sa conductivité thermique est largement moins bonne que celle des métaux ou du silicium, la résine est en contact avec toute la surface de la puce de puissance et va donc extraire une quantité de chaleur non négligeable. Nous avons décidé de ne pas modéliser la résine, cependant son impact thermique peut être pris en compte avec une condition aux limites que nous décrirons par la suite. Le modèle électrothermique par éléments finis est donc au final composé par :

- Les radiateurs en cuivre de source et de drain
- La soudure (SnPb) sous la puce de puissance
- La puce de puissance en silicium
- La connexion par un fil en aluminium

A l'exception de la puce de puissance, tous ces éléments sont relativement simples à modéliser car leurs propriétés électriques et thermiques sont d'une part, homogènes et d'autre part, elles correspondent à celles des matériaux massifs. Ceci n'est, par contre, pas le cas de la puce de puissance, dont la résistivité n'est pas homogène étant donné les effets électriques microscopiques qui proviennent des transistors MOSFET de chaque cellule élémentaire du composant. Il est irréaliste de vouloir modéliser toutes ces cellules élémentaires à la vue de leurs petites dimensions et de leurs très grands nombres (plus de 300 000 cellules pour ce composant). Il est donc nécessaire de faire des simplifications. Pour cela, il est intéressant d'analyser le rôle et les propriétés électriques de chaque couche de la puce de puissance présentée sur la figure IV-2.

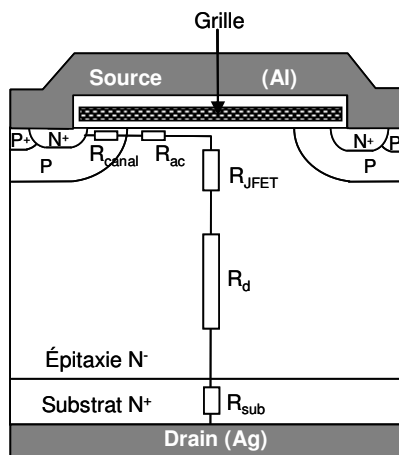


Figure IV-2: Cellule élémentaire du transistor de puissance

Toutes les couches constituant la cellule élémentaire sont décrites ci-dessous, en partant de la métallisation de drain jusqu'à la métallisation de source.

Métallisation drain (Ag):

La métallisation de drain sur la face arrière de la puce est principalement composée d'une couche d'argent de $2\mu\text{m}$ d'épaisseur. Cette couche sert principalement à assurer un bon contact électrique entre la soudure et le silicium, de plus elle est presque totalement consommée par la soudure lors de la fusion de cette dernière. La métallisation de drain n'a donc pas été modélisée car son influence sur le comportement électrique du composant est négligeable par rapport à celui de la soudure de $50\mu\text{m}$ d'épaisseur environ.

Substrat en silicium:

La résistivité du substrat en silicium se détermine grâce au dopage (N_D) donné par le fournisseur (de type N dopé à l'arsenic) à l'aide de la formule ci dessous où μ_n et e^- sont respectivement la mobilité et la charge des électrons. Le dopage du substrat est suffisamment important pour que l'on néglige le rôle des porteurs minoritaires par rapport aux porteurs majoritaires (n) dans le calcul de sa résistivité électrique (ρ).

$$\rho \cong \frac{1}{(e^- \times n \times \mu_n)} \quad (IV-1.1-1)$$

Epitaxie en silicium (couche active):

La couche active du composant comprend les puits de drain, les zones de canal ainsi que les zones de sources. Si la résistivité électrique des puits de drain et des zones de source peuvent à la rigueur s'évaluer comme la résistance du substrat, il n'en est rien de la résistance des zones de canal dont l'impact sera prédominant. Compte tenu de la complexité électrique de la zone active, nous optons pour sa modélisation simplifiée sous la forme d'une couche équivalente. La résistivité de cette couche ne peut donc se déterminer directement par le calcul, elle sera alors ajustée en fonction des résultats donnés par la simulation lors de la calibration électrique du modèle.

Métallisation source (Al):

La métallisation de source en $AlSi_{1\%}$ de quelque microns d'épaisseur est déposée sur la plaquette par «DC magnétron sputtering ». Deux types de métallisation sont utilisés lors de la fabrication des composants de puissance. Il s'agit d'une métallisation de $4\mu m$ d'épaisseur déposée avec un équipement d'ancienne génération et d'une métallisation déposée avec un équipement de nouvelle génération qui permet de déposer des épaisseurs de métal plus importantes.

La mesure de résistivité du métal est effectuée, après son dépôt sur une plaquette de test, par la méthode dite des « quatre pointes ». Cette mesure détermine la résistance par carré de la métallisation et permet ainsi de calculer la résistivité du métal connaissant son épaisseur en utilisant la formule suivante.

$$R_{\text{carré}} = \rho / e \quad (\text{IV-1.1-2})$$

Cette formule est valable si le dépôt est homogène selon son épaisseur, or comme le montrent les photos ci-dessous, la métallisation en aluminium de 4µm d'épaisseur déposée sur le composant, ne possède pas une géométrie constante car le métal plonge dans les ouvertures source du composant pour contacter le silicium de la couche active. Cela engendre des manques de matière dans la métallisation qui gênent le passage horizontal du courant. Cet effet technologique doit être pris en compte en augmentant légèrement la résistivité du métal par rapport à celle mesurée sur des plaquettes de test.

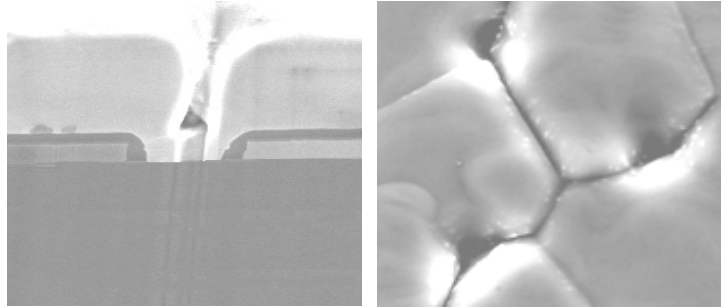


Figure IV-3: Vue en coupe et vue de dessus d'une métallisation de source de 4µm d'épaisseur

Pour les métallisations épaisses, présentées sur les photos ci-dessous, le métal déposé sur le composant ne possède pas ces manques de matières. La résistivité de la métallisation sur le composant est donc la même que celle mesurée sur une plaquette de test.

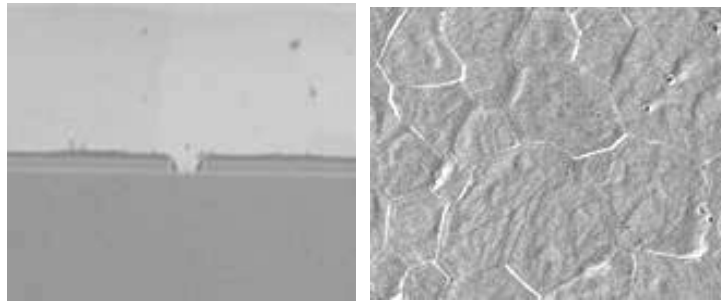


Figure IV-4: Vue en coupe et vue de dessus d'une métallisation source épaisse

L'analyse des différentes couches composant la cellule élémentaire nous permet de modéliser la puce de puissance avec trois couches :

- Le substrat
- La couche active du transistor
- La métallisation source sur la face avant de la puce

Il est intéressant de remarquer que la puce de puissance est composée de 8 fils identiques qui viennent contacter une surface de la métallisation de taille identique. Nous avons donc considéré, qu'il suffisait de modéliser $1/8^{\text{ème}}$ du composant de puissance pour décrire son comportement global. Cette hypothèse de périodicité est représentée sur la figure suivante où la zone située dans le rectangle représente $1/8^{\text{ème}}$ du composant.

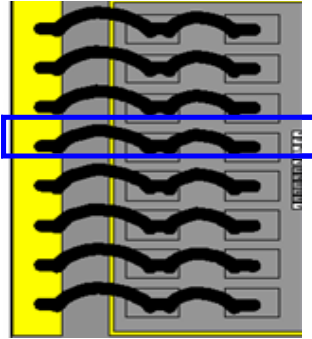


Figure IV-5: Représentation schématisée du composant de puissance

Cette hypothèse est, en toute rigueur, valide d'un point de vue électrique, alors que d'un point de vue électrothermique elle ne prend pas en compte les effets de bord de la puce. Cependant, cette hypothèse de périodicité reste une bonne approximation du comportement de la zone centrale du composant.

Il existe aussi un autre plan de symétrie pour chaque $1/8^{\text{ème}}$ de la puce de puissance. Ce plan est perpendiculaire à la surface du composant et coupe le modèle en deux parties, dans sa longueur, au niveau du fil de connexion. Cette nouvelle condition de symétrie nous permet de modéliser seulement $1/16^{\text{ème}}$ du composant, ce qui diminue encore le temps de calcul. Ce plan de symétrie est représenté sur la figure suivante.



Figure IV-6 : Vue de dessus de $1/8^{\text{ème}}$ de la puce de puissance avec l'axe de symétrie

La construction du modèle débute par la formation des aires correspondant à la section du composant. Ces aires sont ensuite maillées et la principale difficulté lors de cette étape consiste à mailler de façon correcte les couches les plus fines (couche active et métallisation) tout en obtenant un nombre total d'éléments le plus faible possible pour optimiser le temps de calcul. Pour les simulations électrothermiques, le nombre d'éléments dans l'épaisseur de la métallisation et de la couche active est pris égal à 1, ce qui entraîne que la dimension la plus

petite des éléments du modèle est de 4 μm . La figure ci-dessous présente le maillage des aires du modèle avec deux agrandissements au niveau de l'interface fil-métallisation ainsi qu'en surface de la puce de puissance.

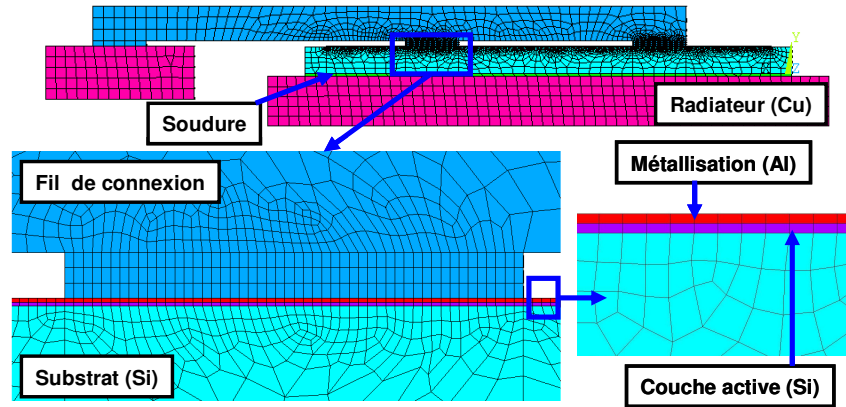


Figure IV-7: Vue en coupe du modèle par éléments finis

Une fois que les aires de la section du composant sont correctement maillées, ces éléments sont extrudés dans la direction de la longueur du composant de manière à former un modèle en éléments finis en trois dimensions représentant $1/16^{\text{ème}}$ du composant de puissance. Ce modèle est représenté sur la figure suivante où le nombre total d'éléments est de 75 000.

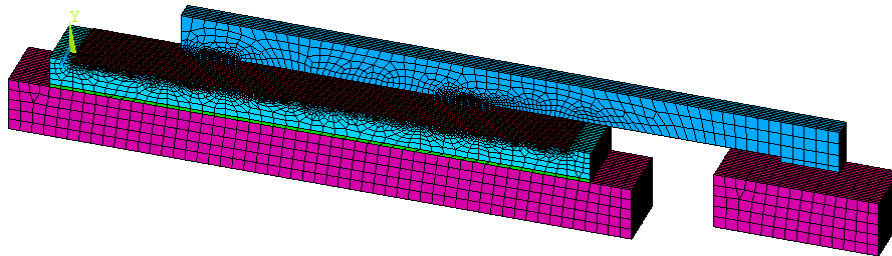


Figure IV-8: Modèle éléments finis de $1/16^{\text{ème}}$ du composant de puissance

Le chargement électrique du modèle se fait grâce à deux conditions aux limites. Une tension de 0 Volt est imposée sur la face inférieure du radiateur de source et un courant est imposé à chaque nœud situé sur la face inférieure du radiateur de drain du composant de puissance. Ce type de chargement permet d'imposer un courant constant à travers le composant même si sa résistance à l'état passant évolue avec la température.

Le chargement thermique du modèle se fait par l'intermédiaire de conditions aux limites, de type convection forcée, appliquées sur les surfaces extérieures du composant par lesquelles la chaleur est extraite. Pour cela, il est nécessaire de fixer un coefficient de convection (h), qui traduit la capacité de la surface, à une température T_s , à dissiper la chaleur

à travers un fluide de température T_h . Le flux de chaleur échangé par unité de surface est alors donné par la loi de Newton, dont l'expression est la suivante :

$$\phi = h(T_s - T_h) \quad (\text{IV-1.1-3})$$

Cette approximation est surtout valable pour des temps de refroidissement courts (inférieur à une seconde) car la température T_h est fixe, or dans la réalité, la carte électronique sur laquelle est soudée le composant va s'échauffer en même temps celui-ci. Ce type de chargement a été appliqué sur la surface inférieure du drain et de la source du composant par lesquelles la quasi totalité de la chaleur est extraite à travers la carte électronique. Etant donné que, lors de la calibration électrothermique du modèle, la résine qui encapsule la puce a été enlevée par une attaque chimique, nous n'avons pas besoin de la modéliser par une condition aux limites. La figure suivante présente les conditions aux limites électriques et thermiques appliquées sur le modèle.

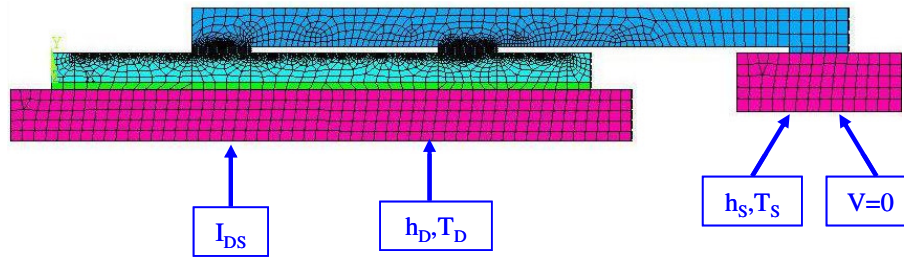


Figure IV-9 : Représentation des conditions aux limites électrique et thermique du modèle

Le type d'élément choisi pour ce modèle est solid69. C'est un élément à 3 dimensions à 8 nœuds. Cet élément permet de réaliser des simulations électrothermiques statiques et transitoires en incluant la dépendance des propriétés des matériaux avec la température. L'échauffement du modèle est calculé à partir de l'effet Joule créé par le courant. Pour cela, le calcul se fait en deux itérations au moins, la première itération calcule le potentiel à chaque nœud du maillage en fonction du courant qui traverse notre modèle et la seconde calcule la température à chaque nœud du maillage ainsi que la chaleur extraite aux limites du modèle.

1.1.2 Calibration électrique du modèle

La calibration du modèle est effectuée à partir de simulations statiques linéaires où la loi d'Ohm est résolue en chaque nœud du maillage. Le temps n'intervient pas dans les équations résolues et les propriétés des matériaux ne varient pas avec la température. Lors de la simulation électrique, le logiciel calcule le potentiel électrique en chaque nœud du maillage

en fonction du courant qui est imposé dans le composant. Le temps de simulation est d'environ 5 minutes. Pour déterminer le R_{ON} du composant, il suffit de relever le potentiel maximal, qui se trouve sur le drain du composant, pour déterminer la résistance à l'état passant du transistor avec la formule suivante :

$$R_{ON} = \frac{V_{\max}}{I_{DS}} \quad (\text{IV-1.1-4})$$

Les premières simulations ont servi à ajuster la résistivité de la couche active afin d'obtenir une résistance à l'état passant de 1,6 mΩ, ce qui correspond au R_{ON} mesuré en moyenne sur ces produits de puissance. Les résultats de la simulation sont présentés dans le tableau IV-1 . La première ligne correspond à la résistance à l'état passant du composant pour une résistivité de la couche active déterminée à partir du dopage de l'épitaxie. La dernière ligne présente la résistivité de la couche active qui permet d'obtenir une résistance à l'état passant du composant de 1,6 mΩ.

Résistivité de la couche active (Ω.m)	R_{ON} simulée (mΩ)	R_{ON} équivalent du composant (mΩ)
5 E-3	11,47	0,72
9 E-3	25,35	1,6

Tableau IV-1 : R_{ON} simulé en fonction de la résistivité de la couche active

La figure ci-dessous présente la distribution des potentiels à travers le composant pour un courant imposé de 5 Ampères. Il est intéressant de remarquer que la plupart de la chute de potentiel a lieu dans la zone active en surface du silicium.

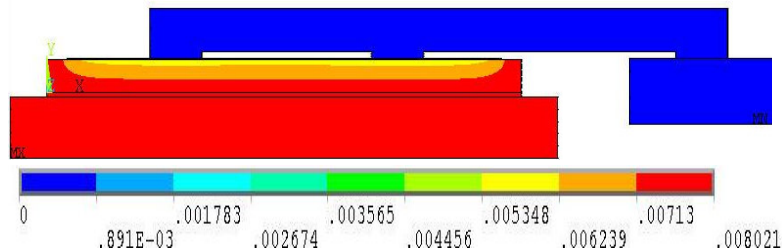


Figure IV-10 : Distribution des potentiels (V) sur le modèle pour $I_{DS}=5A$

Cette première calibration n'est pas très précise, car seule la résistivité de la couche active a été ajustée de manière à obtenir un R_{ON} qui correspond aux mesures, or pour des composants possédant une surface active importante, la métallisation est un élément qui peut influencer de manière non négligeable les valeurs de R_{ON} [DUG99]. C'est pourquoi, nous avons effectué une calibration du modèle à partir de mesures de potentiel réalisées sur la métallisation de source du composant de puissance dont la résine a été enlevée par une attaque

chimique. Ces mesures ont été effectuées avec une station sous pointes connectées à un multimètre capable de mesurer, de manière précise, des tensions dans la gamme des microvolts. Lors de la mesure, une des deux pointes est fixe et en contact avec le radiateur de source alors que l'autre pointe mesure le potentiel en plusieurs points de la métallisation de source du composant. La localisation de ces points de mesures, sur la métallisation source, est représentée sur la figure suivante par des croix :

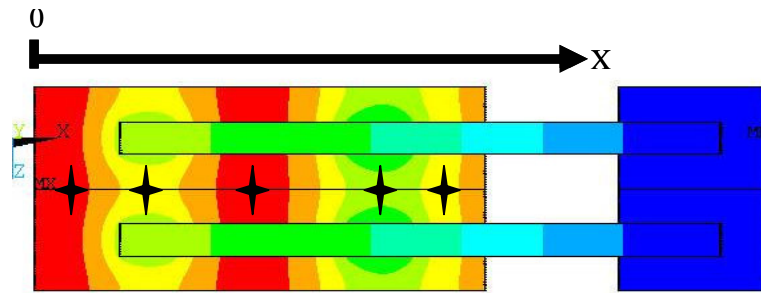


Figure IV-11 : Représentation des points de mesures sur la métallisation du composant

Lors de ces mesures, le courant drain-source (I_{DS}) est fixé à 5 Ampères afin que la chute de potentiel entre la métallisation et la source soit suffisamment importante pour être correctement mesurée. Cependant, il faut que l'échauffement de la puce par effet Joule reste faible pour que les effets électrothermiques ne viennent pas perturber les mesures. Dans notre cas, pour $I_{DS}=5$ A, l'échauffement du composant est inférieur à 10°C , ce qui est acceptable pour négliger les effets électrothermiques.

Les mesures de calibration ont été effectuées sur des composants ayant deux épaisseurs de métallisation différentes ainsi que deux types de configurations de la connexion de la source. La première est la configuration classique sur ces composants, présentée sur la figure IV-6, où chaque fil de connexion vient contacter la métallisation source en deux endroits. Pour la deuxième configuration, tous les fils de connexion ont été sectionnés entre les deux contacts. Ce qui entraîne que le fil de connexion contacte une seule fois la métallisation. Cette configuration est représentée sur la figure ci-dessous :

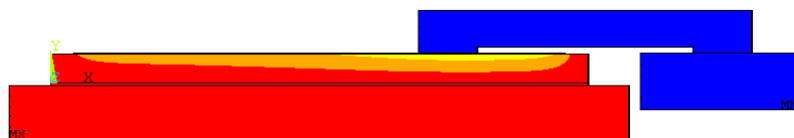


Figure IV-12 : Modèle E.F. avec un seul contact fil-métallisation

Les résistivités des couches (métallisation, couche active, fil de connexion) ont été ajustées afin que les résultats de simulation soient les plus proches possible des mesures

effectuées sur des composants ayant deux épaisseurs de métallisation différentes ainsi que les deux types de connexion de la source. La comparaison de ces résultats, pour le composant avec une double connexion de la métallisation, est présentée sur les figures suivantes, après que les valeurs de résistivité des différents éléments aient été ajustés.

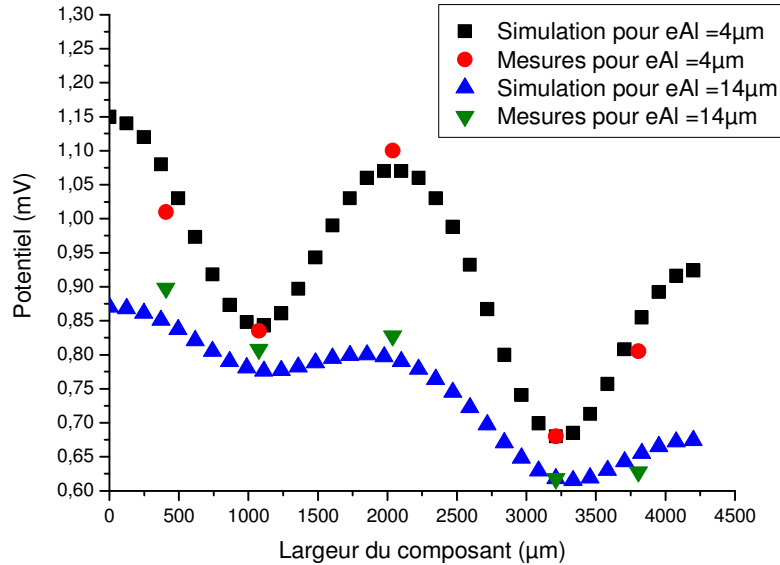


Figure IV-13 : Mesures et simulations des potentiels à la surface du métal pour un double contact fil-métallisation

Cette figure présente deux minima locaux qui indiquent les zones où les densités de courant, à travers le composant, sont les plus importantes. Ces zones correspondent aux points de mesure proches des deux contacts entre le fil et la métallisation. A l'opposé, les trois maxima locaux indiquent les zones où les densités de courant sont les plus faibles. Ces zones sont situées aux bords et au milieu de la puce. Nous pouvons donc en déduire qu'une métallisation épaisse réduit les différences entre les densités de courants à travers le composant de puissance. Ce phénomène a déjà été observé dans la littérature [CHE06]. L'erreur maximale entre la simulation et la mesure est inférieure à 8%. Cependant, la différence de potentiel la plus importante est de 470 μV pour le composant avec une métallisation source de 4 μm d'épaisseur alors que pour une métallisation de 14 μm d'épaisseur, cette différence est inférieure à 250 μV. Ces valeurs de potentiel sont relativement faibles, ce qui entraîne que les erreurs de mesures ont une influence importante sur la précision de la calibration du modèle.

Le deuxième type de configuration de la connexion fil-métallisation permet d'augmenter de manière très importante ces valeurs de potentiel, et donc, permet d'améliorer

la précision de la calibration. Les mesures de potentiel, pour ce type de configuration de la connexion source, sont présentées sur la figure suivante.

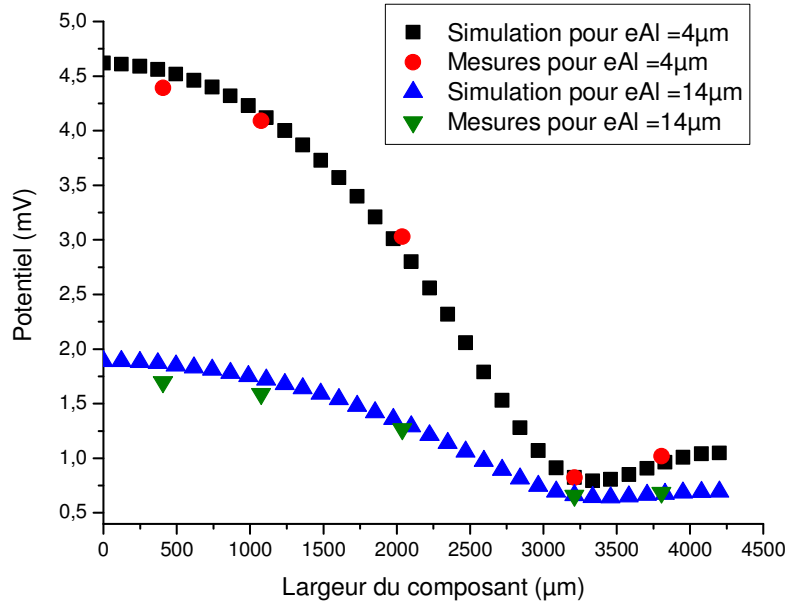


Figure IV-14 : Mesures et simulations des potentiels à la surface du métal pour un seul contact fil-métallisation

Cette figure ne présente plus qu'un seul minimum qui correspond au point de mesure proche du contact entre le fil et la métallisation. Les deux maxima sont toujours localisés en bord de la puce, cependant la différence de potentiel maximale est de 3,8 mV pour la métallisation de 4 μm d'épaisseur et de 1,1mV pour celle de 14 μm d'épaisseur. L'erreur maximale entre les simulations et les mesures est inférieure à 5%. Cette configuration de la connexion source permet d'augmenter l'influence de la métallisation sur la distribution des potentiels, ce qui permet alors d'ajuster de manière plus précise la résistivité électrique de cette couche. Les valeurs de résistivité des différentes couches utilisées dans le modèle par éléments finis sont résumées dans le tableau suivant :

Matériaux	Résistivité électrique (mΩ.cm)
Aluminium (4μm)	3.10^{-6}
Aluminium (>10μm)	$2,6.10^{-6}$
Fils de connexion (Al)	3.10^{-6}
Zone active (Si épi)	8,8
Substrat (Si)	6.10^{-3}
Soudure (SnPb)	15.10^{-6}
Radiateur (Cu)	2.10^{-6}

Tableau IV-2: Paramètres électriques des couches du modèle E.F.

La résistivité de la soudure et du radiateur correspondent à celles classiquement données pour ces matériaux. Les valeurs qui ont été sensiblement ajustées sont celles du fil de connexion, de la métallisation de source et de la couche active, car ce sont les couches pour lesquelles des simplifications importantes ont été effectuées.

1.1.3 - Calibration électrothermique du modèle

Les propriétés thermiques des matériaux qui nous intéressent sont la conductivité thermique, la chaleur spécifique ainsi que la masse spécifique. Le tableau ci-dessous présente les propriétés classiques des matériaux provenant de différentes sources dans la littérature [WEB2,SUN98].

Matériaux	Conductivité thermique ($\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$)	Densité (kg.m^{-3})	Capacité calorifique (J.kg.K^{-1})
Aluminium (4 μm)	220	2700	900
Aluminium (10 μm)	220	2700	900
Fils de connexion (Al)	220	2700	900
Zone active (Si épi)	160	2330	700
Substrat (Si)	160	2330	700
Soudure (SnPb)	35	8400	130
Radiateur (Cu)	370	3900	385

Tableau IV-3: Propriétés des matériaux

Lors de la simulation électrothermique, il est nécessaire de considérer l'évolution de la résistivité de la couche active du composant en fonction de la température, car c'est la résistance prédominante dans le modèle et qui possède la plus grande variation avec la température. Cette variation est donnée sur la figure suivante [CHA04].

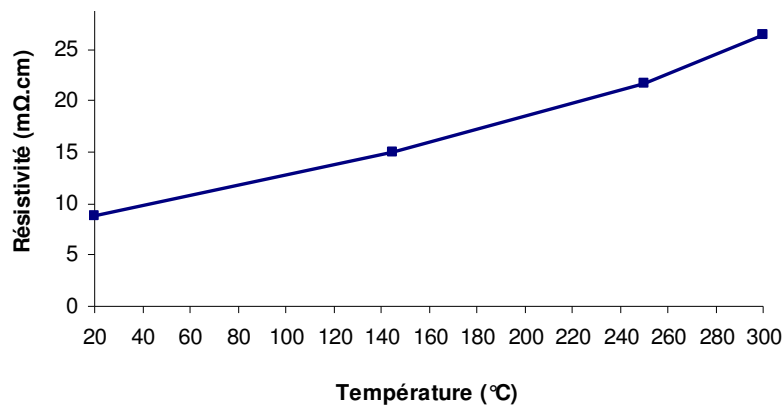


Figure IV-15: Variation de la résistivité de la couche active avec la température

Cependant, une modélisation électrothermique plus fine nécessiterait d'évaluer la variation avec la température de tous les paramètres électriques mais aussi thermiques des matériaux constituant le modèle. Dans le cadre de notre étude, nous avons considéré que l'incertitude principale sur les résultats de simulations électrothermiques provenait des conditions aux limites appliquées au modèle. Toutes les propriétés des matériaux, à l'exception de la résistivité de la couche active, ont donc été supposées constantes.

La calibration électrothermique du modèle est effectuée par l'intermédiaire du capteur de température intégré à la surface du composant de puissance. Ce capteur est constitué par une diode en polysilicium et la température est déterminée par la tension en direct aux bornes de la diode (V_f) lorsque celle-ci est traversée par un courant de $25 \mu A$. La température du composant est mesurée lorsque ce dernier est traversée par un courant I_{DS} pendant un temps t . Le courant I_{DS} est mesuré par l'intermédiaire d'une tension V_A fournie par l'alimentation de puissance. Un testeur paramétrique commande la grille du transistor de puissance et mesure en continu les tensions V_f de la diode et V_A de l'alimentation. Le schéma de l'expérience de calibration est présenté ci-dessous :

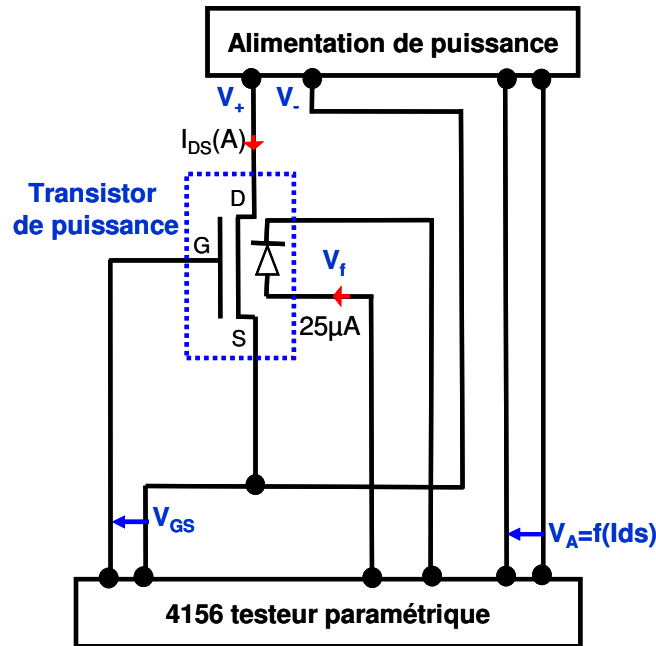


Figure IV-16 : Schéma du montage de l'expérience de calibration électrothermique

En premier lieu, il est nécessaire de calibrer les capteurs de température du composant. Pour cela, nous avons mesuré les tensions V_f , en fonction de la température, fournies par les diodes pour un courant de $25 \mu A$, grâce à un système de chauffage externe. Une régression

linéaire est effectuée sur les mesures obtenues, ce qui nous permet d'obtenir une équation reliant la tension V_f à la température du composant. Ces résultats sont présentés sur la figure suivante.

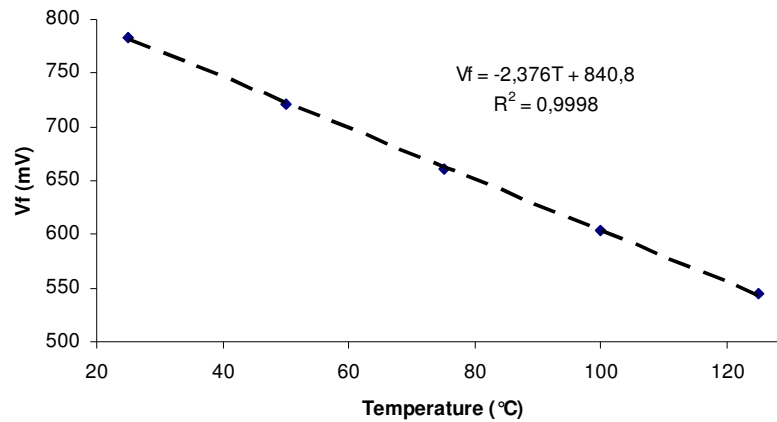


Figure IV-17 : Variation de la tension V_f en fonction de la température de la diode

Les premières mesures ont mis en évidence des différences importantes entre la consigne de courant spécifiée sur l'alimentation de puissance et le courant réel (I_{DS}) traversant le composant. En effet, il faut plusieurs dizaines de milli secondes à l'alimentation de puissance pour délivrer un courant égal à la consigne. Ce phénomène est dû à la faible résistance à l'état passant ainsi qu'à la simplicité du montage de puissance. Nous avons donc calibré la tension V_A fournie par l'alimentation en fonction du courant I_{DS} imposé dans le composant afin de déterminer le courant réel traversant le composant. Une nouvelle régression est ensuite effectuée sur ces résultats, ce qui permet de relier la tension V_A au courant I_{DS} . Ces résultats sont présentés sur la figure ci dessous :

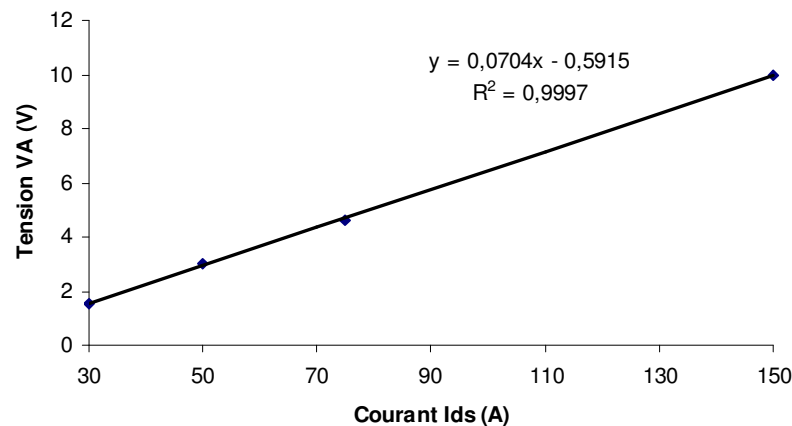


Figure IV-18 : Variation de la tension V_A en fonction du courant fourni par l'alimentation

Suite aux calibrations de V_f et V_A , nous pouvons effectuer la calibration électrothermique du modèle par éléments finis à partir de la mesure de V_f effectuée sur des composants avec $4\ \mu\text{m}$ et $14\ \mu\text{m}$ d'aluminium, pour lesquels la résine qui encapsule la puce a été enlevée par une attaque chimique. Pour cela, nous avons choisi de soumettre le composant au courant maximal que peut délivrer l'alimentation pendant un temps suffisamment court pour que la dissipation de la chaleur à travers la carte électronique ne soit pas trop importante. Cependant il faut que ce temps soit suffisamment long pour que l'élévation de température du composant soit mesurable.

Ces contraintes nous ont entraînés à choisir un courant de 200 A pendant 50 ms. La température des deux composants est mesurée toutes les 10ms. La figure suivante présente l'élévation de température pendant 50 ms ainsi que le refroidissement du composant pendant 4 secondes.

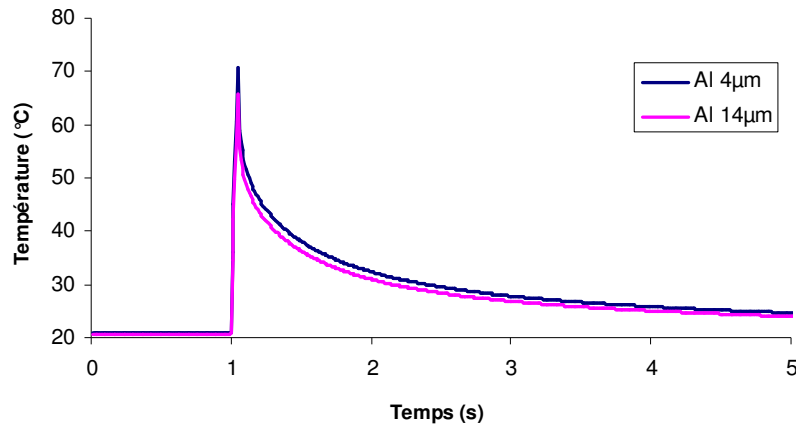


Figure IV-19 : Variation de la température des composants en fonction du temps

L'élévation de température des composants est de 70°C environ et il faut un peu plus de 4 secondes pour que les composants évacuent la chaleur engendrée par l'effet Joule.

Les coefficients de convection h_d et h_s sont ensuite ajustés afin que les résultats des simulations soient le plus proche possible des mesures pour chaque composant. Après plusieurs essais sur les valeurs de ces coefficients, nous avons fixé h_d et h_s à $2\,000\ \text{W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ ainsi qu'une température extérieure de 20°C. Les diodes qui mesurent la température étant situées au centre des composants, nous avons choisi de comparer les mesures avec la température simulée au centre du composant.

Les simulations électrothermiques sont effectuées en transitoire, avec un pas de 10ms et pour un courant de 200 A établi pendant de 50 ms, c'est à dire que le logiciel calcule la distribution des températures et des potentiels du modèle toutes les 10ms. Le logiciel

nécessite en moyenne 6 itérations par pas pour faire converger le modèle, ce qui se traduit par un temps de calcul de 2 heures environ. Les comparaisons entre simulations et mesures obtenues avec ces conditions aux limites pour les deux composants sont présentées sur les figures ci-dessous :

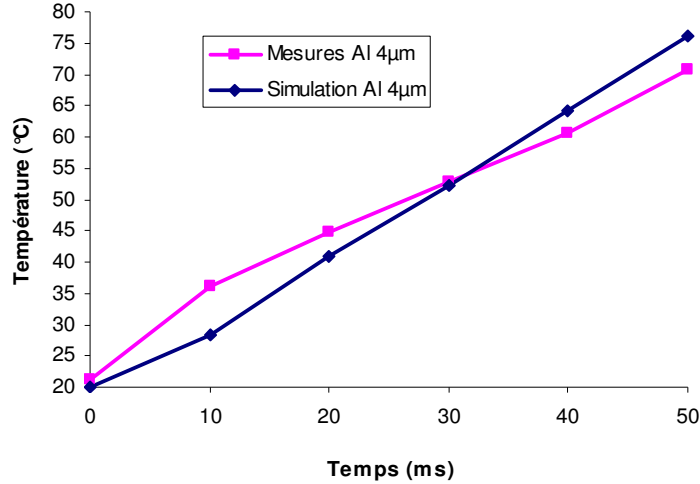


Figure IV-20 : Comparaison des températures mesurées et simulées pour le composant avec 4 μm d'aluminium

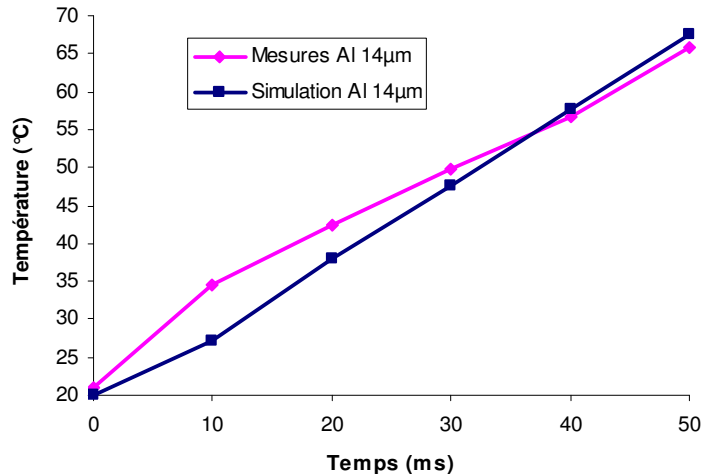


Figure IV-21 : Comparaison des températures mesurées et simulées pour le composant avec 14 μm d'aluminium

Nous pouvons remarquer que pour les deux composants, la simulation sous estime la température pour les premières 30 à 40 ms alors que pour un temps de 50 ms la température est légèrement sur estimée. Cependant les différences entre les simulations et les mesures restent acceptables car celles-ci sont inférieures à 6°C et 2°C respectivement pour les

composants avec 4 μm et 14 μm d'aluminium. La distribution des températures obtenue par simulation à $t=50$ ms, pour le composant avec 4 μm d'aluminium, est représentée sur la figure ci-dessous.

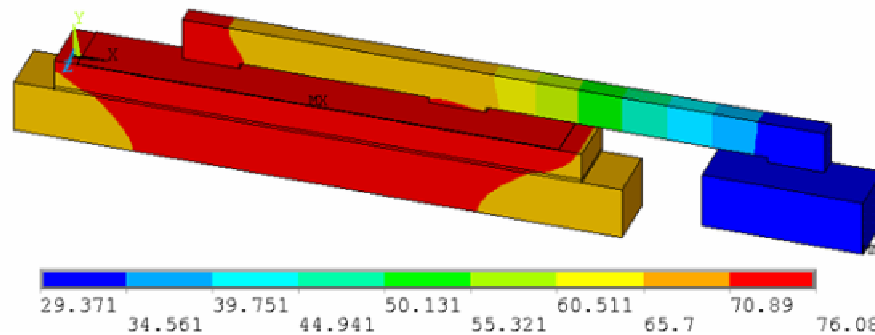


Figure IV-22 : Distribution des températures à $t=50$ ms pour le composant avec 4 μm d'aluminium ($I_{DS}=200$ A)

Cette distribution montre que la majorité de la chaleur est dissipée par le radiateur du drain car sa température est beaucoup plus élevée que celle du radiateur source. Cette différence s'explique par la faible surface de contact entre le fil et la métallisation source, alors que le radiateur du drain est en contact avec la totalité de la surface de la face arrière de la puce de puissance.

Nous avons voulu regarder les limites de la précision induite par les conditions aux limites qui ont été imposées sur le modèle. Pour cela, nous nous sommes intéressés au refroidissement pendant 4 s de l'un des composants précédemment simulés. La comparaison entre les résultats de simulations et les mesures est présentée sur la figure suivante.

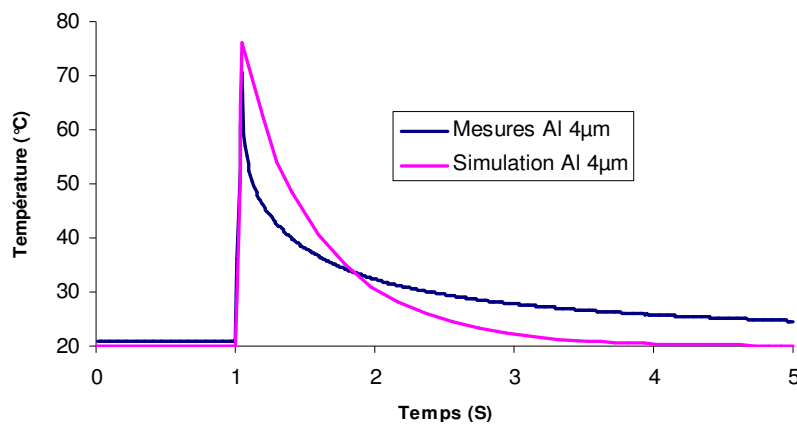


Figure IV-23 : Comparaison entre les mesures et la simulation de la variation de la température du composant en fonction du temps

Cette figure montre que pour un temps inférieur à la seconde le refroidissement réel du composant est beaucoup plus rapide que celui simulé, alors que pour un temps supérieur à une seconde la simulation surestime le refroidissement réel du composant. Ce comportement met en évidence l'inertie thermique de la carte électronique, car celle-ci s'échauffe suite à l'échauffement du composant de puissance, ce qui diminue l'efficacité de son refroidissement par conduction thermique à travers la carte électronique.

Ces résultats montrent les limites de précision induites par les conditions aux limites de convection qui ont été forcées sur le modèle. Cependant, il serait intéressant de mener une étude sur la variation des paramètres h et T_h en fonction du temps et la température, afin de pouvoir simuler de manière plus précise l'échauffement et le refroidissement du composant pour des temps de plusieurs secondes.

Les paramètres électriques et thermiques utilisés dans le modèle sont résumés dans le tableau ci-dessous en utilisant le système d'unités cohérent avec les dimensions micrométriques du modèle.

Matériaux	Résistivité électrique ($T\Omega.\mu m$)	Conductivité thermique ($pW.\mu m^{-1}.K^{-1}$)	Densité ($kg.\mu m^{-3}$)	Capacité calorifique ($pJ.kg.K^{-1}$)
Aluminium ($4\mu m$)	3.10^{-14}	240.10^6	$2,7.10^{-15}$	$0,9.10^{15}$
Aluminium ($>10\mu m$)	$2,6.10^{-14}$	240.10^6	$2,7.10^{-15}$	$0,9.10^{15}$
Fils de connexion (Al)	3.10^{-14}	240.10^6	$2,7.10^{-15}$	$0,9.10^{15}$
Zone active (Si épi)	$8,8.10^{-9}$	160.10^6	$2,33.10^{-15}$	$0,7.10^{15}$
Substrat (Si)	6.10^{-11}	160.10^6	$2,33.10^{-15}$	$0,7.10^{15}$
Soudure (SnPb)	15.10^{-14}	35.10^6	$8,4.10^{-15}$	$0,13.10^{15}$
Radiateur (Cu)	2.10^{-14}	370.10^6	$3,9.10^{-15}$	$0,385.10^{15}$

Tableau IV-4: Paramètres électriques et thermiques dans le système d'unité $\mu M-K-S$

1.2 - Etude électrothermique de l'influence de la métallisation source du composant de puissance

Dans cette partie, nous nous sommes intéressés à la simulation électrothermique d'un composant de puissance en fonction du type de connexion et de l'épaisseur de la métallisation de source. Ces simulations nous servent alors à évaluer la température maximale ainsi que la distribution des températures sur le composant en fonction du courant qui traverse la puce de puissance, lorsque celle-ci est à l'état passant.

1.2.1 - Simulations électrothermique du type de connexion source

Les simulations présentées dans ce paragraphe, ont été tout d'abord effectuées sur un composant standard de Freescale, ayant une épaisseur de la métallisation source de 4 μm et un double contact entre le fil de connexion et la métallisation. Pour un courant I_{DS} de 300 A pendant 50ms, la température maximale du composant est de 166°C. La distribution des températures sur le composant, à $t=50$ ms, est représentée sur la figure suivante.

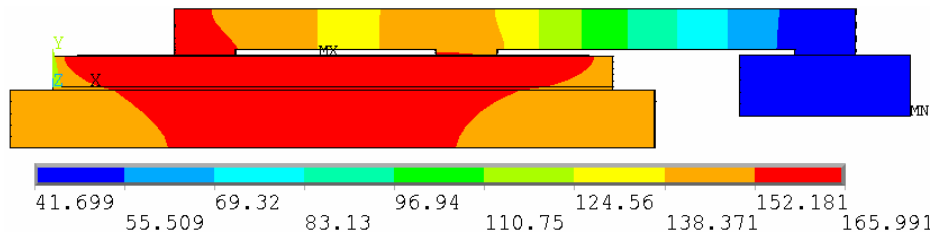


Figure IV-24 : Distribution des températures sur le composant à $t=50$ ms

Cette température maximale correspond approximativement à la température pour laquelle le composant de puissance est forcé à l'état bloqué par la puce de contrôle afin de limiter les dommages causés par les contraintes thermomécaniques.

Dans les conditions idéales de fonctionnement, la température du composant ne peut donc pas excéder cette limite. Il est alors intéressant de regarder où se situe cette température maximale. Pour cela, la distribution des températures, sur 1/8^{ème} de la métallisation source du composant ainsi que sur le silicium, est représentée sur la figure ci-dessous.

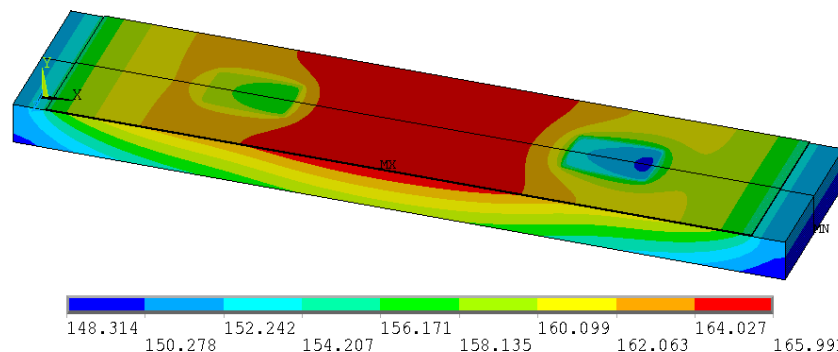


Figure IV-25 : Distribution des températures sur la métallisation et le silicium à $t=50$ ms

Pour ce composant, la température maximale se situe au centre du composant de puissance entre les fils de connexion. La position du capteur de température intégré doit être

proche de la température maximale afin de bloquer le composant du puissance lorsque sa température dépasse la température seuil. Dans ce cas de figure, le capteur de température doit donc se situer au centre du composant.

Cependant, il est possible que suite à une utilisation prolongée du composant ou à une malfaçon lors de la fabrication, un des deux contacts entre le fil de connexion et la métallisation source soit rompu. Ce mécanisme de défaillance a été présenté au paragraphe I-2.2.2. Nous avons donc simulé la distribution des températures du composant dans ce cas de figure, pour les mêmes conditions de courant que la simulation précédente, soit un courant I_{DS} de 300 A pendant 50 ms. La distribution des températures sur le composant, à $t=50$ ms, est représentée sur la figure suivante.

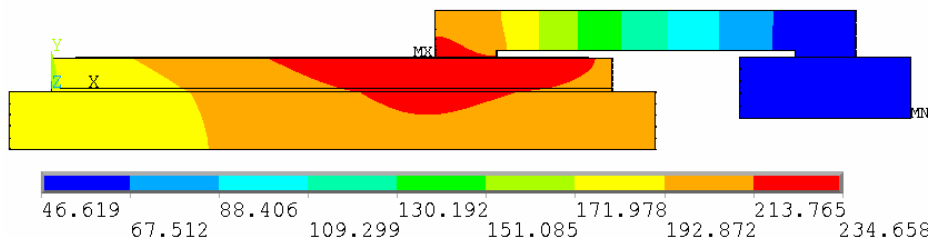


Figure IV-26 : Distribution des températures sur le composant à $t=50$ ms

Il est intéressant de remarquer que la température maximale du composant est maintenant de 235°C . Ce qui correspond à une augmentation de 70°C environ, par rapport à la simulation précédente. Cette augmentation très importante de la température maximale va provoquer le passage à l'état bloqué du composant pour un temps, estimé par la simulation, inférieur à 40 ms. La figure ci-dessous présente la distribution des températures sur la métallisation source ainsi que sur le silicium. La température maximale se situe maintenant à l'endroit où les densités de courant dans la couche active sont les plus importantes, c'est à dire proche du contact entre le fil et la métallisation source.

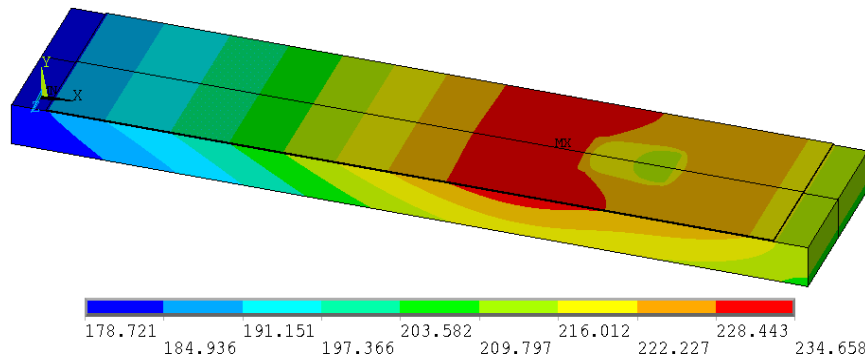


Figure IV-27 : Distribution des températures sur la métallisation à $t=50$ ms

Les deux simulations présentées dans ce paragraphe montrent l'importance de la connexion entre la puce de puissance et le radiateur source. En effet, nous avons mis en évidence l'impact électrothermique de la rupture d'un contact entre le fil de connexion et la métallisation. Dans notre cas de figure, cette rupture implique que le composant ne peut plus supporter un courant de 300 A pendant 50 ms. Le paragraphe suivant présente une solution à ce problème, qui consiste à augmenter l'épaisseur de la métallisation de source.

1.2.2 - Simulation électrothermique de l'épaisseur de la métallisation source

Les simulations électrothermiques, qui sont présentées ici, ont été effectuées sur un composant ayant un seul contact entre le fil et la métallisation de source, pour les mêmes conditions de courant que celles du paragraphe précédent. La seule différence introduite entre les modèles des composants de puissance est l'épaisseur de la métallisation de source. A titre d'exemple, la figure suivante présente la distribution des températures sur le composant pour une épaisseur d'aluminium de 30 μm . Nous pouvons remarquer que la température maximale est de 172°C, ce qui correspond à une diminution de 63°C par rapport au composant avec 4 μm d'aluminium. L'impact de la rupture d'un contact est ainsi minimisée, car elle n'entraîne qu'une augmentation de la température maximale de 6°C par rapport au composant standard avec 4 μm d'aluminium et un double contact entre le fil et la métallisation de source.

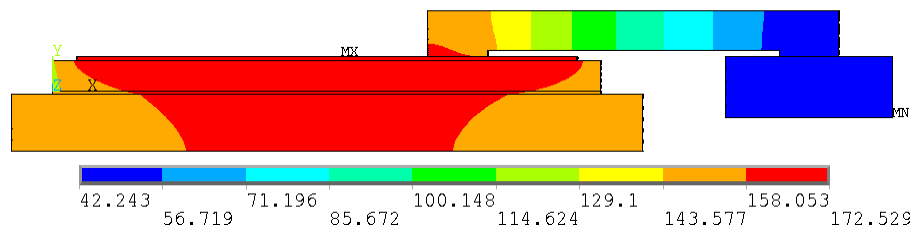


Figure IV-28 : Distribution des températures sur le composant à t=50 ms

Cependant, il n'est pas envisageable de déposer une telle épaisseur d'aluminium sur le composant à cause des contraintes technologiques inhérentes à une telle épaisseur de métallisation. Il est donc intéressant d'utiliser la simulation par éléments finis pour déterminer, l'épaisseur minimale d'aluminium nécessaire qui réduira de façon significative l'augmentation de température provenant de la rupture d'un contact entre un fil et la métallisation. La figure ci-dessous présente la température maximale des composants en fonction de l'épaisseur d'aluminium pour les mêmes conditions de fonctionnement.

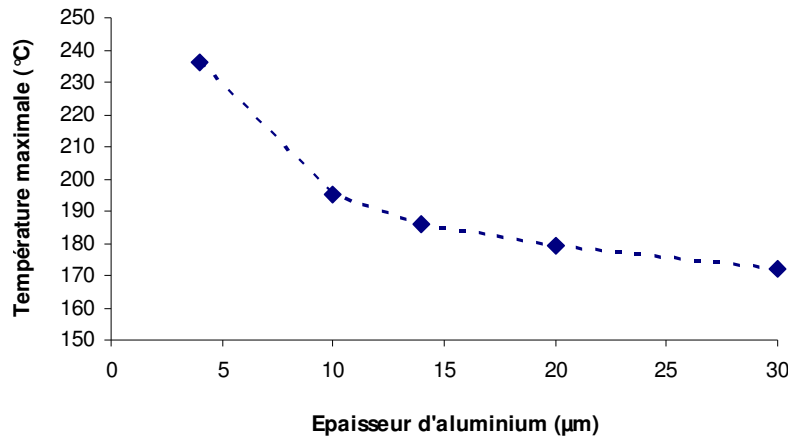


Figure IV-29 : Variation de la température maximale du composant en fonction de l'épaisseur de la métallisation source

Ce tableau permet de choisir un bon compromis entre l'épaisseur de la métallisation et l'augmentation de la température induite par la rupture d'un contact fil métallisation. Dans notre cas de figure, ce compromis se situe autour de $10\mu\text{m}$ d'aluminium car cette épaisseur est envisageable d'un point de vue technologique et permet de diminuer la température maximale de 41°C .

Les simulations ont aussi montré qu'une épaisseur plus importante de la métallisation de source permet d'obtenir une température plus homogène à la surface du composant de puissance. La figure ci-dessous représente la distribution de la température sur la métallisation source ainsi que sur le silicium pour un épaisseur d'aluminium de $30\mu\text{m}$.

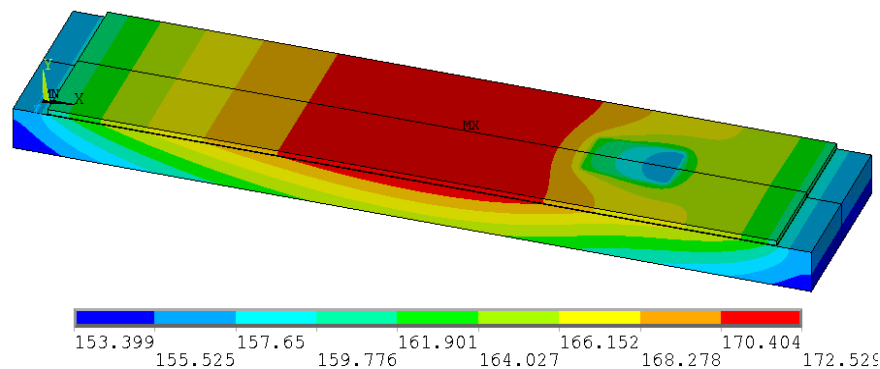


Figure IV-30 : Distribution des températures sur la métallisation à $t=50\text{ms}$

A partir de ce constat, nous nous sommes intéressés à la différence entre la température maximale et la température en bordure de la couche active (T_b). Ces différences sont présentées dans le tableau ci-dessous en fonction de l'épaisseur de la métallisation.

eAl (μm)	Tmax-Tb ($^{\circ}\text{C}$)
4	51
10	24
14	18
20	15
30	13

Tableau IV-5 : Différence entre la température maximale et la température du bord de la puce en fonction de l'épaisseur de la métallisation source

Ces résultats montrent que au delà de $14\mu\text{m}$ d'aluminium, cette différence se situe autour de 15°C , ce qui est relativement faible. Ces simulations sont à l'origine d'un brevet que nous avons déposé avec Freescale Semiconducteur, sur la position du capteur de température à la surface d'un composant de puissance [REY07]. La figure ci-dessous présente l'état de l'art sur la position du capteur du température pour une métallisation source de faible épaisseur.

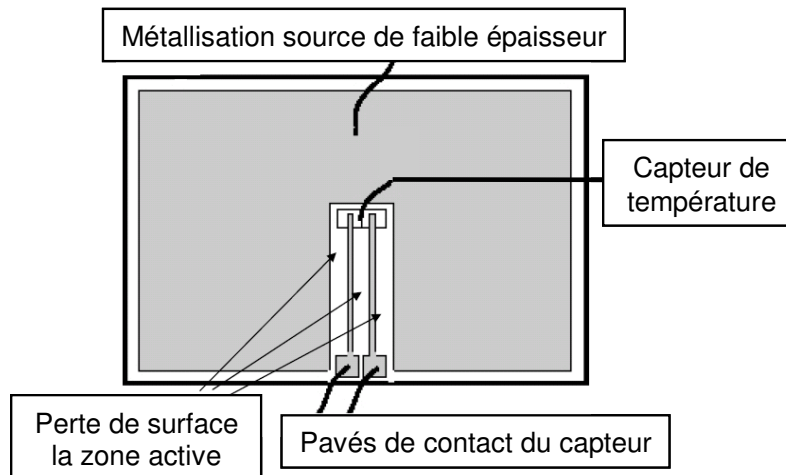


Figure IV-31: Représentation schématique de la position du capteur pour un composant avec une métallisation source fine

Pour une métallisation de faible épaisseur, ce capteur doit se situer au centre du composant afin d'être le plus proche possible de la température maximale. Cependant cette localisation du capteur entraîne une perte de la surface de la couche active, se traduisant physiquement par une résistance à l'état passant plus élevée. De plus, cette position du capteur réduit la flexibilité sur le nombre ainsi que sur la position des fils de connexion sur la source. L'idée originale du brevet consiste donc à postuler qu'une métallisation de source épaisse permet d'obtenir une température quasi-homogène à la surface du composant de

puissance quelle que soit la configuration des connexions entre la métallisation source et le radiateur source, améliorant ainsi la fiabilité de la mesure de la température du composant. La figure suivante présente un exemple de localisation du capteur de température permettant de minimiser la perte de surface de la couche active. La différence entre la température mesurée par le capteur et la température maximale étant quasi-identique grâce à la métallisation de source épaisse.

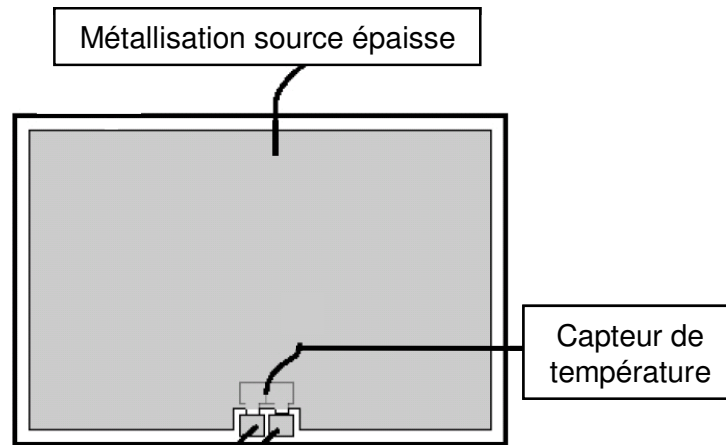


Figure IV-32: Représentation schématique de la position du capteur pour un composant avec une métallisation source épaisse

En conclusion, nous pouvons dire que la simulation par éléments finis est un outil particulièrement intéressant pour prédire l'influence électrothermique des éléments extérieurs et intérieurs au composant de puissance. Nous nous sommes intéressés ici à l'épaisseur de la métallisation, mais il est aussi possible d'étudier par exemple, l'influence de l'épaisseur de la puce ou du facteur de forme des fils et de la surface de contact pour une connexion par ruban [ONG04].

Cependant pour obtenir des résultats précis, il est nécessaire d'effectuer une calibration électrique fine du modèle car le courant traversant le composant est la source de son échauffement par effet Joule. Par conséquent, une erreur sur la distribution des potentiels entraîne une erreur encore plus grande sur la distribution des températures. De plus, une étude plus détaillée doit être menée sur les conditions aux limites thermiques fixées sur le modèle, pour étendre les simulations à des temps de fonctionnement plus importants que quelques dizaines de milli secondes.

2 - Etude qualitative de la fiabilité des composants microélectroniques de puissance HDTMOS

Cette partie présente une étude qualitative de la fiabilité des composants de puissance HDTMOS à partir de résultats de simulations électro-thermo-mécaniques. Il n'est pas possible d'effectuer une calibration mécanique du modèle, ce qui met en évidence l'intérêt d'avoir caractérisé les propriétés mécaniques des matériaux dans les chapitres précédents. Cette étude s'intéresse tout particulièrement aux contraintes générées à l'interface entre le fil de connexion et la métallisation source afin d'évaluer l'influence de l'épaisseur d'aluminium sur la distribution des contraintes.

2.1 - Descriptions du modèle éléments finis

Le modèle par éléments finis utilisé pour les simulations thermomécaniques est le même que celui décrit au paragraphe 1.1.1, à ceci près que le maillage de la métallisation a été raffiné. En effet, pour obtenir des résultats précis de contraintes, il est nécessaire que la couche considérée possède plusieurs éléments dans son épaisseur. Nous avons choisi de mailler la métallisation avec 4 éléments dans son épaisseur, ce qui entraîne que le nombre total d'éléments du modèle est de 339 000. Les propriétés mécaniques des matériaux ont été intégrées dans le modèle en fonction des résultats obtenus pour l'aluminium et le silicium dans les chapitres précédents. Nous avons imposé aux matériaux un comportement parfaitement élastique, c'est à dire que les matériaux ne subissent aucune déformation plastique. Les autres paramètres mécaniques des matériaux ont été choisis à partir des valeurs classiquement données dans la littérature [ALO01,ROU04,]. Le tableau ci-dessous résume les propriétés des matériaux utilisées dans le modèle éléments finis du composant.

Matériaux	Module d'Young (GPa)	CTE (ppm)	Coefficient de Poisson
Aluminium (4 μ m)	90	24,85	0,33
Aluminium (>10 μ m)	80	24,85	0,33
Fils de connexion (Al)	70	24,85	0,33
Silicium	150	2,6	0,22
Soudure (SnPb)	40	« 2,6 »	0,4
Radiateur (Cu)	160	« 2,6 »	0,33

Tableau IV-6: Propriétés mécaniques des matériaux

Etant donné que nous nous sommes intéressés aux contraintes à l'interface fil-métallisation, les coefficients de dilation thermique du radiateur en cuivre ainsi que de la soudure ont été fixés égaux à celui du silicium, ce qui entraîne qu'aucune contrainte d'origine thermomécanique ne provient de ces matériaux.

Les conditions aux limites mécaniques fixées pour le modèle contraignent les surfaces inférieures des deux radiateurs à un déplacement nul dans toutes les directions de l'espace. De plus, une condition de symétrie est imposée sur les surfaces situées de part et d'autre de la longueur du composant. En ce qui concerne la résine qui encapsule normalement le composant de puissance, il est impossible de simuler correctement son comportement par l'intermédiaire d'une condition aux limites. C'est pourquoi, nous avons décidé de ne pas prendre en compte la résine dans le modèle, ce qui entraîne que les autres matériaux sont libres de se déformer.

Le chargement thermique du modèle est réalisé à partir des fichiers résultats des simulations électrothermiques obtenus sur un même modèle, pour un courant de I_{DS} de 300A pendant 50ms. Cela permet de fixer à chaque nœud du modèle la température calculée lors d'une simulation électrothermique à $t=50ms$. Ces températures sont ensuite utilisées par le logiciel pour calculer les contraintes thermomécaniques.

2.2 – Analyse des résultats de simulations thermomécaniques linéaire

Les résultats de simulation thermomécanique présentés ici ont été effectués avec un modèle ayant une épaisseur de métallisation de $4\mu m$ et un double contact du fil de connexion sur la métallisation source. La distribution des températures utilisée comme chargement thermique est celui de la figure IV-24. La résolution des équations thermomécaniques est donc effectuée en une seule itération et le temps de simulation est d'environ 25 minutes. La figure ci dessous, présente les déplacements absolues subies par les matériaux. Afin de les mettre en évidence, un facteur multiplicatif de 100 est appliqué sur leurs représentations.

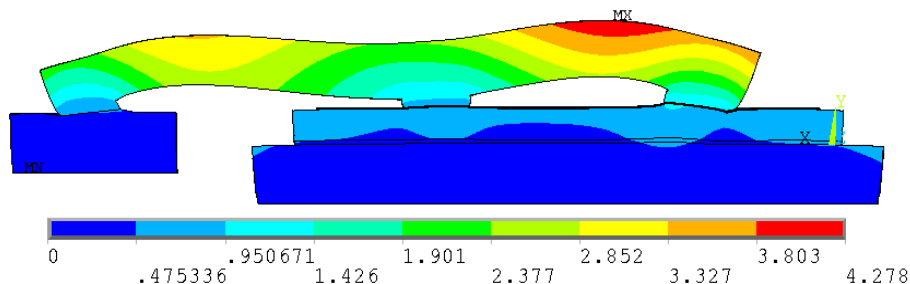


Figure IV-33: Déplacements absolues (μm) du composant de puissance ($eAl= 4\mu m$)

Le chargement mécanique, qui autorise le déplacement de toutes les surfaces extérieures du modèle, à l'exception des radiateurs, entraîne que le fil de connexion ainsi que la métallisation, qui ont des coefficients de dilatation thermique élevés, subissent les déformations les plus importantes sous l'effet de la chaleur. Les valeurs de contraintes les plus élevées se situent autour du deuxième contact du fil de connexion avec la puce de puissance. Cela est illustré sur la figure suivante qui présente les contraintes de Von Mises simulées sur la métallisation source.

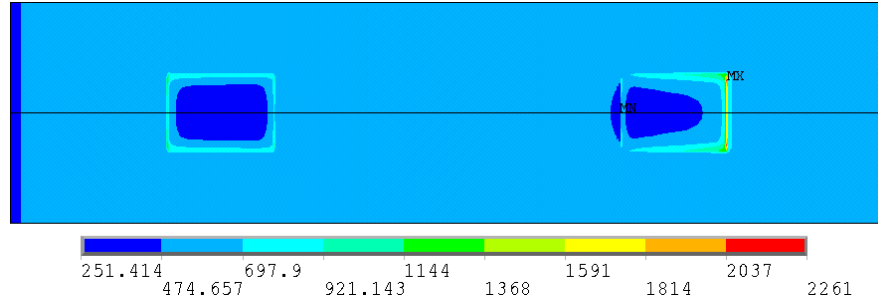


Figure IV-34 : Contraintes de Von Mises (MPa) sur 1/8^{ème} de la métallisation ($e_{Al}=4\mu m$)

Nous pouvons remarquer que les contraintes les plus importantes se situent en bordure de l'interface de contact entre le fil de connexion et la métallisation source. La contrainte maximale donnée par le logiciel est d'environ 2,2GPa, cependant il faut nuancer ce résultat car la géométrie du modèle, en bordure de cette interface de contact, forme un angle droit. Ce type de géométrie induit des valeurs de contraintes irréalistes pour les éléments proches de cet angle droit. La figure IV-35 présente les contraintes de Von Mises au niveau de l'interface entre le fil de connexion et la puce de puissance. Les valeurs de contraintes supérieures à 450MPa n'ont pas été représentées sur cette figure.

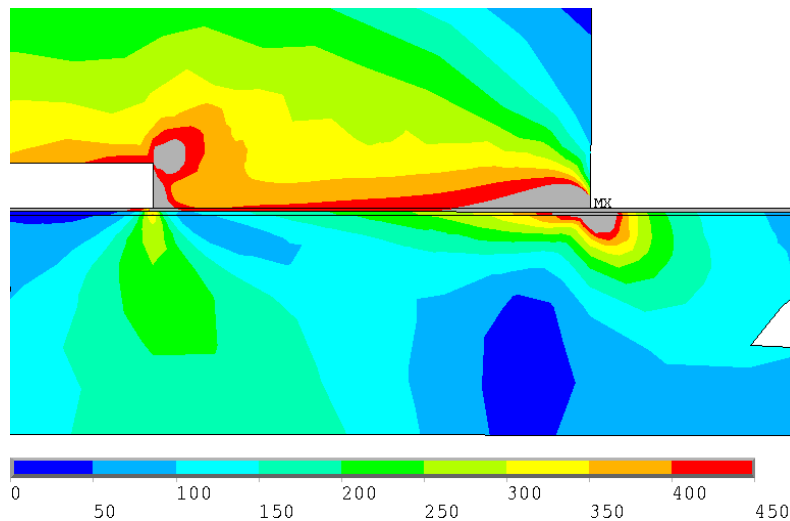


Figure IV-35 : Contraintes de Von Mises (MPa) à l'interface fil-métallisation ($e_{Al}=4\mu m$)

Ces valeurs aux niveaux de l'interface fil-métallisation sont de 450MPa alors que les contraintes dans le silicium en surface de la puce sont comprises entre 100 et 300MPa.

Les contraintes de Von Mises ne permettent pas de visualiser le signe des contraintes dans les matériaux. Pour cela, les figures suivantes présentent les contraintes suivant la direction Y, qui correspond à l'épaisseur de la puce, ainsi que les contraintes de cisaillement dans le plan de la section du composant.

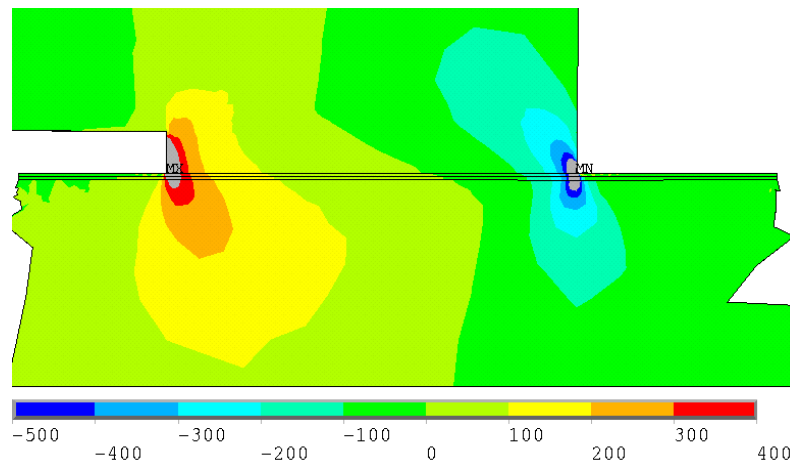


Figure IV-36 : Contraintes (MPa) dans l'épaisseur du composant à l'interface fil-métallisation (eAl=4μm)

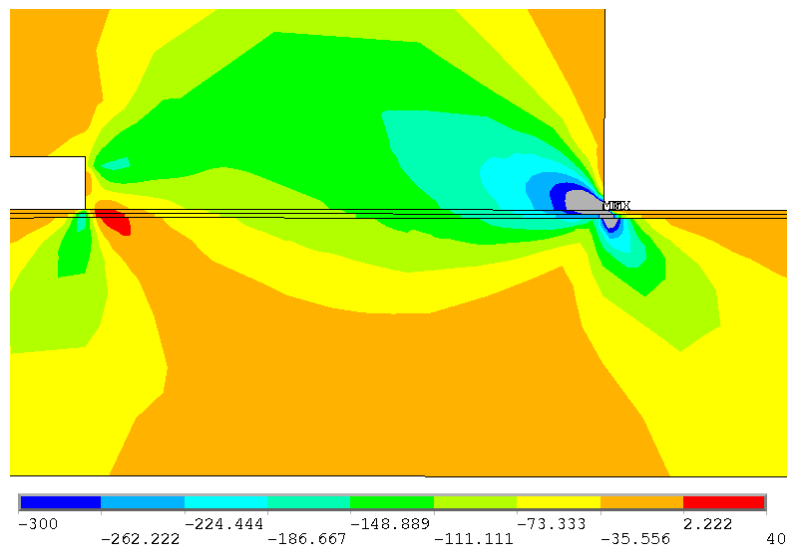


Figure IV-37 : Cisaillement (MPa) dans le plan de la section de la puce et du fil de connexion pour eAl=4μm

Ces figures montrent que les matériaux sont en traction à gauche du contact du fil de connexion avec la puce de puissance alors que les matériaux, à droite de ce même contact,

sont en compression. Pour les contraintes de cisaillement, nous pouvons remarquer qu'elles sont essentiellement négatives sur tout le contact fil-puce. L'analyse de ces résultats permet d'identifier le mécanisme de défaillance du composant au niveau de ce contact, qui se traduira physiquement par la rupture de celui-ci, suite à la propagation de fissures à partir des zones où la concentration des contraintes en traction sont les plus importantes.

Dans la partie qui suit, nous allons simuler l'influence de l'épaisseur de la métallisation sur la distribution des contraintes à l'interface du fil de connexion avec la puce de puissance.

2.3 – Etude thermomécanique linéaire de l'influence de l'épaisseur de la métallisation

Une deuxième série de simulations est effectuée sur un composant ayant une métallisation de 10 μ m et 30 μ m d'épaisseur. Les conditions de chargement électrothermique sont les mêmes que pour les simulations précédentes ($I_{DS}=300A$ pendant 50ms). Les contraintes de Von Mises calculées par le logiciel sont présentées sur la figure suivante.

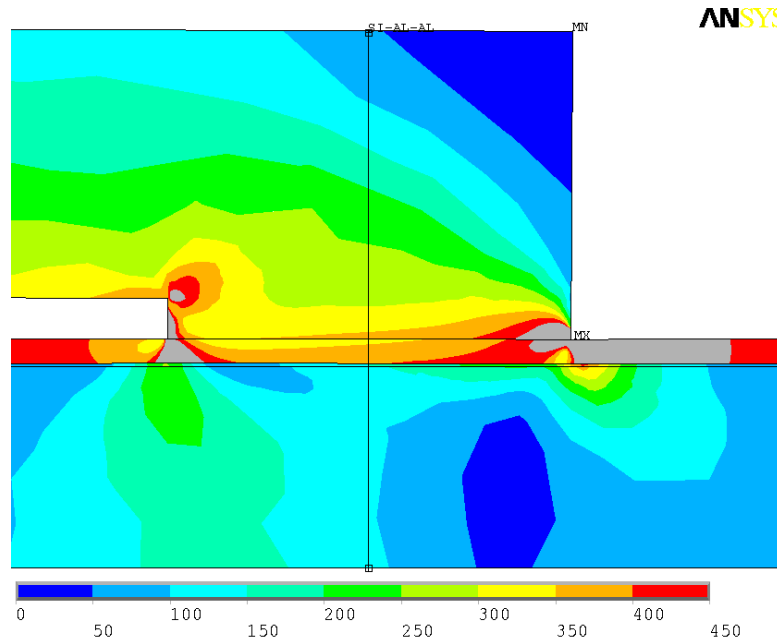


Figure IV-38 : Contraintes de Von Mises (MPa) (eAl=30 μ m)

Il n'est pas évident à partir des figures IV-35 et IV-38 d'identifier, de façon précise, l'influence de l'épaisseur de la métallisation de source sur la distribution des contraintes. C'est pourquoi, la figure suivante présente les valeurs de contraintes de Von Mises suivant

l'épaisseur de la puce de puissance et du fil de connexion pour les modèles avec 4 μ m, 10 μ m et 30 μ m d'aluminium. Le chemin, suivant lequel les contraintes sont observées, est représenté sur la figure IV-38. Celui-ci traverse la puce de puissance et le fil de connexion au niveau du milieu du deuxième contact fil-puce.

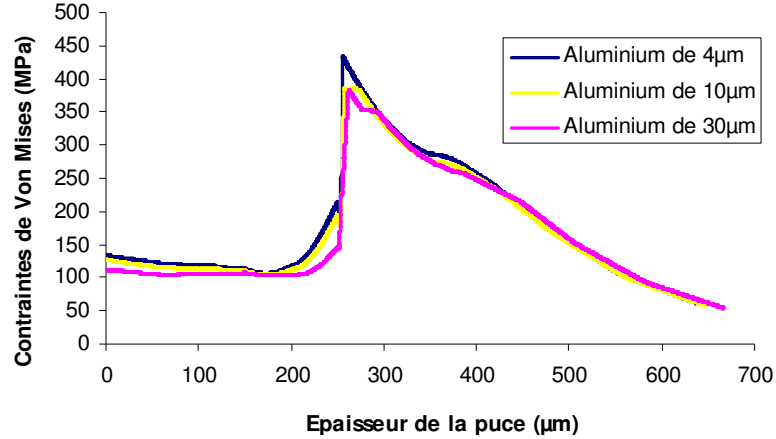


Figure IV-39 : Contraintes de Von Mises (MPa) suivant l'épaisseur du composant

Cette figure présente une discontinuité importante de la contrainte, pour une épaisseur de 254 μ m, qui correspond à l'interface entre le silicium et l'aluminium car ces deux matériaux ont des coefficients de dilatation thermique et des modules d'Young différents. Nous pouvons remarquer que les valeurs de contraintes sont inférieures de 50MPa à la surface de la puce de puissance grâce à la métallisation épaisse. La figure ci dessous présente les contraintes à l'interface de la puce de puissance avec le fil de connexion.

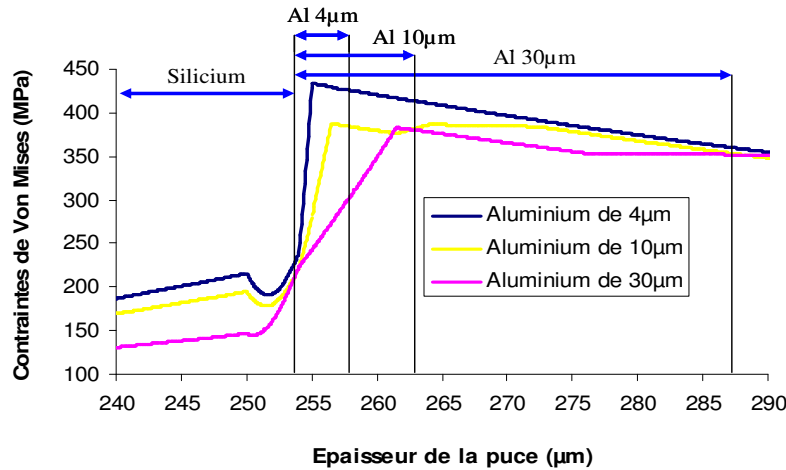


Figure IV-40 : Contraintes de Von Mises (MPa) à l'interface fil-puce

Cette figure montre que la métallisation épaisse diminue le gradient de contraintes dans la métallisation. De plus, la contrainte maximale est aussi légèrement diminuée de 50MPa environ. Ces simulations thermomécaniques nous permettent de conclure qu'une

métallisation épaisse améliore sensiblement la fiabilité du contact entre le fil de connexion et la puce de puissance. Cependant, les valeurs de contraintes à l'interface de la métallisation avec le fil de connexion sont comprises entre 200 et 420MPa pour les trois types de composants, or nous avons montré au chapitre II que l'aluminium commence à subir des déformations plastiques pour des valeurs de contraintes comprises entre 80MPa et 140MPa. Cela implique que, le comportement parfaitement élastique imposé aux matériaux doit être modifié afin de prendre en compte les déformations plastiques. De plus, il est nécessaire de modifier le modèle par éléments finis pour prendre en compte l'effet de la résine, afin d'obtenir des résultats de contraintes proches de ceux réellement subis par le composant de puissance lors de son fonctionnement .

Conclusion :

En conclusion, nous pouvons dire que la simulation par éléments finis est un outil particulièrement intéressant pour prédire l'influence électro-thermo-mécanique des éléments extérieur et intérieur au composant de puissance. Nous avons montré que l'épaisseur de la métallisation permet de réduire l'échauffement du composant suite à la rupture d'un fil de connexion, ce qui permet de réduire d'autant les contraintes thermomécaniques subies par le composant. De plus, une étude plus détaillée doit être menée sur les conditions aux limites thermiques fixées pour le modèle, pour étendre les simulations à des temps de fonctionnement plus importants que quelques dizaines de millisecondes.

Une calibration mécanique du modèle par éléments finis n'étant pas envisageable, cela met en évidence l'importance de caractériser, en amont, les propriétés mécaniques des matériaux. De plus, nous avons montré que pour un fonctionnement normal du composant de puissance, les contraintes générées à l'interface du fil de connexion avec la métallisation sont largement supérieures à la limite d'élasticité de l'aluminium, estimé au chapitre II. Par conséquent, une évaluation plus précise de l'évolution du comportement du composant, sous sollicitations répétées, nécessite de connaître les propriétés de fatigue des matériaux et notamment de l'aluminium.

Il est aussi nécessaire d'effectuer une modélisation plus précise de la géométrie du composant pour prendre en compte l'effet de la résine ainsi que la géométrie réelle des fils de connexion afin d'obtenir des résultats de contraintes proches de ceux réellement subis par le composant de puissance lors de son fonctionnement.

Conclusion générale

L'étude des mécanismes de défaillance des composants de puissance a mis en évidence l'importance et l'influence des contraintes thermomécaniques sur les assemblages microélectroniques de puissance. L'évaluation de la fiabilité de composant de puissance est de première importance pour l'industrie de la microélectronique. Pour cela, la simulation par éléments finis est un outil particulièrement intéressant pour prédire l'influence électro-thermo-mécanique des éléments extérieurs et intérieurs au composant de puissance. Nous avons ainsi montré que l'épaisseur de la métallisation permet de réduire l'échauffement d'un composant suite à la rupture d'un fil de connexion, ce qui permet de réduire d'autant les contraintes thermomécaniques subies par le composant. De plus, nous avons montré que pour un fonctionnement normal du composant de puissance, les contraintes générées à l'interface du fil de connexion avec la métallisation sont largement supérieures à la limite d'élasticité de l'aluminium, estimé au chapitre II. Cependant, une étude plus détaillée doit être menée sur les conditions aux limites thermiques fixées pour le modèle, pour étendre les simulations à des temps de fonctionnement plus importants que quelques dizaines de millisecondes. Il est aussi nécessaire d'effectuer une modélisation plus précise de la géométrie du composant pour prendre en compte l'effet de la résine ainsi que la géométrie réelle des fils de connexion afin d'obtenir, pour les contraintes, des résultats proches de celles réellement subies par le composant de puissance lors de son fonctionnement. Une calibration mécanique du modèle par éléments finis n'étant pas directement envisageable, une évaluation plus précise de l'évolution du comportement du composant, sous sollicitations répétées, nécessite de connaître les paramètres thermomécaniques des matériaux ainsi que leurs évolution avec la température et lors de cycles de fatigue.

La rupture du contact entre les fils de connexion et la métallisation source étant le principal mode de défaillance par fatigue, nous nous sommes donc intéressés à l'étude d'une métallisation de composants de puissance en $\text{Al}(\text{Si}_{1\%})$ de $4\mu\text{m}$ et $10\mu\text{m}$ d'épaisseur. Pour cela, nous avons réalisé un microsystème de type micropoutre bicouche qui permet en théorie de pouvoir caractériser les principaux paramètres thermomécaniques, à savoir le module d'Young, le coefficient de dilatation thermique, les contraintes résiduelles et la ténacité des matériaux. Les résultats de mesures de l'évolution de la courbure en fonction de la température, pour les deux types de métallisation, indiquent que le coefficient de dilatation thermique de l'aluminium, de $24,8 \cdot 10^{-6} \pm 0,6 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, correspond à celui donné dans la littérature. Le module d'Young est, quant à lui, de $90 \pm 2 \text{GPa}$ et de 80GPa respectivement pour

les métallisations de 4 μ m et 10 μ m d'épaisseur ; l'incertitude sur le module d'Young de la métallisation de 10 μ m d'épaisseur pouvant être importante car son coefficient de dilatation n'a pas pu être mesuré. Ces valeurs sont supérieures au module d'Young de l'aluminium massif (70GPa) donné par la littérature. Il n'est pas évident d'interpréter physiquement cette variation, cependant nous pouvons supposer que le silicium contenu à 1% dans l'aluminium ainsi que la faible taille des grains augmentent le module d'Young. Cependant, une différence de 10GPa sur les modules d'Young est mesurée alors que les deux métallisations ont la même composition. Cette différence peut alors provenir des différentes conditions de dépôt ainsi que de la taille des grains qui est deux fois plus importante pour la métallisation de 10 μ m d'épaisseur. L'analyse des résultats obtenus avec cette technique de caractérisation nous a permis de constater que l'extraction des paramètres mécaniques est valide seulement sur une plage de température réduite, de 30°C environ. Au delà de cette plage de température, les déformations plastiques ainsi que les variations des propriétés des matériaux avec la température ne nous permettent pas d'extraire de manière fiable le module d'Young de l'aluminium. Cependant, les mesures de courbure pour une variation de température supérieure à 30°C, nous permettent d'évaluer la limite d'élasticité de l'aluminium. Pour l'aluminium de 4 μ m d'épaisseur, celle-ci a été évaluée entre 80MPa et 140MPa.

Afin d'étudier plus en détail les propriétés de fatigue de l'aluminium, nous avons effectué une étude du comportement dynamique des micropoutres monocouches (silicium) et bicouches (aluminium-silicium) par microscopie interférométrique. Nous avons pu, grâce à cette technique de mesure, déterminer les fréquences propres des micropoutres, ce qui nous a permis, dans le cas de micropoutre monocouche, de caractériser le module d'Young longitudinal du silicium. Celui-ci a été évalué à 150GPa avec une incertitude sur cette valeur de $\pm 5\%$. En ce qui concerne les micropoutres bicouches, la détermination du module d'Young, des matériaux les constituant, n'a pas pu être effectuée car les contraintes résiduelles dans les matériaux influencent, de manière importante, les fréquences propres des microstructures. Nous avons aussi montré qu'il est possible d'effectuer l'étude de la fatigue des matériaux par microvibrrométrie à condition que l'amplitude de vibration soit suffisamment importante. Cette étude sur les micropoutres monocouches a montré que le silicium ne subissait aucune fatigue pour une contrainte maximale dans le matériau inférieure à 300MPa, alors que pour les micropoutres bicouches, nous avons observé une variation de la fréquence de résonance ainsi que du profil initial de la micropoutre pour une contrainte maximale dans l'aluminium inférieure à 60MPa. Cependant, la caractérisation de l'évolution des propriétés mécaniques et notamment du module d'Young de l'aluminium n'a pas pu être

effectuée plus en détail, car l'amplitude de vibration de la micropoutre, de $2\mu\text{m}$ au maximum, n'est pas suffisante. La mesure des amplitudes de vibration des micropoutres autour de la fréquence de résonance nous a alors permis d'évaluer le facteur de qualité des structures en fonction de la pression, nous permettant ainsi de caractériser les mécanismes d'amortissement subis par les microstructures. Cette étude a montré qu'à pression atmosphérique le principal mécanisme d'amortissement est l'amortissement visqueux de l'air, alors que pour un vide autour de 1.10^{-3} mbar, le mécanisme principal d'amortissement provient des pertes à l'encastrement de la micropoutre dues à la présence de l'oxyde de la plaquette SOI sous le silicium. Cependant, ces pertes peuvent être diminuées en améliorant le facteur de qualité des structures ainsi qu'en augmentant l'amplitude de l'excitation de celle-ci.

En conclusion, nous pouvons dire que la caractérisation des propriétés thermomécaniques des matériaux par des micropoutres bicouches est une technique qui présente de nombreux avantages. Néanmoins, il est nécessaire de revoir le procédé de fabrication des micropoutres, décrit au chapitre II, pour obtenir des structures de meilleure qualité. Il faudra notamment améliorer la qualité de l'encastrement de la poutre avec le substrat et diminuer les contraintes résiduelles dans le silicium qui sert de support au matériau à étudier.

Références :

[ABD03] R.Abdolvand et Al, “Thermoelastic damping in trench-refilled polysilicon resonator”, TRANSDUCERS, Solid-State Sensors, Actuators and Microsystems, 12th International Conference, (1) 324- 327, 2003.

[ALB04] H.J Albrecht et al, “Can nanoindentation help to determine the local mechanical properties of microelectronic materials? A state-of the art review”, Proceedings of 6th IEEE Electronics Packaging Technology Conference, 462- 467,2004.

[ALO01] P.Aloisi, “Les semiconducteurs de puissance - De la physique du solide aux applications”, Ellipses, 2001.

[BAT01] F.M.Battiston, J.P.Ramseyer, et al, “A chemical sensor based on a microfabricated cantilever array with simultaneous resonance-frequency and bending readout”, Sensors and Actuators (B 77) 122-131, 2001.

[BHI04] R.B.Bhiladvala, Z.J Wang, “Effect of fluids on the Q factor and resonance frequency of oscillating micrometer and nanometer scale beams”, Physical review (E69), 2004.

[BLE81] R.D Blevins, “Formulas for natural frequency and mode shape”, Journal of Sound and Vibration, (79) 627-628, 1981.

[BLI97] R.C Blish, “Temperature cycling and thermal shock failure rate modeling”, IEEE International Reliability Physics Symposium 35th Annual Proceedings, 110-117, 1997.

[BOS99] A.Bosseboeuf et al, “Versatile microscopic profilomètre-vibrometer for static and dynamic characterization of micromechanical devices”, Microsystems Metrology and Inspection, (3825) 123-133, 1999.

[BOU97] M.Boutry, A.Bosseboeuf, J.P Grandchamp, G.Coffignal, “Finite element method analysis of freestanding microrings for thin film tensile strain measurements”, J.Micromech. Microeng. (7) 280-284, 1997.

[BYD99] A.Y.Bydzan, S.V.Panin, “Fatigue crack evolution in D16AT aluminum alloy specimens under alternatively bending”, The Third Russian-Korean International Symposium on Science and Technology, (KORUS '99), (1) 382-385, 1999.

[CHA04] X.Chauffleur, P.Tounsi, J.M.Dorkel, P.Dupuy, S.Alves, J-P.Fradin, "Non linear 3D electrothermal investigation on power MOS chips", Proceedings of the Bipolar/BiCMOS Circuits and Technology Meeting, 156-159, 2004.

[CHE06] Y.Chen, X.Cheng, Y.Liu, Y.Fu, T.X.Wu, Z.J.Shen, “Modeling and analysis of metal interconnect resistance of power MOSFETs with ultra low On-resistance”, IEEE International Symposium on Power Semiconductor Devices and IC's, 1-4, 2006.

[CHI98] Chiou, Hwang, “Residual stress and strains of highly textured ZrN films examined by X-ray diffraction methods”, J.Phys. D: Appl. Phys. (31) 349-354, 1998.

[CHU93] W.B Chu, “Analysis of tip deflection and force of a bimetallic cantilever microactuator”. J.Micromech. Microeng. (3) 4-7, 1993.

[CHU63] W.H.Chu, Technical report number 2, DTMB, Contract NObs-86396(X), Southwest research institute, San Antonio Texas, 1963.

[CIA02] Mauro Ciappa “Selected failure mechanisms of modern power modules”; Microelectronic Reliability, (42) 653-667, 2002.

[CLY01] T.W Clyne, “Residual stress in thick and thin surface coating”. Encyclopedia of Materials: Science and Technology, PJ Withers (ed.), 2001.

[COM02] C.Comte, J.Von.Stebut, “Microprobe-type measurement of Young's modulus and Poisson coefficient by means of depth sensing indentation and acoustic microscopy”, Surface and Coating Technology, (154) 42-48, 2002.

[DAI03] C.L.Dai, “In situ electrostatic microactuators for measuring the Young’s modulus of CMOS thin films”, J.Micromech. Microeng., (13) 563-567, 2003.

[DEL06] P.Delobelle, “Sur la détermination des propriétés mécaniques des matériaux pour les applications MEMS et MOEMS”, GDR Micro et Nano Systèmes du CNRS, 2006.

[DUG99] P.Dugdale, A.Woodworth, “Current handling and thermal considerations in a high current semiconductor switch package”, International Rectifier technical papers.
<http://www.irf.com/technical-info/whitepaper/supertab.pdf>

[DUN90] C.F.Dunn, J.W.McPherson, “Temperature cycling acceleration factors for aluminum metallization in VLSI applications”, International Reliability Physics Symposium 28th Annual Proceedings, 252-258, 1990.

[ERB01] T.Erber, “Hooke’s law and fatigue limits in micromechanics”, European Journal of Physics, (22) 491-499, 2001.

[ERI97] Frederic Ericsson, Staffan Greek, Jan Söderkvist, Jan-Åke Schweitz, “High-sensitivity surface micromachined structures for internal stress and stress gradient evaluation”, J.Micromech. Microeng., (7) 30-36, 1997.

[FAN99] W.Fang et al “On the buckling behavior of micromachined beams”, J.Micromech. Microeng. (9) 236-244, 1999.

[FAN95] W.Fang, J.A. Wickert, “Comments on measuring thin film stresses using bilayer micromachined beams”, J.Micromech. Microeng. (5) 276-281, 1995.

[FEN83] Z.C.Feng, H.D.Liu, “Generalized formula for curvature radius and layer stresses caused by thermal strain in semiconductor multilayer structures”, J. Applied Physics, (54) 83-85, 1983.

[GAR88] D.S.Gardner, P.A.Flinn, “Mechanical stress as a function of temperature in Aluminum films”, IEEE Transactions on Electron Devices, (35) 2160-2169, 1988.

[GER90] J.M. Gere and S.P. Timoshenko, “Mechanics of Materials”, 3rd Ed, PWS-Kent, Boston, 1990.

[HAO03] Z.Hao, A.Erbil, F.Ayazi, “An analytical model for support loss in micromachined beam resonators with in-plane flexural vibrations”, Sensors and Actuator, (A 109) 156-164, 2003

[HAT84] J.E.Hatch, “Properties and physical metallurgy”, American Society for Metals, 1984.

[HEI95] D.Heinen, H.G.Bohn, W.Schilling, “On the mechanical strength of free-standing and substrate-bonded Al thin films”, Journal of Applied Physics, (77-8), 1995.

[HOU97] M.Hoummady, E.Farnault, H.Kawakatsu, T.Masuzawa, “Application of dynamic techniques for accurate determination of silicon nitride Young’s moduli”, IEEE Transducers (2D1.07P), 1997.

[HOS95] H.Hosaka, K.Itao, S.Kuroda, “Damping characteristics of beam-shaped micro-oscillators”, Sensors and Actuators, (A 49) 87-95, 1995.

[INM01] D.J Inman, “Engineering vibration”, second edition, Prentice-Hall, 2001.

[JAM01] J.D.James, “A review of measurement techniques for the thermal expansion coefficient of metals and alloys at elevated temperature”, Measurement Science and Technology, (12) 1-15, 2001.

[KOC94] Koch, “The intrinsic stress of polycrystalline and epitaxial thin film”, J. Phys.: Condens. Matter, (6) 9519-9550, 1994.

[LEM98] J.Lemaitre, J.L.Chaboche “Mécanique des matériaux solides”, Dunod, 2eme edition, 1998.

[LIF00] R.Lifshitz, M.L.Roukes, “Thermoelastic damping in micro- and nanomechanical systems”; Physical Review, (61-8), 2000.

[LIN05] R.M Lin, W.J Wang, “Structural dynamics of microsystems-current state of research and future directions”, Mechanical Systems and Signal Processing, (20) 1015-1043, 2006.

[MAN81] S.S Manson, “Thermal stress and low cycle fatigue”, Krieger, 1981.

[MOR01] A.Morozumi, K.Yamada, T.Miyasaka, Y.Seki “Reliability of Power Cycling for IGBT Power Semiconductor Modules”, IEEE Industry Applications Society,1912-1918, 2001.

[MUH04] C.L.Muhlstein, R.T.Howe, R.O.Ritchie, “Fatigue of polycrystalline silicon for microelectromechanical system applications: crack growth and stability under resonant loading condition”, Mechanics of Materials, (36) 13-33, 2004.

[NAC85] J.A Nachlas, “A general model for age acceleration during thermal cycling”; Quality and Reliability Engineering International, (2) 3-6, 1985.

[NIC99] L.Nicu and C.Bergaud, « Experimental and theoretical investigations on nonlinear resonances of composite buckled microbridges »; Journal of Applied Physics, (86-10) 5835-5839, 1999.

[NIK71] Nikanorov, S. P., Yu. A. Burenkov, and A.V.Stepanov, Sov. Phys. Solid State 13, (10) 2516-2519, 1971.

[ONG04] B.Ong, M.Helmy, S.Chuah, C.Luechinger, G.Wong “Heavy Al ribbon interconnect: An alternative solution for hybrid power packaging”, Proc. 37th Int. Symposium on Microelectronics, IMAPS, 2004.

[PAN99] C.S.Pan, Wensyang Hsu, « A microstructure for in determination of residual strain »; Journal of microelectromechanical systems, (8-2) 200-207, 1999.

[PER03] D.Perret, J.P.Garandet, A.Jeanroy, “Amortissement visqueux d’un résonateur mécanique en environnement gazeux”, Comptes Rendus Mécanique, (331-5) 331-336, 2003.

[PER02_a] O.Perat, J.M.Dorkel, E.Scheid, P.Temple-Boyer, Y.S.Chung, A.Peyre-Lavigne, M.Zecri, P.Tounsi, “Characterization method of thermomechanical parameters for microelectronic materials”, Microelectronics Reliability, 42(7) 1053-1058, 2002.

[PER02_b] O.Perat, “Méthodologie de caractérisation de paramètres thermomécaniques de matériaux pour la microélectronique”, Thèse de doctorat de l’INSA de Toulouse, (2002).

[PET05] S.Petitgrand, “Méthodes de microscopie interférométrique 3D statiques et dynamiques, pour la caractérisation de la technologie et du comportement des microsystèmes”. Thèse de doctorat de l’université Paris sud XI, 2005.

[PUI03] J.Puigcordé, A.Vilà, J.R.Morante “Thermal fatigue modelling of micromachined gas sensor”, Sensors and Actuators (B 95) 275-281, 2003.

[REA01] D.T.Read, Y.W.Cheng, R.R.Keller, J.D.McColskey, “Tensile properties of free standing aluminium thin film”, Scripta Materialia, (45) 583-589, 2001.

[REY07] J.M.Reynes, A.Deram, E.Marty, J.B.Sauveplane, “A temperature sensing device”, WO2007/006337-A1, 2007.

[RIG04] S.Rigo “Le nanoindenteur, un outil pour la micro caractérisation des matériaux issus des technologies MEMS”, 2ème journées du RTP Fiabilité des composants et packaging, 2004.

[ROU04] P.Roux, E.Woirdard, C.Zardini, “Influence de la prise en compte d’un état mécanique résiduel sur la modélisation d’un assemblage de puissance”, 2ème journée du RTP Fiabilité des composants et packaging, 2004.

[SAD98] J.E.Sader, “Frequency response of cantilever beams immersed in viscous fluids with applications to the atomic force microscope”, Journal of Applied Physics, (84-1) 64-76, 1998.

[SAH01] R.Saha, W.D.Nix, “Effect of the substrate on the determination of thin film mechanical properties by nanoindentation”, Acta Materialia, (50) 23-28, 2002.

[SUN98] R.Sundararajan, “Semi analytic model for thermal fatigue of die attach in Power electronic building blocks” CALCE Electronic Products and Systems Consortium, 1998.

[SUN05] Y.Sun, D.Fang, A.K. Soh, “Thermoelastic damping in micro beam resonator”, International Journal of Solid and Structures, (43) 3213-3229, 2006.

[TSO00] C.Tsou, W.Fang, “The effect of residual stress on the deformation of semi-circular micromachined beam”, J.Micromech. Microeng. (10) 31-41, 2000.

[WEB1] <http://www.owl.net.rice.edu/~msci301/ThermalExpansion.pdf>

[WEB2]<http://www.virginiasemi.com/pdf/Basic%20Mechanical%20and%20Thermal%20Properties%20of%20Silicon.doc>

[WEB3] http://www.soitec.com/frnew/techno/t_1.htm

[WEB4] <http://ia.physik.rwth-aachen.de/research/sputtering/www-sputter-eng.pdf>

[WEB5] Fogale Nanotech <http://www.fogale.fr/pages/index.php>

[WEB6] “Designing with piezoelectric transducers: Nanopositioning fundamentals, Physik Instrumente (PI)”, http://www.physikinstrumente.com/en/pdf_extra/PI_designing_with%20piezo_actuators_tutorial_2005c.pdf

[WON06] S.J. Wong, C.H.J. Fox, S.McWilliam, “Thermoelastic damping for the in-plane ring vibration of thin silicon rings”, *Journal of sound and vibration*, (293) 266-285, 2006.

[WOR65] J.J. Wortman and R.A. Evans, *J. Appl. Phys*, “Young's Modulus, Shear Modulus, and Poisson's Ratio in Silicon and Germanium”, (36), 1965.

[WIL99] J.Wylde, T.J.Hubbard, “Elastic properties and vibration of micro-machined structures subject to residual stresses”, *Proceeding of the IEEE Canadian conference on electrical and computer engineering shaw conference center*, 1674-1679, 1999.

[YAH02] R.Yahiaoui, “Etude par microvibrométrie de films minces et de dispositifs micromécaniques”, *Thèse de doctorat de l'université Parsi sud XI*, 2002.

[YAH01] R.Yahiaoui, S.Petitgrand, A.Bosseboeuf, K.Danaie, “Vibrométrie interférométrique continue et stroboscopique : Application à la caractérisation des modes de vibrations de dispositifs micromécaniques”, *Revue Nano et Micro Technologies*, (1) 411-435, 2001.

[YAN00] Jinling Yang, Takahito Ono, Masayoshi Esahi, “Mechanical behavior of ultra thin microcantilevers”; *Sensors and Actuators* 82, (2000), p102-107.

[YAS00] K.Y. Yassumura, T.D. Stowe, E.M. Chow, T.Pfafman, T.W Keny, B.C Stipe et D.Rugar ; “Quality factors in micron and submicron thick cantilevers”; *Journal of microelectromechanical systems*, 9, (2000), p17-125.

[YE95] X.Y.Ye, Z.Y.Zhou, J.H.Zhang, J.Yao, “Determination of the mechanical properties of microstructures”, *Sensors and Actuators*, (A-50) 750-754, 1996.

[ZHA05] W.Zhang, K.L.Turner, « Pressure-dependent damping characteristics of micro silicon beam resonators for different resonant modes » ; *IEEE Sensors*, ISBN: 0-7803-9056-3, 2005.

[ZEN37] C.Zener, “Internal friction in solids”, *Phys. Rev.*, (52) 230 – 235, 1937.

Listes des publications :

Brevet international:

J.M. Reynes, A. Deram, E. Marty, J.B. Sauveplane, "A temperature sensing device", WO 2007/006337 A1, 18 Janvier 2007.

Publication internationale:

J.B. Sauveplane, P. Tounsi, E. Schied, X. Chauffleur, "Smart 3D finite element modelling for the design of ultra low On-resistance MOSFET", To be published in IEEE Advance Packaging.

Publications nationales:

JB. Sauveplane "Caractérisation de l'évolution des paramètres mécaniques d'un film métalliques déposé en couche mince", GEET, 2006.

JB. Sauveplane "Microsystèmes bicouches dédiés à la détermination des paramètres mécaniques des matériaux utilisés en microélectronique", JNRDM, 2004.

Caractérisation thermomécanique de films métalliques déposés en couche mince pour la simulation de la fiabilité de composants microélectroniques de puissance

RESUME :

La fiabilité de la simulation thermomécanique de composants de puissance est fortement liée à la précision des paramètres mécaniques tels que le module de Young (E) et le coefficient de dilatation thermique (CTE) des matériaux le constituant. La plupart du temps, les valeurs disponibles dans la littérature concernent les matériaux massifs, de plus leurs variations en fonction de la température ainsi que l'évolution de ces propriétés lors de cycles de fatigue sont rarement données. Afin de répondre à ce besoin, une technique a été développée utilisant une micro poutre bicouche (cantilever) qui possède la propriété de se courber lorsqu'elle subit un échauffement. Le module de Young et le coefficient de dilatation thermique de l'aluminium de 4 μ m et 10 μ m d'épaisseur, déposé par DC magnétron sputtering, ont ainsi été mesurés avec précision. Les structures ont ensuite été soumises à des vibrations harmoniques forcées afin de caractériser l'évolution du module de Young lors de cycles de fatigue répétés. Les propriétés mécaniques des matériaux déterminées de manière expérimentale ont été implémentées dans un modèle éléments finis d'un composant de puissance à très faible résistance à l'état passant (R_{ON}) de Freescale semiconducteur. Des simulations électro-thermo-mécaniques ont été effectuées permettant d'évaluer l'impact des connexions entre la puce et le boîtier sur le R_{ON} du composant, sur la distribution des températures ainsi que sur les contraintes générées dans les matériaux.

MOTS CLES : Module de Young, Coefficient de dilatation thermique, Composant de puissance, Vibrations harmoniques, Facteur de qualité, Amortissement, Fatigue, Modélisation éléments finis, Contraintes thermomécaniques.

Thermomechanical characterization of thin deposited metallic film for the simulation of microelectronic power device reliability

Abstract :

Thermomechanical simulation of power device is strongly dependent on the precise knowledge of mechanical properties of materials, that composed the device, such as Young modulus and coefficient of thermal expansion. Usually material parameters that are available from data bases refer to bulk material and their variation with temperature and number of fatigue cycles are not given. Our works deal with the development of a methodology for thermomechanical characterization of thin film's materials properties thanks to curvature measurement of bi-layer cantilever microsystem subjected to temperature variation. Young modulus and coefficient of thermal expansion of a 4 μ m and a 10 μ m thick aluminium film deposited by DC magnetron sputtering were measured precisely. Cantilever microsystems were also excited at their resonant frequency by harmonic vibration in order to characterise Young modulus variation with number of fatigue cycles. Mechanical properties of materials determined previously were then injected in a finite element model of an ultra low on state resistance power device from Freescale Semiconductor. Electro-thermo-mechanical simulations were done in order to evaluate the impact of connexion between the power die and the package on temperature distribution and stress generate in material.

KEYWORDS : Young modulus, CTE, Power device, Harmonic vibration, Quality factor, Damping, Fatigue, Finite element modelling, Thermomechanical stress.