

**Aix Marseille Université**  
**Ecole doctorale Physique et Science de la matière (ED 352)**

**Thèse de doctorat**  
**Mention : Matière condensée, Nanoscience**

---

**Remplissage en polymère des via  
traversant (TSV) pour des applications  
3D-Wafer Level Packaging**

---

**Mohamed BOUCHOUCHA**

Sous la direction du professeur Olivier THOMAS

Soutenance prévue le 22 janvier 2013

Composition du Jury :

- Roland Fortunier, Professeur, ENISE-St Etienne (Président)
- Eric Le Bourhis, Professeur, Université de Poitiers (Rapporteur)
- Christophe Cardinaud, Docteur CNRS, IMN-Nantes (Rapporteur)
- Yves Ousten, Professeur, Université de Bordeaux (Examineur)
- Abdellah Tougui, Maître de conférences, Université de Tours (Examineur)
- Olivier Thomas, Professeur, Aix-Marseille Université (Examineur)
- Pascal Chausse, Ingénieur, CEA-Léti (Examineur)
- Laurent-Luc Chapelon, Ingénieur, STMicroelectronics-Crolles (Examineur)

# Table des matières générale

---

Introduction .....	1
Chapitre 1 : le TSV pour le packaging 3D .....	3
1 Introduction : le packaging en microélectronique.....	4
1.1 Le câblage unitaire des puces.....	6
1.2 Introduction à l'intégration 3D : le 3D-Packaging.....	6
1.3 Le Wafer Level Packaging.....	8
1.4 Le 3D-Wafer Level Packaging.....	9
1.4.1 Les capteurs d'images.....	10
1.4.2 Les interposeurs silicium.....	11
1.4.3 L'empilement 3D de puces actives.....	13
2 Le TSV.....	14
2.1 Approches via-first et via-middle.....	15
2.2 Approche via-last.....	15
3 Procédé de fabrication du TSV : approche via-last.....	16
3.1 Le scellement temporaire et l'amincissement.....	16
3.2 La gravure des TSV.....	18
3.3 L'isolation et la métallisation des TSV.....	19
3.4 L'isolation des lignes de redistribution : problématique.....	21
4 Synthèse et démarche proposée.....	22
5 Bibliographie.....	24
Chapitre 2 : remplissage polymère des TSV.....	26
1 Les polymères en packaging et en intégration 3D.....	27
1.1 Les résines photosensibles pour la photolithographie.....	27
1.2 Le collage des puces aux boîtiers.....	28
1.3 Le remplissage de l'espace puce-substrat.....	29
1.4 L'enrobage des puces.....	30
1.5 L'isolation des lignes métalliques.....	30
2 Les principaux types de polymères en packaging.....	31
2.1 Les résines époxy.....	31
2.2 Les silicones.....	32
2.3 Les polyimides.....	33
3 Mécanique et rhéologie des polymères.....	34
3.1 Les états physiques du polymère.....	34
3.1.1 L'état vitreux.....	34
3.1.2 L'état caoutchoutique et les transitions vitreuses.....	35
3.1.3 L'état visqueux ou fondu.....	36
3.2 La rhéologie des solutions polymères.....	36
4 Dégradations des polymères.....	37
5 Cahier des charges pour le choix du polymère.....	38
6 Procédé de remplissage polymère des TSV.....	41
6.1 Remplissage avec une solution polymère liquide.....	41
6.2 Remplissage avec un film sec.....	43

6.3	Gestion de l'uniformité de l'épaisseur du polymère.....	44
6.4	Problématique de la flèche.....	46
7	Conclusions.....	49
8	Bibliographie.....	50
Chapitre 3 : caractérisation des matériaux.....		51
1	Nanoindentation.....	52
1.1	Généralités sur la technique de nanoindentation.....	52
1.2	Résultats des mesures sur le polymère.....	55
1.3	Modélisation du comportement mécanique du cuivre.....	57
2	Mesure de courbure de plaque.....	62
2.1.1	Généralités et méthodologie.....	62
2.1.2	Résultats de mesure.....	64
3	Calorimétrie différentielle à balayage.....	67
3.1	Généralités et objectifs.....	67
3.2	Résultats de mesures.....	69
4	Spectroscopie diélectrique.....	70
4.1	Généralités et objectifs.....	70
4.2	Résultats des mesures.....	71
5	Conclusions.....	73
6	Bibliographie.....	74
Chapitre 4 : modélisations par éléments finis et mesures de contraintes.....		75
1	Géométrie, maillage et conditions aux limites.....	77
2	Propriétés et lois de comportement des matériaux.....	80
2.1	Silicium, oxyde de silicium et cuivre.....	80
2.2	Empilement du BEOL.....	82
2.3	Polymère de remplissage.....	82
2.3.1	Méthodologie et description du motif de test.....	82
2.3.2	Résultats expérimentaux.....	85
3	Résultats des simulations.....	91
3.1	Localisation des contraintes mécaniques dans le TSV.....	91
3.2	Contribution du polymère de remplissage.....	94
3.3	Contrainte mécanique dans le silicium.....	96
3.4	Influence de la conformité de la métallisation.....	97
3.5	Influence du diamètre du TSV.....	100
3.6	Plan de simulations : minimisation des contraintes dans le TSV.....	101
4	Conclusions.....	105
5	Bibliographie.....	106
Chapitre 5 : étude de fiabilité .....		107
1	Présentation des motifs de test.....	108
2	Cycles thermiques.....	110
2.1	Description du test.....	110
2.2	Résultats expérimentaux.....	111
3	Stockage en milieu humide.....	119
3.1	Description du test.....	119

3.2	Résultats expérimentaux.....	119
4	Electromigration.....	128
4.1	Descriptif du test.....	129
4.2	Résultats expérimentaux.....	130
5	Conclusions.....	133
6	Bibliographie.....	134
	Conclusions générales et perspectives .....	135
	Glossaire .....	137
	Résumé .....	138
	Abstract .....	139

# Introduction

---

L'industrie de la microélectronique est associée à tous les aspects de la vie moderne en démocratisant graduellement l'accès aux circuits intégrés depuis les années soixante. De nos jours, les produits de la microélectronique sont devenus indispensables dans presque tous les domaines : santé, communication, transport, finances, loisirs, armement et la liste peut être très longue. Il serait ainsi plus facile d'essayer de trouver des domaines où l'on peut se passer des circuits intégrés. Cette croissance spectaculaire a été rendue possible essentiellement grâce à la miniaturisation des tailles et la réduction des coûts de fabrication des composants. Ceci a permis à un nombre croissant d'applications d'avoir accès à des circuits intégrés de plus en plus performants. La grande majorité de cette évolution s'est effectuée dans une configuration bidimensionnelle (2D) où les différents éléments du composant sont disposés côte à côte, sur un même plan. Une approche alternative appelée intégration 3D consiste à utiliser la troisième dimension en réalisant un empilement vertical des puces qui constituent le composant. La valeur ajoutée de cette nouvelle approche réside dans le gain de place et la réduction des longueurs des interconnexions par l'empilement vertical. Cela implique un gain en performances et une réduction de la consommation. Ces avantages se reposent en grande partie sur la maîtrise du TSV ou *Through Silicon Via* qui assure la connexion électrique entre les deux faces de chaque puce et donc entre les différents niveaux empilés.

L'approche tridimensionnelle est exploitée au niveau du packaging des circuits intégrés sous diverses formes. La forme la plus évoluée, appelée packaging tridimensionnel à l'échelle de la plaque ou 3D Wafer Level Packaging, assure une diminution des tailles des dispositifs, une augmentation des performances et surtout une réduction des coûts de fabrication par le traitement collectif à l'échelle de la plaque.

On s'intéresse dans ces travaux de thèse aux TSV réalisés en face arrière du dispositif, après la fabrication des transistors et des niveaux de métallisation sur la face avant. Le procédé actuellement utilisé pour la passivation de ces TSV utilise un dépôt d'une couche organique dont l'intégration n'est pas compatible avec un empilement tridimensionnel. Ce procédé est inspiré de celui utilisé lors de la fabrication des capteurs d'image à STMicroelectronics. On se propose dans ces travaux de thèse d'étudier une solution alternative qui inclue un remplissage du TSV avec un matériau polymère.

Le premier chapitre de ce manuscrit place d'abord ces travaux dans leur contexte général puis décrit en détail le TSV qui fait l'objet de cette étude. La problématique est enfin identifiée et justifiée.

Dans le second chapitre, une présentation des utilisations majeures des polymères en packaging et en intégration 3D est d'abord réalisée. Ensuite, une synthèse bibliographique portant sur les notions de mécanique, de rhéologie et de dégradation des polymères est présentée afin de permettre de mieux appréhender les problématiques traitées dans la suite de cette étude. Enfin, le cahier des charges établi pour le choix du polymère ainsi que la réalisation des procédés de remplissage des TSV seront traités.

Le troisième chapitre est dédié aux différentes caractérisations réalisées sur les polymères ainsi que sur le cuivre. Dans le cas du polymère, les caractérisations concernent ses propriétés thermomécaniques et diélectriques. Les propriétés thermomécaniques du cuivre qui constitue la couche de métallisation des TSV sont également caractérisées. Les résultats de cette étude sont nécessaires afin d'alimenter les études par éléments finis et les études de fiabilité des chapitres ultérieurs.

Dans le quatrième chapitre, une étude expérimentale et numérique des contraintes mécaniques induites par la présence du polymère dans le TSV est réalisée. Des aspects qualitatifs et quantitatifs sont ainsi analysés afin de prévoir l'impact de cette nouvelle configuration sur la tenue mécanique du TSV.

Le cinquième et dernier chapitre de ce manuscrit est consacré à l'étude de la fiabilité environnementale du TSV rempli en polymère. Un véhicule de test dédié est ainsi utilisé afin de caractériser l'impact de conditions particulières de température, d'humidité et de polarisation électrique sur la morphologie et le fonctionnement électrique du TSV.

# Chapitre 1 : le TSV pour le packaging 3D

---

## Table des matières

1	Introduction : le packaging en microélectronique .....	4
1.1	Le câblage unitaire des puces .....	6
1.2	Introduction à l'intégration 3D : le 3D-Packaging.....	6
1.3	Le Wafer Level Packaging .....	8
1.4	Le 3D-Wafer Level Packaging .....	9
1.4.1	Les capteurs d'images .....	10
1.4.2	Les interposeurs silicium .....	11
1.4.3	L'empilement 3D de puces actives.....	13
2	Le TSV.....	14
2.1	Approches <i>via-first</i> et <i>via-middle</i> .....	15
2.2	Approche <i>via-last</i> .....	15
3	Procédé de fabrication du TSV : approche <i>via-last</i> .....	16
3.1	Le scellement temporaire et l'amincissement.....	16
3.2	La gravure des TSV.....	18
3.3	L'isolation et la métallisation des TSV .....	19
3.4	L'isolation des lignes de redistribution : problématique .....	21
4	Synthèse et démarche proposée .....	22
5	Bibliographie.....	24

# 1 Introduction : le packaging en microélectronique

Le processus de fabrication des circuits intégrés, de plus en plus long et complexe, peut être divisé en trois étapes majeures. Il commence généralement par la réalisation des transistors sur la face supérieure d'une plaquette de silicium. Cette série d'étapes est communément désignée par le terme anglais *Front End Of the Line* ou FEOL. Les motifs les plus fins actuellement réalisés ont une dimension caractéristique de 28 nm : il s'agit de la largeur de la grille du transistor. Les niveaux d'interconnexions sont par la suite réalisés par-dessus, sous la forme d'une succession de couches d'isolants et de conducteurs. Cette série d'étapes est appelée *Back End Of the Line* ou BEOL. Les niveaux d'interconnexions assurent la distribution des signaux électriques et de l'alimentation aux transistors [1]. Ces deux premières phases sont d'autant plus complexes que la densité d'intégration est importante car des tailles de motifs de plus en plus petites sont requises. La troisième et dernière étape est l'assemblage ou le packaging<sup>1</sup> en anglais.

D'après « les techniques de l'ingénieur » [2], le packaging des circuits intégrés est défini comme étant « l'art et la science d'établir les interconnexions et l'environnement permettant à des circuits à prédominance électronique de traiter ou de stocker de l'information ». En d'autres termes, il s'agit de l'ensemble des processus qui permettent de faire le lien entre la puce et son environnement et de transformer ainsi le dispositif semi-conducteur en un produit fonctionnel prêt à l'usage. Les étapes du packaging fournissent les connexions électriques nécessaires pour la transmission des signaux et l'alimentation électrique au niveau de la puce. Le packaging assure également la dissipation thermique et la protection de la puce vis-à-vis de l'environnement extérieur [3].

Concrètement, la plaquette de silicium est d'abord découpée en puces unitaires qui sont par la suite installées dans un boîtier. Ce dernier est constitué d'un substrat qui peut être de différentes sortes : céramique, organique... Une connexion électrique est par la suite réalisée entre la puce et le substrat du boîtier. Plusieurs technologies peuvent être utilisées lors de cette étape dont quelques-unes seront présentées dans la suite de ce chapitre. Enfin, la puce est encapsulée dans un produit généralement organique (cf. figures 1-a et 1-b).

Le boîtier est lui-même monté sur un circuit imprimé ou PCB pour *Printed Circuit Board* en anglais (cf. figure 1-c). Le PCB a pour fonction de faire le lien entre les différents composants qui constituent le circuit électronique final et de leur transmettre l'alimentation électrique. Le substrat du boîtier contient ainsi deux familles de tailles de motifs : des motifs de dimensions comparables à celles des circuits intégrés d'un côté afin de recevoir la puce en silicium, et des motifs de dimensions comparables à celles des circuits imprimés de l'autre côté pour être installé sur un PCB. Or, il existe un fossé croissant entre les densités d'interconnexions des deux technologies silicium et PCB, comme le montre la figure 2. Le substrat de packaging fait ainsi office « d'adaptateur de pas » entre les plots de sortie du circuit intégré et ceux du circuit imprimé [2].

---

<sup>1</sup> Le terme anglais packaging sera utilisé dans la suite de ce chapitre pour désigner l'étape d'assemblage des circuits intégrés car c'est le terme le plus utilisé par l'homme du métier.



Figure 1 : packaging d'un circuit intégré. a- représentation schématique en coupe du packaging d'une puce sur un substrat type BGA<sup>2</sup>. b- exemple d'un boîtier BGA. c- boîtier BGA reporté sur un circuit imprimé.

Cependant, il existe aussi un écart entre les tailles des terminaux des niveaux de métallisation de circuits intégrés et ceux des substrats de packaging. Cet écart augmente également car les technologies de fabrication des substrats sont de moins en moins capables de suivre, à des coûts acceptables, la densification des motifs des derniers niveaux de métallisation des circuits intégrés. A titre d'exemple, les substrats organiques avancés à base de polymère époxy peuvent incorporer des via traversant de diamètre 50  $\mu\text{m}$  et des lignes métalliques de 25  $\mu\text{m}$  de largeur espacées de 25  $\mu\text{m}$  [4]. Afin de continuer à assurer son rôle d'interface, le packaging développe des solutions alternatives telles que l'interposeur en silicium. Une présentation plus détaillée de cette solution sera effectuée dans la suite de ce chapitre.

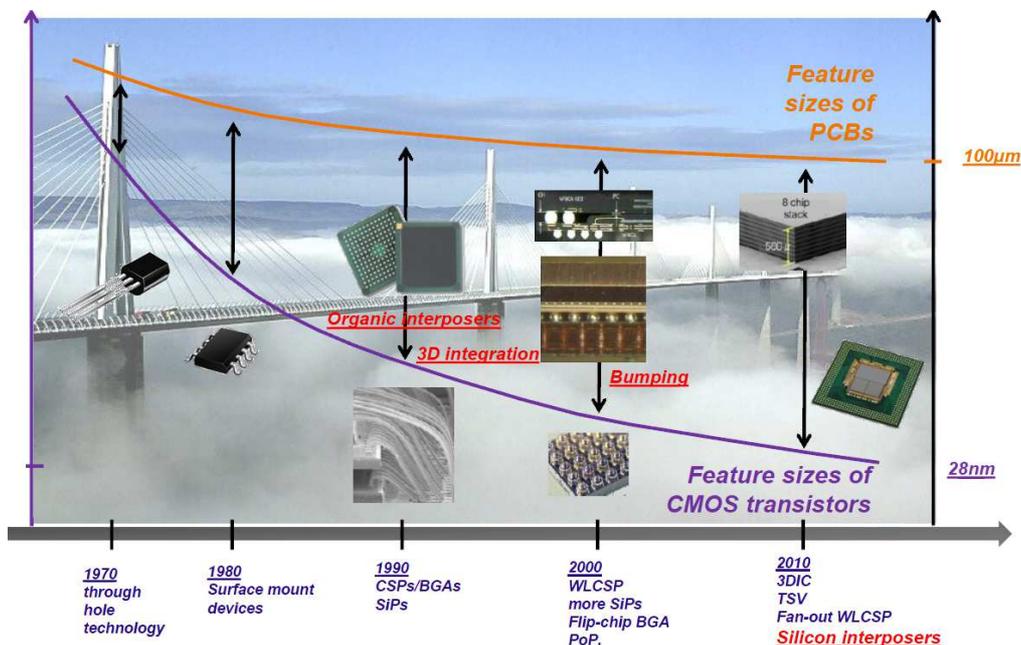


Figure 2 : évolution du packaging des semi-conducteurs : un pont entre le circuit intégré et le PCB [5].

<sup>2</sup> L'une des variantes les plus évoluées des substrats de packaging est communément appelé BGA pour *Ball Grid Array* en anglais.

## 1.1 Le câblage unitaire des puces

La méthode du câblage, ou *wire bonding* en anglais, est la technologie phare de connexion des dispositifs semi-conducteurs et microsystèmes aux substrats de packaging [3]. En 2005, on estime que 90 % des circuits intégrés sont assemblés par cette technique [2]. Le principe du câblage est de relier des plots d'interconnexion situés à la surface de la puce à ceux situés sur le substrat support, par des fils métalliques (cf. figure 3). Plusieurs approches et matériaux ont été développés afin de répondre aux besoins, sans cesse plus exigeants, de miniaturisation et surtout de baisse des coûts de fabrication [6]. Malgré les multiples prédictions de la fin de « l'ère *wire bonding* », cette technologie continue de se développer en introduisant des concepts et des techniques innovantes. Le remplacement du câblage en or par un câblage en cuivre de faibles dimensions (jusqu'à 18  $\mu\text{m}$  de diamètre) afin de réduire les coûts en est l'exemple le plus récent [3].

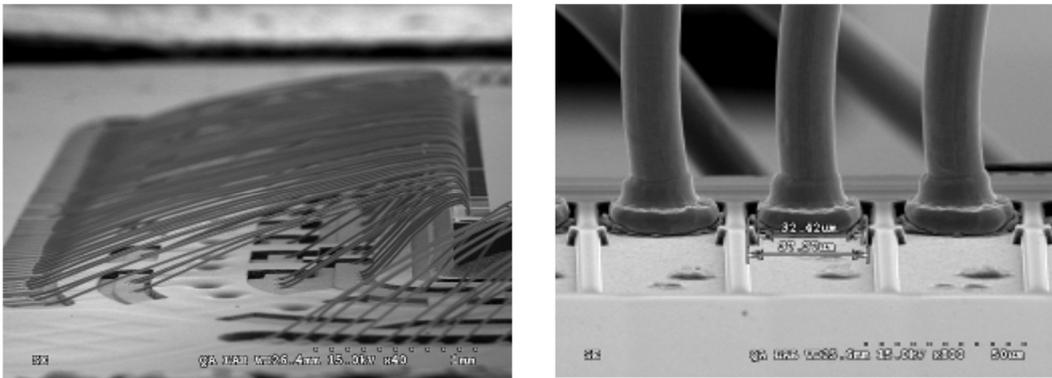


Figure 3 : Exemple d'un câblage en cuivre de 18  $\mu\text{m}$  de diamètre dans un substrat organique [3]. Les plots d'interconnexions se situent à la périphérie de la puce.

Les limitations du câblage filaire sont dues à deux facteurs principaux : le premier est la réalisation de ces interconnexions fil à fil, ce qui induit un temps de cycle important, donc un coût élevé. Le deuxième est que la connexion électrique se fait exclusivement à la périphérie de la puce, sur une surface dédiée. Cette approche, connue sous le terme anglais de *fan-out*, implique une limitation en termes de perspectives de miniaturisation et de densification de l'intégration. Nous verrons dans les paragraphes suivants les solutions apportées par les technologies du packaging pour remédier aux problématiques de réduction des coûts et de miniaturisation.

## 1.2 Introduction à l'intégration 3D : le 3D-Packaging

L'utilisation de la troisième dimension à travers un empilement vertical des puces peut être considérée comme la réponse la plus radicale des technologies du packaging aux problématiques de miniaturisation, de densification de l'intégration et de réduction, à termes, des coûts de fabrication (cf. figure 4). Cette approche est communément appelée l'intégration en trois dimensions ou

intégration 3D<sup>3</sup>. Les puces empilées ainsi disposées, occupent moins de surface sur le substrat support.

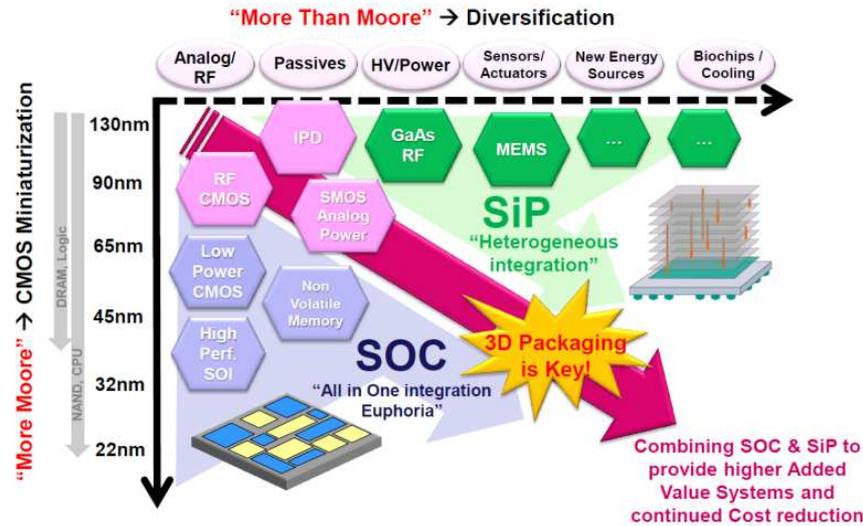


Figure 4 : avantage du packaging en 3 dimensions par rapport aux approches traditionnelles [5]<sup>4</sup>. Ici, le terme 3D Packaging désigne toute l'approche tridimensionnelle en packaging.

La première approche de l'intégration 3D a consisté à empiler les puces les unes sur les autres et à les relier entre elles et au substrat par câblage uniquement, sur des plots de contact situés à la périphérie (cf. figures 5-a et 5-b). Cette première approche, appelée aussi 3D-Packaging [3], a permis de réduire de manière évidente la taille finale du packaging par rapport à une configuration bidimensionnelle traditionnelle.

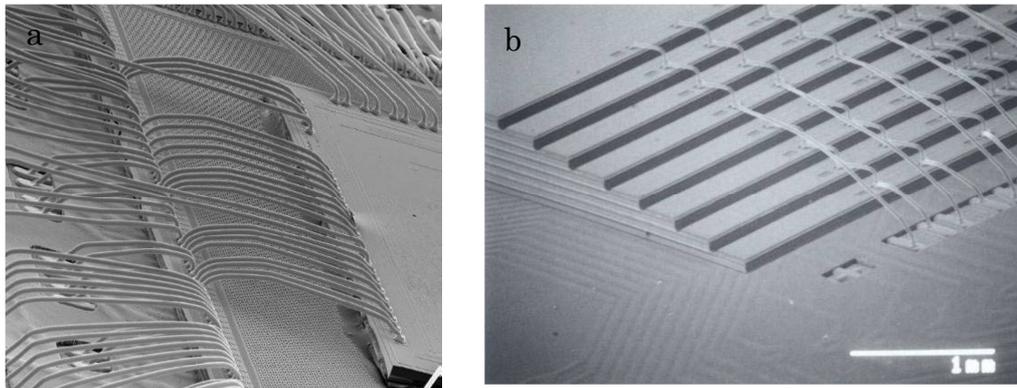


Figure 5 : exemples de 3D-Packaging. a- empilement 3D avec câblage en boucle entre les puces [3]. b- empilement 3D avec câblage périphérique en cascade [3].

A titre d'exemple [4], la figure 6 présente une comparaison effectuée entre deux stratégies possibles pour le packaging de deux puces : l'approche bidimensionnelle aboutit à une surface de package de 7 x 7 mm<sup>2</sup> alors que l'approche 3D-Packaging aboutit à une surface de 4,5 x 4,5 mm<sup>2</sup> avec le même

<sup>3</sup> Les termes qui seront utilisés dans la suite de ce chapitre pour désigner les différentes approches et technologies de l'intégration 3D en packaging sont ceux adoptés par l'ITRS.

<sup>4</sup> Les acronymes SOC et SiP désignent respectivement les deux approches *System On Chip* et *System in Package*.

nombre de plots de sortie. Le prix du packaging a aussi été baissé de 180 \$ /  $10^3$  unités à 140 \$ /  $10^3$  unités, soit une diminution de 22 %. Un gain de surface et de coût a ainsi été réalisé grâce à l'utilisation de la dimension verticale et sans modification du design des puces.

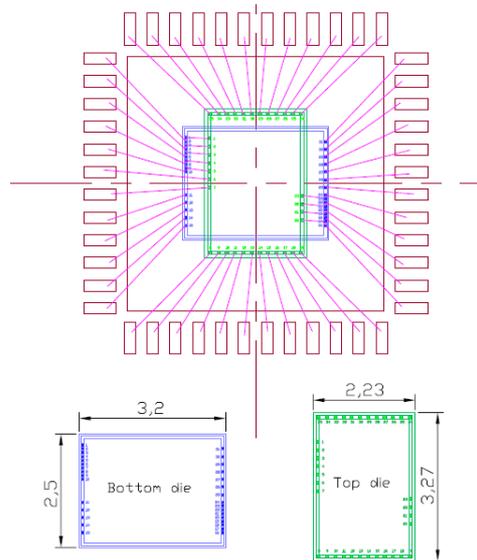


Figure 6 : exemple d'approche 3D - Packaging appliqué à deux puces [4].

Cependant, le 3D-Packaging reste une technologie limitée en termes de potentiel de miniaturisation et de densification des interconnexions entre les différents niveaux empilés. En effet, utilisant exclusivement le câblage périphérique, cette technique impose une surface supplémentaire à la surface active et ne permet qu'un faible nombre de configurations possibles pour réaliser les connexions inter-niveaux [7]. Le traitement unitaire des puces lors de la réalisation des interconnexions est aussi un inconvénient car il fait de ce procédé une étape longue et coûteuse.

### 1.3 Le Wafer Level Packaging

Nous avons vu précédemment que l'approche du 3D-Packaging a permis de réaliser un premier pas dans la direction de la réduction de la taille finale des dispositifs par l'exploitation de la dimension verticale. Cette technologie présente néanmoins quelques limitations qui peuvent être résolues par d'autres approches.

Le Wafer Level Packaging (WLP) est défini comme l'ensemble des technologies permettant de réaliser simultanément toutes les interconnexions du packaging à l'échelle de la plaque. L'approche originale du WLP a été de réaliser tous les plots entrée/sortie, ou *Input/Output* (I/O) en anglais, à l'intérieur même du périmètre de la puce, en face avant, selon un design connu sous la désignation de *fan-in* [3].

De nouveaux types d'interconnexions ont alors été mis au point comme les microbilles en alliages de plomb et d'étain puis les piliers en cuivre ou *copper pillars* en anglais (cf. figure 7). Réalisées à l'aide des technologies du domaine du semi-conducteur, les piliers en cuivre par exemple permettent d'atteindre des tailles très faibles et des densités plus importantes que le traditionnel câblage [8].

L'approche des piliers en cuivre est une technologie mature, permettant d'atteindre des pas de motifs en dessous de 100  $\mu\text{m}$ , à des coûts qui peuvent être maîtrisés grâce au traitement collectif à l'échelle de la plaque. Les procédés les plus avancés peuvent descendre à un espacement de 20  $\mu\text{m}$  entre les piliers [9]. Un autre concept de report de puce appelé *flip-chip* est aussi mis en œuvre [10]. Cette technologie a été introduite par IBM sous l'appellation de C4 pour *Controlled Collapse Chip Connection* dans les années 1960 [2]. Les puces sont ainsi reportées face avant contre le substrat et le contact électrique se fait par l'intermédiaire de brasures.

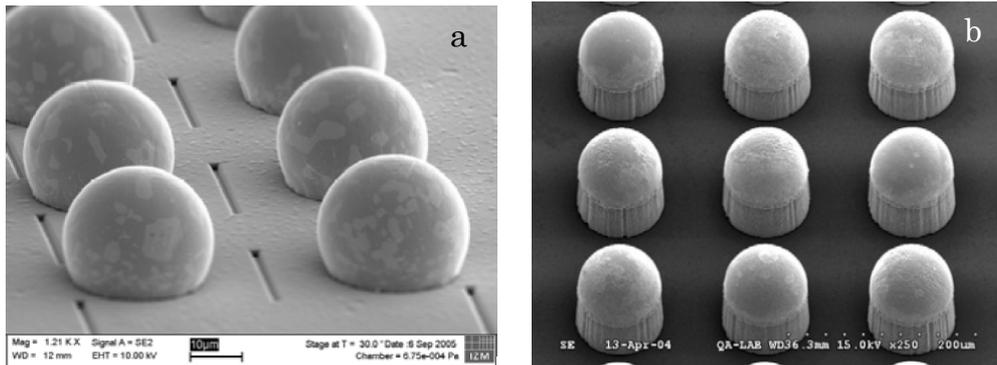


Figure 7 : Exemple de microbilles et de piliers de cuivre pour des applications *flip-chip* [3]. a- microbilles en alliage d'étain. b- piliers en cuivre avec brasure en alliage d'étain.

La première application industrielle incluant la technologie WLP est le Wafer Level Chip Size Packaging, ou WL-CSP [3] (cf. figure 8). Des microbilles ou des piliers de cuivre avec brasure sont fabriqués sur la face supérieure de la puce qui est ensuite retournée et reportée par *flip-chip* sur le substrat BGA. Cette approche a permis en même temps d'économiser la surface en périphérie de la puce traditionnellement réservée aux fils de câblage et de densifier le réseau d'interconnexion entre la puce et le substrat en utilisant toute la surface de la puce.

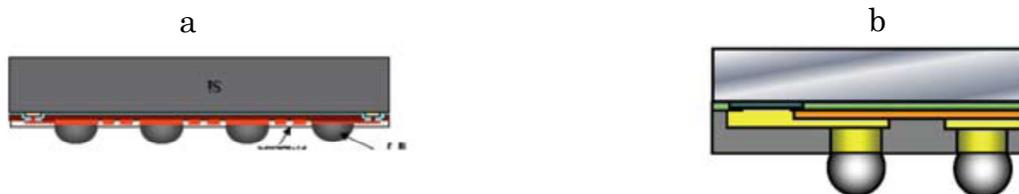


Figure 8 : exemples de WL-CSP [3]. a- WL-CSP dans sa forme la plus simple avec microbilles. b- WL-CSP avec piliers en cuivre, alliage d'étain et enrobage polymère [3].

## 1.4 Le 3D-Wafer Level Packaging

Comme cela a été expliqué précédemment, les technologies du packaging ont apporté plusieurs innovations afin de répondre aux demandes de réduction des coûts, de diminution des tailles et d'augmentation des densités d'intégration. Ainsi, l'empilement vertical des puces (3D-Packaging) a permis d'une part de réduire les tailles des dispositifs finaux. Le WLP a permis d'autre part de traiter

des tailles d'interconnexions beaucoup plus réduites que celles du câblage traditionnel et de viser une diminution des coûts du packaging par une fabrication des interconnexions à l'échelle de la plaque. La combinaison de ces deux approches a abouti au *3D-Wafer Level Packaging* ou 3D-WLP qui permet d'associer les avantages des deux technologies et d'offrir de nouvelles perspectives d'innovations. L'intégration 3D-WLP a été rendu possible grâce au développement d'un nouveau type d'interconnexion qui permet d'établir une liaison électrique entre les deux faces de la puce à travers le silicium. Cette connexion, appelée *Through Silicon Via* ou TSV en anglais, est une technologie clé de l'approche 3D-WLP<sup>5</sup>. Dans les paragraphes suivants seront présentées les principales applications de cette approche.

#### 1.4.1 Les capteurs d'images

Les capteurs d'images CMOS ont été l'une des premières applications industrialisées du 3D-WLP. La croissance du marché des caméras pour les téléphones mobiles a mis en évidence le besoin de réaliser à faibles coûts, des capteurs d'image performants et de tailles de plus en plus réduites [11] (cf. figure 9).



Figure 9 : évolution des tailles des modules capteurs d'images entre 2001 et 2006 (STMicroelectronics).

Plusieurs facteurs ont favorisé l'adoption de l'approche 3D-WLP pour le packaging de ce type de puces. D'une part, la réalisation des interconnexions (microbilles ou piliers de cuivre avec brasure) de manière collective au niveau de la plaque permet de réduire les temps de cycles et les coûts de fabrication. Ce critère devient de plus en plus important sur de tels produits grand public. D'autre part, le report des puces capteurs d'images se fait obligatoirement de façon à avoir la face arrière contre le substrat pour que la lumière accède à la face avant contenant le capteur. La réalisation d'interconnexions en face arrière de la puce s'avère donc indispensable. Les liaisons électriques entre les deux faces se font à travers le silicium de la puce, en utilisant des TSV [12] (cf. figure 10). Plusieurs acteurs majeurs comme Tessera, Sanyo [12], et STMicroelectronics [13] ont adopté cette approche qui a gagné en maturité.

<sup>5</sup> Un descriptif plus détaillé du TSV et de sa réalisation sera effectué dans la suite de ce chapitre.

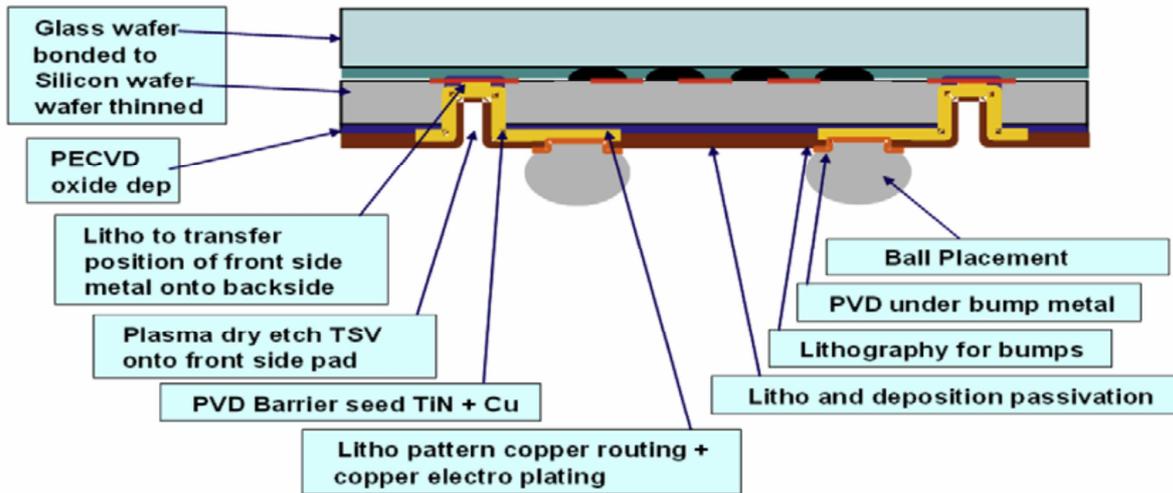


Figure 10 : coupe dans un capteur d'image CMOS réalisé avec une technologie 3D-WLP (STMicroelectronics) [13]. Représentation des étapes de packaging.

### 1.4.2 Les interposeurs silicium

Les substrats des boîtiers des circuits intégrés constituent de nos jours l'élément le plus cher du produit final, ainsi que le facteur limitant de ses performances [3], surtout en ce qui concerne les applications à haute performance. En effet, la diminution des tailles des motifs sur les circuits intégrés, et plus spécifiquement la taille des interconnexions du packaging, a imposé le développement de substrats de plus en plus complexes, ce qui augmente constamment leur coût de fabrication. Basée généralement sur des successions de couches organiques, céramiques et métalliques, la technologie de fabrication des substrats atteint donc ses limites en termes de miniaturisation et de densification des motifs à des coûts acceptables. Dans ce contexte, une solution basée sur l'introduction d'un interposeur en silicium entre le substrat et le circuit intégré peut être envisagée (cf. figure 11).

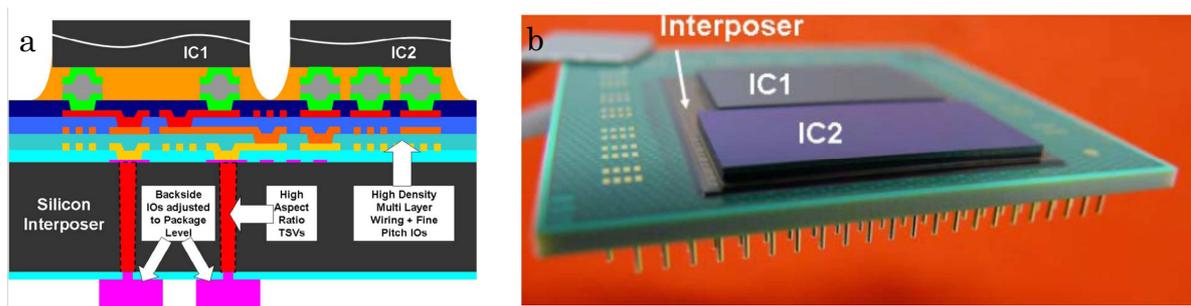


Figure 11 : interposeur en silicium pour le packaging des circuits intégrés (Fraunhofer – IZM) [14]. a- représentation schématique d'un interposeur silicium. b- report de deux circuits intégrés sur un interposeur silicium.

L'interposeur est traditionnellement défini par la communauté du packaging comme la passerelle entre la taille des motifs de la puce et celle du substrat. Les interposeurs en silicium constituent une voie d'évolution pour le packaging des circuits intégrés. En effet, utilisant des procédés de fabrication du domaine de la microélectronique, ces interposeurs permettent de disposer de

densités d'interconnexions bien au-dessus des limites atteintes par les technologies des substrats organiques ou céramiques (cf. figure 12). L'espacement entre les lignes métalliques par exemple peut atteindre 3  $\mu\text{m}$  pour un interposeur en silicium alors qu'il ne dépasse pas 25  $\mu\text{m}$  pour les substrats organiques les plus avancés (cf. figure 12).

	minimum line width/space ( $\mu\text{m}$ )	Minimum bump pitch ( $\mu\text{m}$ )	min via pitch ( $\mu\text{m}$ )	minimum thickness ( $\mu\text{m}$ )
2010 high density interconnect PCB for IC packaging	25/25	120	100	200
2010 3D silicon/glass interposer	3/3	40	70	70
2013 3D silicon/glass interposer	1/1	10	35	30

Figure 12 : comparaison des performances des interposeurs et des substrats les plus avancés en termes de largeur et d'espacement des motifs [5]. Les chiffres en bas des deux premières lignes indiquent le rapport entre les deux grandeurs reliées par la flèche voisine.

La connexion électrique au sein de la puce interposeur est assurée grâce à des technologies telles que les TSV, les piliers de cuivre et les microbilles (cf. figure 13). L'interposeur silicium permet, en plus de l'augmentation de la densité de l'intégration, d'améliorer les performances électriques grâce à des interconnexions plus courtes entre la puce et le substrat (connexions verticales au lieu du câblage périphérique) [15].

Le traitement collectif au niveau de la plaque lors de la réalisation des interconnexions permet de maîtriser les coûts de fabrication. Ainsi, d'après un rapport Yole de 2010 [5], l'utilisation des substrats BGA avancés serait rentable jusqu'à des espacements de motifs de *flip-chip* de 180  $\mu\text{m}$ . Pour des espacements de motifs entre 100  $\mu\text{m}$  et 150  $\mu\text{m}$ , il serait plus judicieux d'utiliser un interposeur en silicium reporté sur un substrat moins avancé et donc moins coûteux. Ainsi, selon la même source, la réduction des coûts par l'utilisation d'interposeurs silicium a déjà été démontrée pour quelques applications comme le packaging des microsystèmes ou des produits haut de gamme comme certains capteurs d'images par exemple. Pour d'autres applications comme les empilements mémoire sur logique, la fabrication à grands volumes et l'utilisation de plaques de silicium de 300 mm de diamètre devrait aboutir à une meilleure maîtrise des coûts.

Les interposeurs silicium se déclinent en deux catégories : les interposeurs actifs qui contiennent des dispositifs actifs (à base de transistors) et les interposeurs passifs qui n'en contiennent pas. L'interposeur actif requière généralement une densité d'intégration plus importante et donc des interconnexions (TSV et piliers en cuivre) de plus petites tailles. L'interposeur passif est le plus développé par les acteurs majeurs de la 3D (Elpidia, Xilinx) [5]. Il assure simplement la fonction de redistribution des signaux entre les puces et avec le substrat.

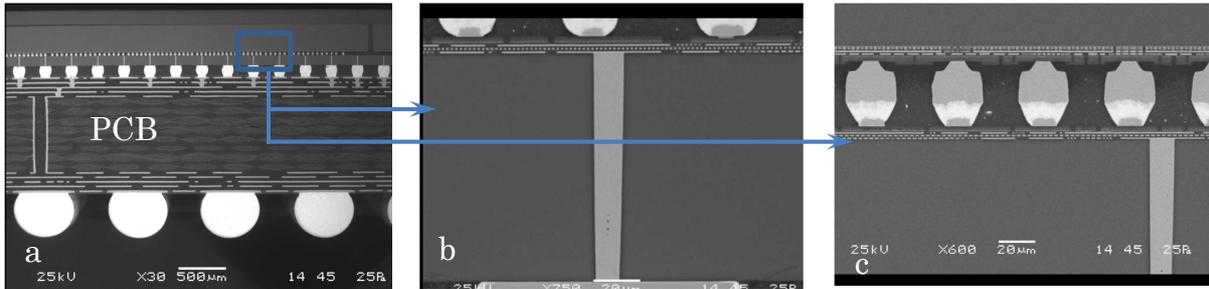


Figure 13 : coupe d'un empilement puce / interposeur en silicium / PCB (Xilinx) [15]. a- vue d'ensemble. b- zoom sur le TSV. c- zoom sur les micro-piliers.

### 1.4.3 L'empilement 3D de puces actives

Le développement des technologies de l'intégration 3D-WLP a ouvert la voie vers des innovations dans le domaine du packaging. Ces innovations sont considérées comme des voies alternatives pour contourner les difficultés rencontrées lors du développement des futurs nœuds technologiques pour les nouvelles générations de CMOS (approche *more Moore*). En effet, la réduction de la taille des transistors s'approche de ses limites physiques et exige des investissements financiers de plus en plus importants. L'approche 3D-WLP permet d'augmenter la densité d'intégration tout en utilisant les nœuds technologiques actuels. Une amélioration des performances et une réduction de la consommation électrique sont également possibles grâce à des interconnexions plus courtes entre les niveaux empilés.

Dès 2006, Samsung a annoncé les premiers prototypes de mémoire flash d'une capacité de 16 Go, basés sur l'empilement 3D-WLP de 8 puces mémoires NAND [12]. Ces puces d'une épaisseur de 50  $\mu\text{m}$  sont interconnectées par des TSV et des microbilles (cf. figure 14). Cet empilement a permis d'atteindre un gain d'épaisseur de 30 % par rapport à un packaging traditionnel par câblage filaire. La réduction des longueurs des interconnexions a aussi permis d'augmenter les performances de 30 % grâce à la réduction de la résistance électrique. La compagnie continue de développer ces technologies principalement pour des applications mobiles où le gain de place et de consommation électrique sont primordiaux.

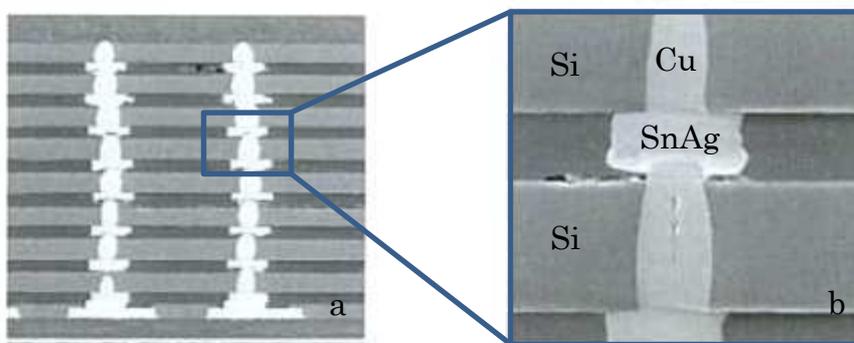


Figure 14 : empilement 3D-WLP de 8 puces mémoires flash (Samsung) [12]. a- vue générale en coupe. b- zoom sur un TSV et un micro-pilier.

L'empilement 3D-WLP de puces actives comme les mémoires ou la logique compte parmi les applications capables d'intégrer de très hautes densités d'interconnexions du type TSV et piliers en cuivre. Ces empilements imposent de plus en plus l'utilisation d'un interposeur en silicium [5] (cf. figure 15).

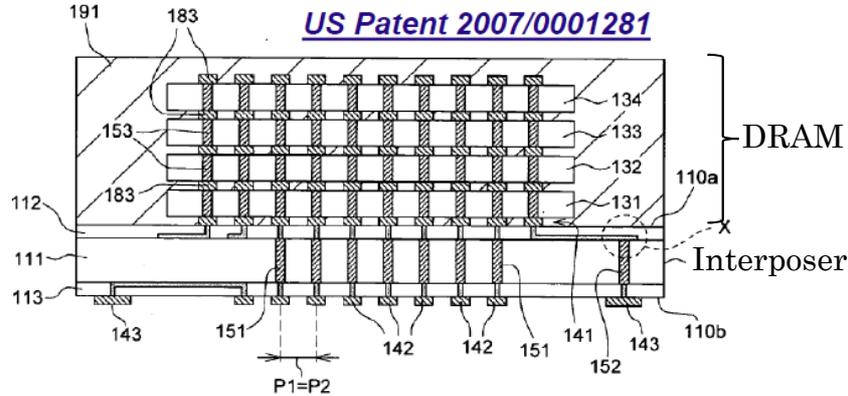


Figure 15 : représentation schématique d'un empilement de 4 puces DRAM sur un interposeur en silicium (Elpida) [5].

## 2 Le TSV

Comme présentée dans les paragraphes précédents, l'intégration 3D-WLP est essentiellement basée sur la maîtrise de deux technologies innovantes : les interconnexions à faible pas telles que les microbilles ou les piliers de cuivre et les TSV. Le TSV est une connexion électrique entre les deux faces de la puce, électriquement isolée du substrat et des autres TSV en cas de besoin (cf. figure 16). La réalisation d'un empilement 3D comportant une technologie TSV se compose généralement de trois modules principaux : la réalisation du TSV en soit, l'amincissement et la manipulation des plaques de silicium et le report des puces [1]. Trois approches peuvent être adoptées pour la réalisation des TSV selon le moment où ils sont réalisés par rapport au processus de fabrication du dispositif CMOS : *via-first*, *via-middle* et *via-last*.

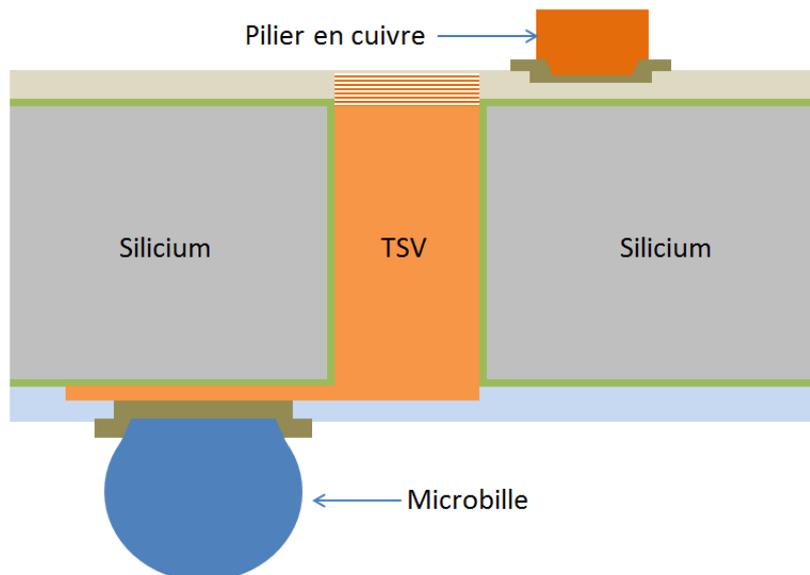


Figure 16 : représentation schématique d'un TSV et d'interconnexions à faible pas.

## 2.1 Approches *via-first* et *via-middle*

L'approche *via-first* consiste à réaliser les TSV en face avant du silicium<sup>6</sup>, avant l'ensemble des procédés de fabrication du FEOL (cf. figure 17). Il est ainsi obligatoirement rempli avec un matériau non métallique (typiquement du silicium poly-cristallin fortement dopé) afin d'éviter toute contamination métallique du substrat silicium [1]. Cette approche présente l'avantage de n'imposer aucune température limite aux différentes étapes de fabrication des TSV. Une autre approche dite *via-middle* consiste à réaliser les TSV après le FEOL mais avant le BEOL (cf. figure 17). Le remplissage peut ainsi se faire avec un matériau métallique. Le dépôt électrochimique de cuivre est le procédé le plus répandu [1]. Les températures maximales acceptables lors des différentes étapes de fabrication du TSV sont avantageusement élevées dans cette approche (de l'ordre de 450 °C). Cette contrainte est imposée du fait de la présence des dopants et des siliciures pour les reprises de contact des transistors. Ces deux approches offrent les meilleurs bénéfices en termes de densité d'intégration [15].

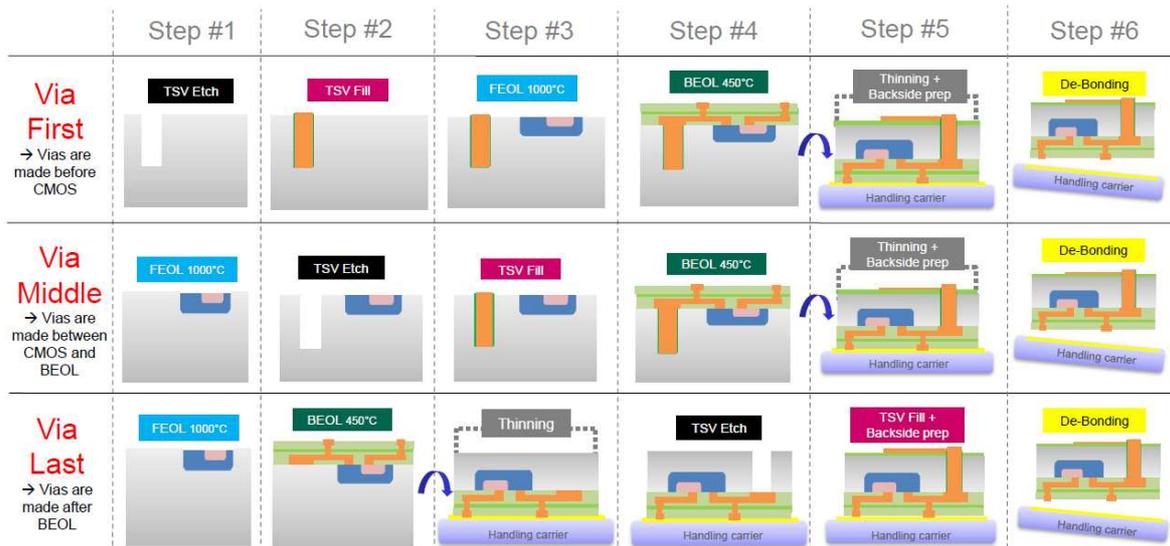


Figure 17 : représentation schématique des trois approches TSV et des principales étapes de leurs procédés de fabrication [16].

## 2.2 Approche *via-last*

L'approche *via-last* consiste à réaliser les TSV après l'ensemble des étapes FEOL et BEOL (cf. figure 17). En intégration 3D-WLP, le *via-last* est considéré comme l'approche la moins coûteuse. Elle concerne généralement des applications moyenne densité (dimensions et pas de motifs de plusieurs dizaines de micromètres) comme les capteurs d'images [17] et permet de réaliser des interconnexions entre la face avant et la face arrière sans apporter de modifications au design du FEOL ni du BEOL de la face avant. Les TSV ont ainsi

<sup>6</sup> La face avant de la plaque de silicium (ou de la puce) est celle qui contient l'ensemble des dispositifs CMOS, et donc le FEOL et le BEOL. La deuxième face est par conséquent la face arrière. Cette convention sera respectée dans toute la suite du manuscrit.

des diamètres de quelques dizaines de micromètres avec un rapport de forme<sup>7</sup> généralement compris entre 1/1 et 3/1 [17-13]. Ainsi, vu les dimensions des TSV, ces derniers ne sont pas entièrement remplis en métal, pour des raisons évidentes de coûts et de temps de cycle (cf. figure 18). La connexion électrique au sein du TSV est généralement assurée par une couche fine de cuivre tapissant les parois du via et qui fait aussi office de couche de redistribution en face arrière du silicium. Ce cuivre qui constitue la métallisation du TSV est généralement déposé par voie électrochimique.

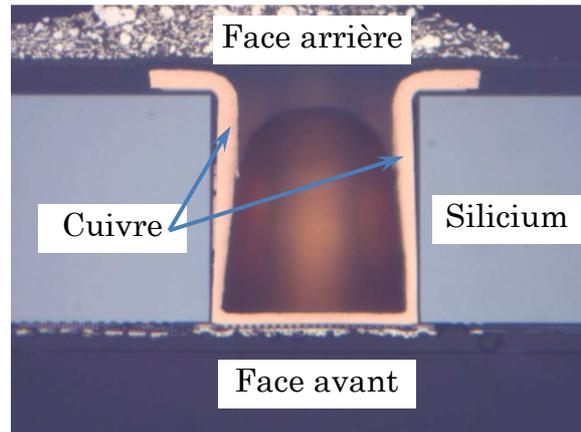


Figure 18 : coupe dans un TSV (approche *via-last*) d'un module capteur d'image (STMicroelectronics).

Dans le cadre de cette thèse, on s'intéresse uniquement à l'approche *via-last* du TSV. Après une présentation générale du procédé de fabrication de ce type d'interconnexion, sera abordée la problématique à laquelle sont consacrés ces travaux.

### 3 Procédé de fabrication du TSV : approche *via-last*

Comme expliqué précédemment, l'approche *via-last* consiste à réaliser le TSV après l'ensemble des étapes FEOL et BEOL. On se propose dans ce paragraphe de présenter les étapes majeures du procédé de fabrication du TSV dans cette approche. Les différentes variantes qui peuvent exister dans certains procédés sont aussi mentionnées en précisant le choix effectué dans notre cas.

#### 3.1 Le scellement temporaire et l'amincissement

Les TSV sont fabriqués sur des plaques de silicium amincies qui nécessitent un support mécanique afin de permettre leur manipulation. La réalisation de la brique TSV commence donc par l'étape de collage temporaire. Il s'agit de sceller la face avant de la plaque en question contre une autre plaque via une matière adhésive [18]. La plaque support peut être une plaque de silicium ou d'un autre matériau selon les propriétés mécaniques ou optiques requises pour ce

---

<sup>7</sup> Le rapport de forme est le rapport entre la profondeur et le diamètre du TSV. Cette définition sera respectée dans toute la suite du manuscrit.

dernier (verre, quartz, saphir...). Dans notre cas, on utilise des plaques de borosilicate d'une épaisseur de 500  $\mu\text{m}$  (cf. figure 19).

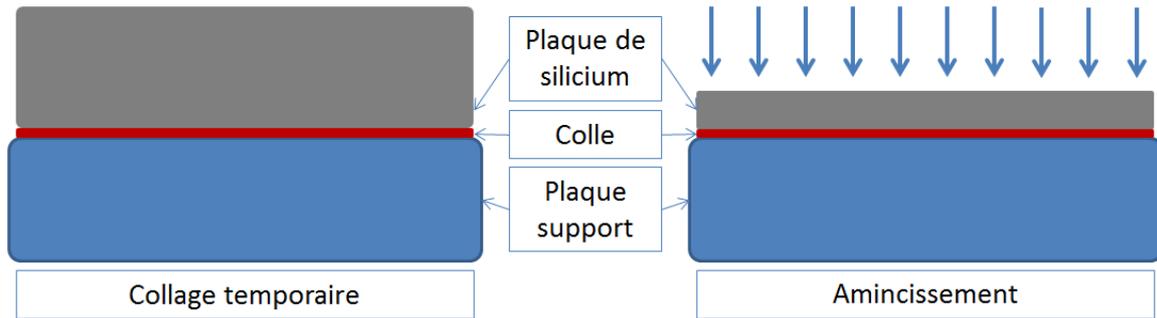


Figure 19 : représentation schématique des étapes de collage temporaire et d'amincissement de la plaque de silicium.

Il existe plusieurs variétés de matériaux adhésifs pour le collage temporaire. Les deux classes les plus importantes sont les résines polymères déposées à la tournette et les films secs déposés par laminage. Plusieurs paramètres peuvent entrer en jeu lors du choix du matériau adhésif : la résistance chimique<sup>8</sup> et thermique, la protection des bords de la plaque amincie et la méthode de décollement en fin de procédé [18]. L'utilisation de tels matériaux impose un budget thermique aux étapes qui seront réalisées sur la plaque, et notamment en face arrière. Ceci est dû à la température à partir de laquelle la matière adhésive commence à se dégrader ou change de propriétés mécaniques. Dans notre cas, la colle temporaire devient visqueuse au-delà de 240 °C. Cette température est désormais considérée comme la limite haute à ne pas dépasser (et idéalement à ne pas atteindre) dans la suite de la fabrication du TSV.

Une fois la plaque<sup>9</sup> collée sur sa poignée temporaire, un amincissement est nécessaire pour obtenir l'épaisseur finale voulue pour les futures puces. Cette épaisseur est généralement de plusieurs dizaines de micromètres (120  $\mu\text{m}$  dans notre cas). L'amincissement est réalisé en plusieurs étapes [19]. Tout d'abord, une rectification mécanique grossière, ou *coarse grinding* en anglais, est réalisée à l'aide de roues diamantées. Cette étape permet de s'approcher rapidement de l'épaisseur visée car la vitesse d'arrachement de la matière peut aller de 2 à 12  $\mu\text{m/s}$ . Le *coarse grinding* provoque cependant à la surface de la plaque une rugosité très importante (0,2  $\mu\text{m}$   $R_a$ <sup>10</sup>). La stabilité mécanique est aussi affectée. Ceci se traduit par une diminution de la contrainte à la rupture du substrat et de l'apparition de fissurations à la surface. Une rectification mécanique fine, ou *fine grinding* en anglais, est effectuée ensuite, permettant d'éliminer les défauts générés précédemment à la surface de la plaque. La vitesse d'arrachement de la matière est moins élevée (de 0,2 à 1,5  $\mu\text{m/s}$ ) et la surface de la plaque est beaucoup moins rugueuse (< 0,05  $\mu\text{m}$   $R_a$ ). Il reste cependant en surface une couche de silicium écroui, de quelques micromètres d'épaisseur. Pour terminer,

<sup>8</sup> Le matériau adhésif du collage temporaire doit résister aux différentes solutions chimiques qui peuvent être utilisées lors des étapes de dépôt, de gravure et de nettoyage.

<sup>9</sup> L'épaisseur initiale des plaques utilisées est de 725  $\mu\text{m}$ .

<sup>10</sup> Le terme  $R_a$  désigne la rugosité arithmétique de la surface. Ce terme correspond à la moyenne arithmétique des valeurs absolues de toutes les mesures effectuées sur cette surface.

un polissage mécano-chimique permet de retrouver une surface non contrainte et de faible rugosité.

### 3.2 La gravure des TSV

On se propose dans ce paragraphe de décrire l'ensemble des procédés qui permettent de réaliser le via et d'accéder ainsi, par la face arrière de la plaque, aux niveaux de métal qui se situent sur sa face avant. Tout d'abord, une couche d'oxyde, appelée aussi masque dur, est déposée [20] (cf. figure 20). Cette couche est indispensable à la réalisation d'une étape ultérieure de gravure qui sera décrite au paragraphe suivant. Dans notre cas, un dépôt chimique en phase vapeur<sup>11</sup> de  $\text{SiO}_2$  d'une épaisseur de  $1 \mu\text{m}$  est réalisé.

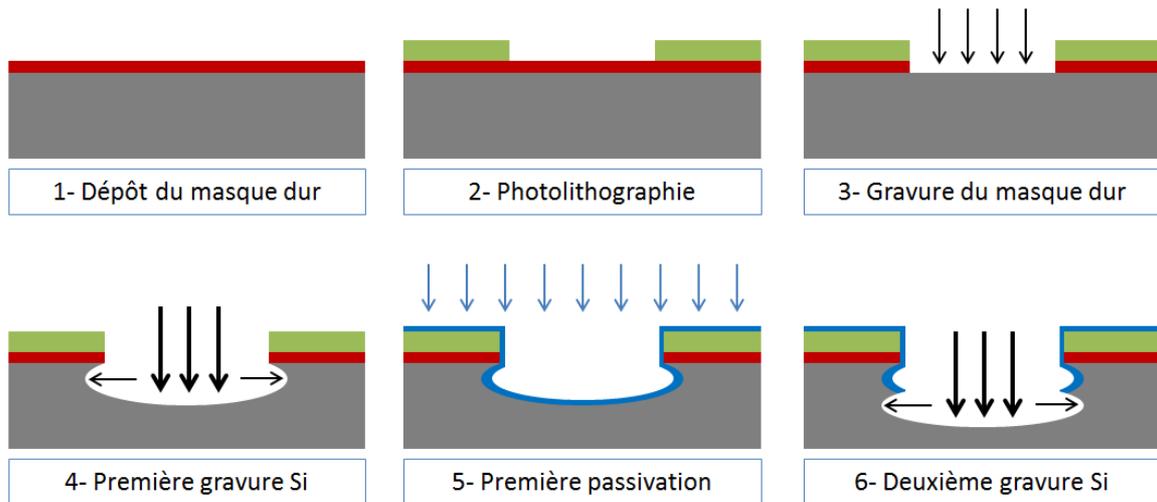


Figure 20 : représentation schématique des étapes de gravure du masque dur et du silicium.

Une photolithographie<sup>12</sup> est par la suite effectuée afin de définir les zones de gravure (cf. figure 20). Etant donné l'absence de tout motif sur la face arrière de la plaque, l'alignement lors de cette étape se fait par rapport aux motifs de la face avant, visibles grâce à l'utilisation d'une poignée temporaire transparente.

Trois gravures successives sont enfin nécessaires pour la formation du via. Premièrement, les ouvertures dans le masque dur sont réalisées à l'aide d'une gravure spécifique, par plasma réactif [20] (cf. figure 20). Deuxièmement, le silicium est gravé par le procédé *Bosch* de gravure sèche profonde ou DRIE pour *Deep Reactive Ion Etching* en anglais [20]. Ce procédé fait alterner deux cycles sous forme de pulses (cf. figure 20) :

- Un cycle de gravure sèche du silicium en utilisant un plasma de  $\text{SF}_6$  ou de  $\text{NF}_3$ . Durant cette étape, une tension est appliquée au substrat afin de générer un bombardement ionique directionnel.

<sup>11</sup> Cette technique de dépôt est plus connue sous le terme anglais de *Chemical Vapor Deposition* ou CVD. Plusieurs variétés de dépôts chimiques en phase vapeur peuvent être utilisées [21]. Dans notre cas, il s'agit d'un dépôt PECVD pour *Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition* en anglais, effectué à  $150^\circ\text{C}$ .

<sup>12</sup> Le procédé de photolithographie sera décrit de manière détaillée dans le chapitre suivant.

- Un cycle de passivation organique durant lequel une couche de protection est déposée sur les côtés et le fond de la zone gravée. Des composés comme le  $\text{CHF}_3$  ou le  $\text{CF}_4$  sont utilisés.

Le procédé de gravure *Bosch* est légèrement isotrope, ce qui génère une rugosité spécifique au niveau des flancs du TSV connue sous le terme anglais de *scalloping* [20] (cf. figure 21). Des problèmes de fiabilité (fissuration, délamination) peuvent alors apparaître dans les couches de matériaux déposées par-dessus comme le diélectrique d'isolation ou le métal de remplissage. A la fin de l'étape de gravure du silicium, l'oxyde du BEOL est révélé (cf. figure 22). Cet oxyde est finalement gravé par le même procédé utilisé lors de la gravure du masque dur, ce qui permet d'accéder au niveau de métal.

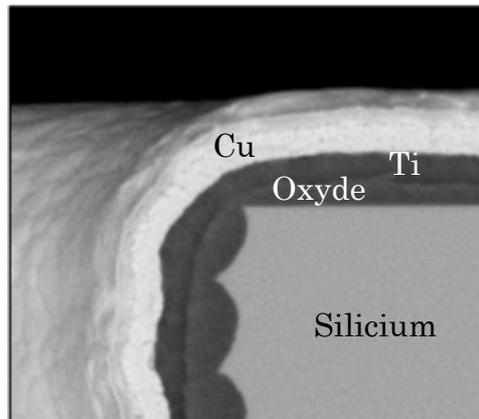


Figure 21 : *scalloping* dans le silicium d'un TSV dû, au procédé de gravure Bosch.

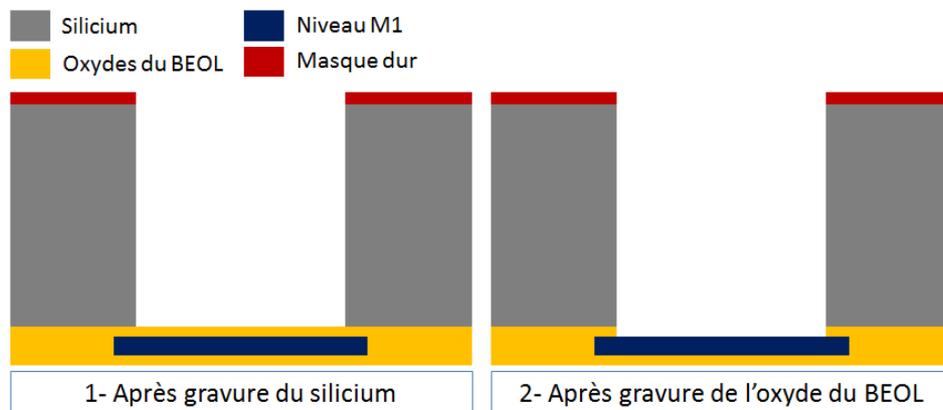


Figure 22 : représentation schématique de l'état du TSV à la fin des étapes de gravure.

### 3.3 L'isolation et la métallisation des TSV

Le TSV doit être isolé électriquement du silicium dans lequel il est gravé. Pour cela, une couche de diélectrique doit exister sur les flancs du via, entre le silicium et le matériau qui assure la conduction électrique dans le via [21] (cf. figure 23). Plusieurs solutions sont envisageables comme l'oxyde et les nitrures

de silicium ou les polymères. Dans notre cas, un dépôt chimique en phase vapeur<sup>13</sup> de 2 µm de SiON est réalisé.

Plusieurs caractéristiques sont requises pour cette couche, surtout en ce qui concerne ses propriétés isolantes (constante diélectrique, courant de fuite et tension de claquage), ainsi que ses propriétés mécaniques (contrainte, adhésion aux matériaux environnants). Des valeurs précises peuvent être spécifiées pour ces propriétés selon l'application visée. En règle générale, la couche d'isolation doit avoir une faible constante diélectrique, un faible courant de fuite, une forte tension de claquage, une faible contrainte mécanique et une forte adhésion aux matériaux environnants.

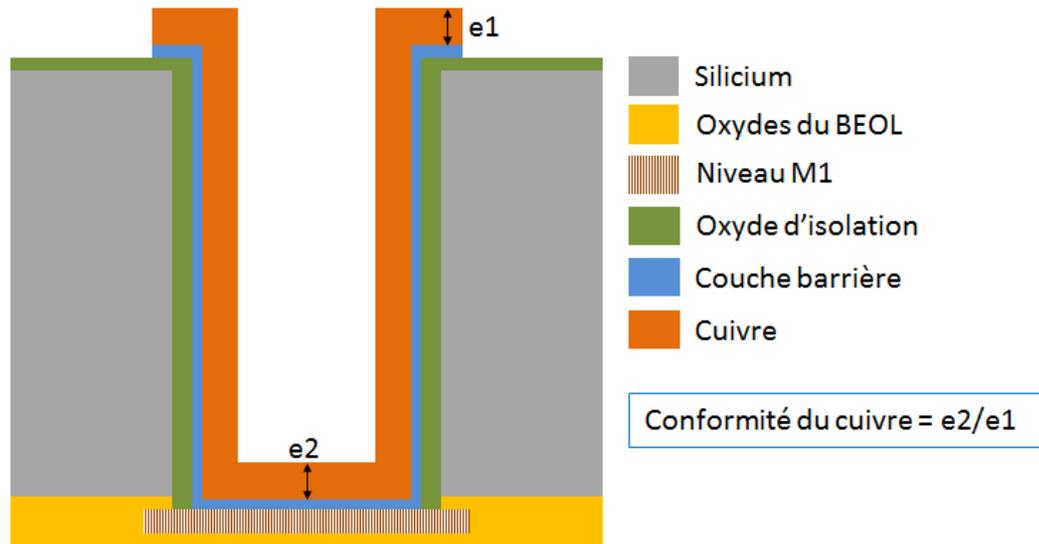


Figure 23 : représentation schématique de l'empilement de matériaux dans un TSV, approche *via-last*. Définition de la conformité d'une couche (ici le cuivre).

Suite au dépôt de la couche d'isolation, le niveau de métal révélé précédemment lors de la gravure du via est aussi recouvert par le SiON. Une dernière gravure, par plasma réactif, est alors nécessaire pour accéder à ce niveau de métal. Grâce au dépôt du masque dur effectué précédemment, l'épaisseur de l'isolant est plus importante en surface de la plaque (face arrière) que sur le niveau de métal. La révélation du niveau de métal est ainsi possible sans consommer la totalité de l'épaisseur de l'isolant en surface.

La fonction de conduction électrique dans le TSV est assurée par un remplissage métallique de ce dernier. Ce remplissage se fait par une électrolyse de cuivre [22]. Pour ce faire, le dépôt d'une couche barrière à la diffusion du cuivre (TiN/Ti ou TaN/Ta) est d'abord réalisé (cf. figure 23). Une couche d'accroche en cuivre est ensuite déposée par-dessus. Cette couche sert de cathode lors de l'étape d'électrolyse de cuivre. Dans notre cas, un dépôt physique en phase vapeur<sup>14</sup> d'une couche barrière TiN/Ti de 400 nm d'épaisseur est réalisé. La couche d'accroche en cuivre est constituée de 1000 nm d'un dépôt physique en

<sup>13</sup> Dans ce cas, il s'agit d'un dépôt PECVD [21], effectué à 240 °C. Il s'agit de la même technique que celle utilisée lors du dépôt du masque dur, mais à une température plus élevée.

<sup>14</sup> Cette technique de dépôt est plus connue sous le terme anglais *Physical Vapor Deposition* ou PVD.

phase vapeur et de 400 nm d'un dépôt chimique en phase vapeur. Le dépôt CVD permet de combler les éventuelles discontinuités électriques du dépôt PVD et de palier à sa faible conformité. La conformité d'une couche est définie comme étant le rapport entre son épaisseur au fond du TSV et celle en haut du TSV (cf. figure 23).

Compte tenu des dimensions des TSV (120  $\mu\text{m}$  de profondeur et un diamètre de 40 ou de 60  $\mu\text{m}$ ), un remplissage complet du TSV en cuivre n'est pas envisageable car le temps de dépôt serait trop long et le procédé trop coûteux. Un remplissage partiel est donc réalisé : une couche de cuivre de 7  $\mu\text{m}$  d'épaisseur tapisse les flancs et le fond du TSV. Cette étape est évidemment précédée par une photolithographie qui permet de définir les zones de croissance électrochimique du cuivre, à savoir les TSV et les lignes de

Les dépôts des différents matériaux isolants et conducteurs dans le TSV peuvent présenter quelques points de criticité liés au rapport de forme de ce dernier. L'un de ces points concerne la conformité des couches de matériaux déposées. Plus le rapport de forme du TSV est important, plus il est difficile de réaliser un dépôt conforme. Cette criticité est plus prononcée dans le cas d'un dépôt PVD ou d'une électrolyse que dans le cas d'un dépôt CVD. Dans notre cas de figure, le dépôt PVD de la barrière à la diffusion du cuivre et l'électrolyse du cuivre peuvent présenter des problèmes de conformité. Les épaisseurs de ces deux couches peuvent ainsi être faibles au fond du TSV par rapport à celles en haut du TSV (conformité inférieure à 10 %). A la fin de l'étape d'électrolyse, la couche barrière et la couche d'accroche sont gravées chimiquement.

### 3.4 L'isolation des lignes de redistribution : problématique

Les lignes de cuivre déposées par électrolyse dans le TSV et en surface de la face arrière de la plaque doivent être isolées en vue de continuer l'empilement tridimensionnel. Le procédé actuellement utilisé à cet effet consiste à déposer une couche de polymère de quelques micromètres d'épaisseur en surface de la plaque (benzocyclobutène ou BCB). Ce polymère ne s'introduit pas dans le TSV mais le recouvre, formant ainsi une cavité à l'intérieur du via (cf. figure 24-a). Ce procédé est inspiré de celui utilisé par STMicroelectronics lors de la fabrication des TSV sur les capteurs d'images. La membrane de polymère ainsi formée au-dessus du TSV constitue une zone fragile car elle peut se détériorer au cours des étapes qui nécessitent une montée en température (recuits, dépôts) ou pendant le fonctionnement de la puce (cf. figure 24-b). La configuration ainsi obtenue n'est pas non plus suffisamment robuste mécaniquement pour supporter un empilement 3D comme un report du type *flip-chip* de la puce ou la construction de couches supplémentaires d'isolants et de conducteurs<sup>15</sup>. De plus, l'isolation de la couche de cuivre dans le TSV n'est pas assurée car le métal n'est pas entièrement recouvert par le polymère. Des problèmes d'oxydation du cuivre

---

<sup>15</sup> Il est important de noter que dans le cas des capteurs d'images fabriqués par STMicroelectronics, il n'y a pas d'empilement tridimensionnel sur le dispositif. Le TSV permet simplement de reprendre le contact électrique sur la face arrière du dispositif afin de le reporter directement sur une carte électronique. Le procédé d'isolation en polymère a ainsi été optimisé dans le but de minimiser les défaillances sans pour autant effectuer de remplissage des TSV.

peuvent ainsi apparaître. Tous ces phénomènes peuvent fortement impacter la fiabilité des dispositifs concernés.

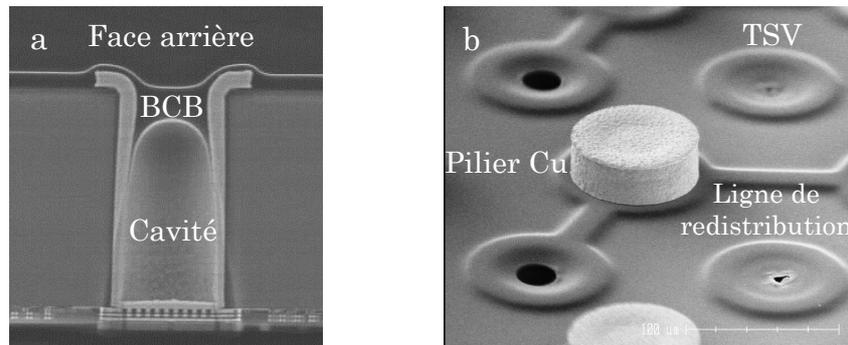


Figure 24 : isolation standard (BCB) des lignes de redistribution. a- vue en coupe du TSV. b- vue de dessus de la face arrière, détérioration de la membrane en polymère après une étape de recuit.

Dans cette thèse, on se propose donc d'étudier une solution d'isolation des lignes de redistribution qui inclue un remplissage de la totalité du TSV par un polymère (cf. figure 25). L'objectif est de recouvrir la totalité de la surface de cuivre par un matériau isolant afin d'assurer une stabilité mécanique et chimique de l'ensemble de l'empilement. Au-delà de la recherche du matériau adéquat et de la mise en place du procédé de remplissage des TSV, il s'agit dans cette thèse de déterminer les conséquences du remplissage polymère sur l'intégrité mécanique du TSV et sur son fonctionnement électrique.

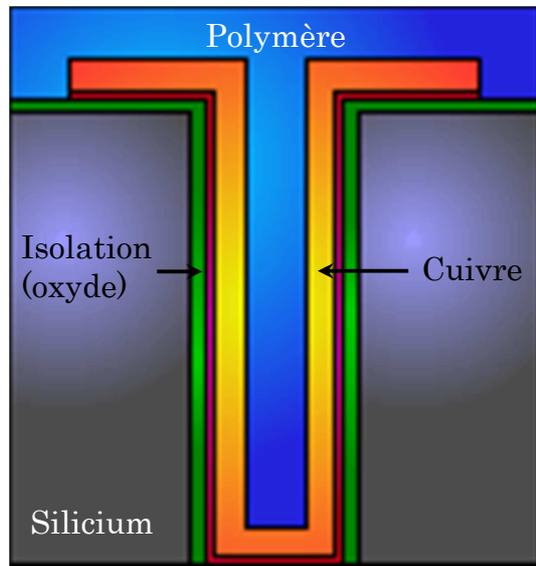


Figure 25 : représentation schématique de la configuration visée : remplissage en polymère des TSV.

## 4 Synthèse et démarche proposée

Il apparaît de cet état de l'art que la maîtrise de la technologie du TSV est primordiale pour l'intégration 3D. En effet, avec les interconnexions à faibles pas, le TSV est l'élément qui rend possible la connexion électrique entre les différents niveaux empilés. Dans notre cas d'étude, le *via-last* est l'approche la plus adaptée

aux applications 3D-WLP, surtout du point de vue du rapport entre la densité d'intégration et les coûts de fabrication. Le procédé d'isolation des lignes de redistribution en face arrière du dispositif, tel qu'il est appréhendé actuellement, devient problématique du point de vue de sa compatibilité avec un empilement tridimensionnel. La solution qui consiste à remplir les TSV en polymère sera ainsi étudiée dans ces travaux de thèse sur plusieurs aspects. Tout d'abord, la réalisation du procédé de remplissage et les difficultés qui peuvent en découler seront présentées. Cet aspect de l'étude permet de s'assurer de la capacité technologique à réaliser ce procédé. Ensuite, une étude prédictive numérique et expérimentale, des contraintes mécaniques engendrées dans le TSV sera détaillée. Cette étude sera précédée d'une étape de caractérisation des propriétés des matériaux. Enfin, l'impact du remplissage en polymère sur le fonctionnement des TSV sera étudié à travers l'intégration de ce nouveau procédé dans un véhicule de test électrique et la réalisation d'essais de fiabilité.

## 5 Bibliographie

- [1] ITRS, « International Technology Roadmap for Semiconductors: Interconnect », 2009. [Online]. Available: [http://www.itrs.net/Links/2009ITRS/2009Chapters\\_2009Tables/2009\\_Interconnect.pdf](http://www.itrs.net/Links/2009ITRS/2009Chapters_2009Tables/2009_Interconnect.pdf).
- [2] X. Saint Martin, « Packaging des circuits intégrés », *Techniques de l'ingénieur*, 2005. [Online]. Available: [www.techniques-ingenieur.fr](http://www.techniques-ingenieur.fr).
- [3] ITRS, « International Technology Roadmap for Semiconductors: Assembly and Packaging », 2009. [Online]. Available: [http://www.itrs.net/Links/2009ITRS/2009Chapters\\_2009Tables/2009\\_Assembly.pdf](http://www.itrs.net/Links/2009ITRS/2009Chapters_2009Tables/2009_Assembly.pdf).
- [4] G. Simon, « Packaging substrates », CEA-Léti, 2012.
- [5] J.-M. Yannou, P. Garrou, J. Baron, et C. Zinck, « 3D Silicon and Glass Interposers », Yole Développement, sept. 2010.
- [6] T.-R. Hsu, *MEMS Packaging*. London: IEE INSPEC, 2004.
- [7] W. Davis, J. Wilson, S. Mick, M. Xu, H. Hua, C. Mineo, A. Sule, M. Steer, et P. Franzon, « Demystifying 3D ICs: The pros and cons of going vertical », *IEEE Des. Test Comput.*, vol. 22, n<sup>o</sup>. 6, p. 498-510, déc. 2005.
- [8] S. Burkett et L. Schaper, *Interconnect Process at the University of Arkansas*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [9] P. Chausse, « Interconnections Cu Pillars », Léti, Rapport interne, 2011.
- [10] P. Ramm, M. J. Wolf, et B. Wunderle, *Wafer-Level 3D System Integration*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [11] P. Garrou, S. Vitkavage, et S. Arkalgud, *Drivers for 3D Integration*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [12] P. Garrou, *Commercial Activity*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [13] X. Gagnard et T. Mourier, « Through silicon via: From the CMOS imager sensor wafer level package to the 3D integration », *Microelectronic Engineering*, vol. 87, n<sup>o</sup>. 3, p. 470-476, 2010.
- [14] K. Zoschke, J. Wolf, C. Lopper, I. Kuna, N. Jurgensen, V. Glaw, K. Samulewicz, J. Roder, M. Wilke, O. Wunsch, M. Klein, M. V. Suchodoletz, H. Oppermann, T. Braun, R. Wieland, et O. Ehrmann, « TSV based silicon interposer technology for wafer level fabrication of 3D SiP modules », *2011 IEEE 61st Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2011.
- [15] B. Banijamali, S. Ramalingam, K. Nagarajan, et R. Chaware, « Advanced reliability study of TSV interposers and interconnects for the 28nm technology FPGA », *2011 IEEE 61st Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2011.
- [16] J.-M. Yannou et J. Baron, « Via First or Via Last 3D Integration Scenarios », Yole Développement, janv. 2010.
- [17] D. Henry, J. Charbonnier, P. Chausse, F. Jacquet, B. Aventurier, C. Brunet-Manquat, V. Lapras, R. Anciant, X. Sillon, B. Dunne, A. Hotellier, J. Michailos, et Ieee, « Through Silicon Vias Technology for CMOS Image Sensors Packaging: Presentation of Technology and Electrical Results », *Eptc: 2008 10th Electronics Packaging Technology Conference, Vols 1-3*, 2008.
- [18] P. Garrou et C. Bower, *Overview of 3D Integration Process Technology*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [19] W. Kröniger, *Fabrication, Processing and Singulation of Thin Wafers*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.

- [20] F. Roozeboom, M. A. Blauw, Y. Lamy, E. van Grunsven, W. Dekkers, J. F. Verhoeven, E. van den Heuvel, E. van der Drift, E. Kessels, et R. van de Sanden, *Deep Reactive Ion Etching of Through Silicon Vias*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [21] R. Wieland, *SiO<sub>2</sub>*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [22] T. Ritzdorf, R. Beica, et C. Sharbono, *Copper Plating*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.

# Chapitre 2 : remplissage polymère des TSV

---

## Table des matières

1	Les polymères en packaging et en intégration 3D .....	27
1.1	Les résines photosensibles pour la photolithographie.....	27
1.2	Le collage des puces aux boîtiers.....	28
1.3	Le remplissage de l'espace puce-substrat .....	29
1.4	L'enrobage des puces.....	30
1.5	L'isolation des lignes métalliques.....	30
2	Les principaux types de polymères en packaging .....	31
2.1	Les résines époxy .....	31
2.2	Les silicones.....	32
2.3	Les polyimides .....	33
3	Mécanique et rhéologie des polymères.....	34
3.1	Les états physiques du polymère.....	34
3.1.1	L'état vitreux.....	34
3.1.2	L'état caoutchoutique et les transitions vitreuses.....	35
3.1.3	L'état visqueux ou fondu.....	36
3.2	La rhéologie des solutions polymères.....	36
4	Dégradations des polymères.....	37
5	Cahier des charges pour le choix du polymère .....	38
6	Procédé de remplissage polymère des TSV.....	41
6.1	Remplissage avec une solution polymère liquide .....	41
6.2	Remplissage avec un film sec .....	43
6.3	Gestion de l'uniformité de l'épaisseur du polymère.....	44
6.4	Problématique de la flèche.....	46
7	Conclusions .....	49
8	Bibliographie.....	50

Dans ce chapitre, nous nous intéresserons aux procédés mis en place pour réaliser le remplissage des TSV par un polymère. Pour ce faire, quelques généralités sur les matériaux polymères et plus précisément ceux utilisés en microélectronique et en packaging, seront d'abord présentés. Des notions élémentaires sur la physique, la rhéologie et la dégradation des polymères seront aussi introduites afin de permettre une meilleure compréhension des phénomènes observés et abordés tout au long de ce mémoire. Ensuite, la procédure de sélection des polymères pour le remplissage des TSV et plus précisément le cahier des charges portant sur les propriétés du matériau à intégrer, sera présentée. Enfin, deux procédés de remplissage des TSV seront décrits. Les problématiques apportées par l'intégration de ces nouveaux procédés seront abordés ainsi que celles qui ont permis d'affiner le choix du matériau final.

## 1 Les polymères en packaging et en intégration 3D

L'industrie microélectronique peut être assez conservatrice en termes d'utilisation de nouveaux procédés ou de nouveaux matériaux. En effet, l'intégration d'une nouvelle catégorie de matériaux dans un procédé de fabrication requière de nombreuses étapes de sélection comme la caractérisation des propriétés du matériau et l'étude de son intégrabilité et de sa fiabilité. Malgré cela, de plus en plus de matériaux organiques sont utilisés dans l'industrie microélectronique et en packaging. En effet, de nouveaux matériaux polymères ont fait leurs apparitions dans des applications telles que le remplissage de l'espace inter-puces, l'isolation des lignes métalliques<sup>1</sup> ou le collage temporaire des plaques de silicium<sup>2</sup>. Ces applications viennent s'ajouter à celles déjà existantes comme les résines photosensibles de photolithographie, traditionnellement utilisées pour créer des motifs sur les plaques de silicium, les polymères contenus dans les structures des substrats de packaging ou les produits adhésifs utilisés pour la fixation des puces sur ces substrats. De plus en plus de matériaux organiques performants sont ainsi développés à des coûts de plus en plus maîtrisés, ce qui rend leur utilisation intéressante dans les domaines du packaging et de l'intégration 3D.

L'utilisation des matériaux polymères en packaging et en intégration 3D apporte ainsi un gain en termes de performances et de coûts, mais nécessitent aussi d'acquérir de nouvelles connaissances sur leurs propriétés, jusqu'à maintenant rarement abordées. Ces notions doivent être étudiées et comprises pour une intégration réussie. Dans la suite de ce chapitre sont présentées les applications majeures des polymères en packaging ainsi que les principales familles de polymères utilisées.

### 1.1 Les résines photosensibles pour la photolithographie

Les résines photosensibles à base de polymères utilisées en photolithographie ont été conçues dans des variantes sensibles à presque tous les types de rayonnements et en particulier le visible (400-530 nm), l'ultraviolet (180-

---

<sup>1</sup> Ces procédés seront décrits de manière plus détaillée ultérieurement dans ce chapitre.

<sup>2</sup> Le collage temporaire sera abordé dans le chapitre suivant.

400 nm), l'extrême ultraviolet (10-20 nm), les rayons X (1-2 nm) ainsi que les électrons et les ions [1]. Les résines les plus utilisées sont sensibles aux rayonnements ultraviolets et plus précisément aux longueurs d'ondes qui correspondent aux raies d'émission principales de la vapeur de mercure excitée : 365 nm, 248 nm et 193 nm. Dans notre cas, le procédé de photolithographie est utilisé pour la définition des motifs pour la gravure des TSV et l'électrolyse du cuivre par exemple.

L'étape de photolithographie se déroule de la manière suivante (cf. figure 1) : une couche de résine est déposée par rotation sur la plaque de silicium. Après un recuit destiné à retirer les solvants, l'insolation de la résine se fait à travers un masque définissant les motifs qui doivent être reproduits sur la plaque. La résine est par la suite développée : les parties non désirées sont dissoutes dans une solution généralement d'un mélange organique. Suivant le type de la résine (positive ou négative), on dissout soit la partie exposée aux rayons ultraviolets soit la partie non exposée. Dans le cas d'une résine positive par exemple, un acide est photo-généré à l'insolation. Lors du recuit post-insolation, cet acide est activé et entre en réaction de clivage avec la chaîne du polymère qui se dégrade. La couche de résine qui reste sur la plaque après le développement sert de masque à d'autres étapes comme la gravure ou le dépôt. La résine est par la suite enlevée à l'aide d'une solution adéquate.



Figure 1 : représentation schématique des principales étapes du procédé de photolithographie.

Au-delà du simple procédé de photolithographie, où les résines sont temporairement présentes sur le composant, des polymères photosensibles permanents sont utilisés à différents niveaux en packaging et en intégration 3D. Dans notre cas de figure, les polymères de remplissage des TSV peuvent être photosensibles et permettre ainsi de définir des motifs comme les ouvertures de reprise de contact pour la réalisation d'autres niveaux d'interconnexions.

## 1.2 Le collage des puces aux boîtiers

Plusieurs matériaux peuvent être utilisés pour fixer une puce électronique dans un boîtier (cf. figure 2) [2]. Les brasures eutectiques par exemple sont des alliages à base d'or ou de mélanges or/étain qui permettent d'obtenir des collages inorganiques à très fortes énergies d'adhésion. Ce type de brasures assure simultanément une conduction thermique et électrique. Cependant, les brasures eutectiques exigent un recuit à haute température (280-400 °C). Des adhésifs organiques à base de polymères époxy, plus connus sous le terme anglais *die attach*, ont été développés pour résoudre cette problématique. Ces polymères

réticulent à basses températures (autour de 150 °C) et peuvent être chargés en particules selon le besoin : particules de silice pour l'isolation ou particules métalliques pour la conduction électrique par exemple. Les polymères pour le *die attach* doivent présenter de faibles taux de dégazage lors du recuit de réticulation et une faible absorption d'humidité afin d'assurer la fiabilité de l'ensemble du boîtier.

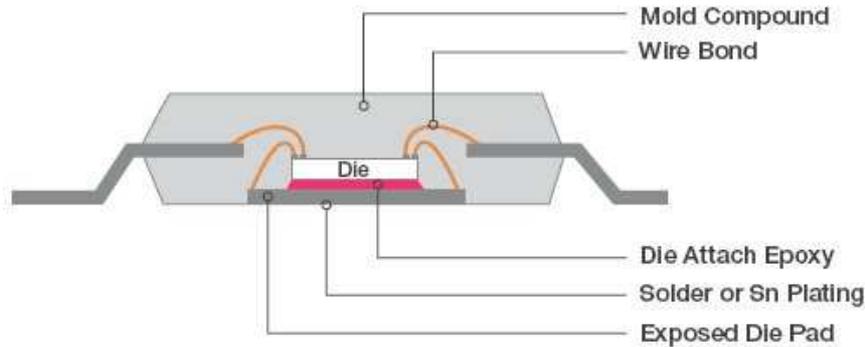


Figure 2 : représentation schématique d'une puce dans un boîtier [3].

### 1.3 Le remplissage de l'espace puce-substrat

Lors du report de puces par l'approche *flip-chip*, l'espace entre la puce supérieure et le substrat du boîtier doit être comblé avec un matériau isolant électrique, couramment désigné par le terme anglais *underfill* (cf. figure 3) [4]. Il s'agit généralement d'une résine époxy chargée en particules de silice.

Après son recuit de réticulation, le matériau de remplissage doit présenter, entre autres, un faible taux d'absorption d'humidité et une bonne adhésion avec la puce et le substrat. Grâce à ses propriétés thermomécaniques, et plus précisément son faible coefficient de dilatation thermique et son faible module d'Young, les contraintes mécaniques sont redistribuées sur l'ensemble de l'empilement et ne sont ainsi plus concentrées sur le matériau de soudure. L'*underfill* assure aussi la passivation du matériau de soudure en l'isolant de l'environnement extérieur. Une meilleure fiabilité est ainsi garantie pour l'empilement.

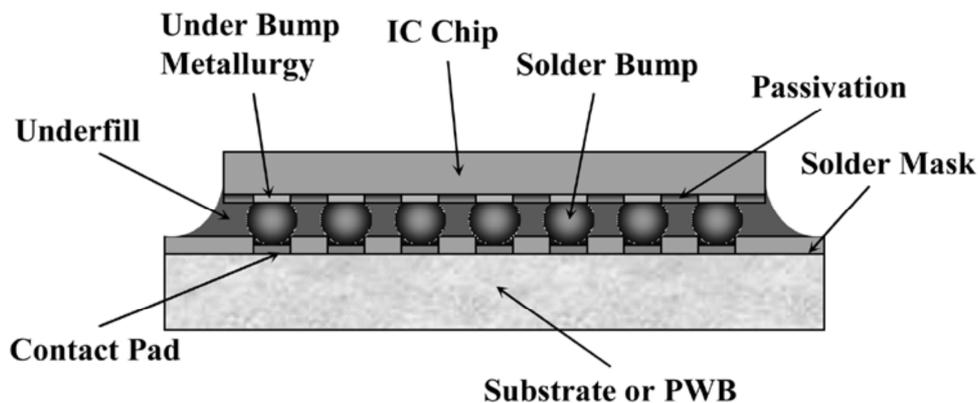


Figure 3 : différents éléments d'un report flip-chip d'une puce sur un substrat de packaging.

Le principe de l'*underfill* a aussi été étendu au *flip-chip* de puces en intégration 3D où les dimensions des soudures et de l'espace à combler sont plus réduites.

## 1.4 L'enrobage des puces

Dans le packaging conventionnel des puces, le rôle du polymère d'enrobage, ou *molding* en anglais, est d'assurer la protection de la puce vis-à-vis de l'environnement extérieur : humidité, corrosion, bruit électrique... Il permet surtout d'améliorer la tenue mécanique de l'ensemble de l'empilement (cf. figure 3). Ce principe a été élargi au Wafer Level Packaging et plus particulièrement au report puce sur plaque. Le procédé de *molding* se fait dans ce cas à l'échelle de la plaque [5]. Le dépôt du polymère s'effectue soit par étalement d'une solution liquide soit par laminage d'un film sec. Le principal défi du *molding* à l'échelle de la plaque est la contrainte thermomécanique induite par la différence des coefficients de dilatation thermique entre les puces empilées (majoritairement en silicium) et le polymère d'enrobage. Cette problématique est moins critique dans le cas du report de puces sur substrat organique.

## 1.5 L'isolation des lignes métalliques

Plusieurs matériaux organiques sont utilisés comme couches fines d'isolation électrique dans la fabrication des structures minces en packaging et en intégration 3D. Le benzocyclobutène (BCB) est par exemple utilisé comme couche de passivation des lignes de redistribution (RDL pour *Re-Distribution Layer* en anglais) en cuivre [6]. Une couche de BCB de quelques micromètres d'épaisseur est ainsi déposée afin d'isoler le cuivre (cf. figure 4). Le BCB est décliné dans des versions photosensibles, ce qui permet d'ouvrir des zones de contact pour continuer l'intégration (billage, piliers en cuivre, ...). Des polyimides sont aussi utilisés dans des applications similaires tout en offrant une résistance à la température plus importante. Cependant, ces polymères requièrent des températures de réticulation plus élevées (généralement au-delà de 300 °C) et imposent ainsi au système une contrainte plus importante en termes de budget thermique.

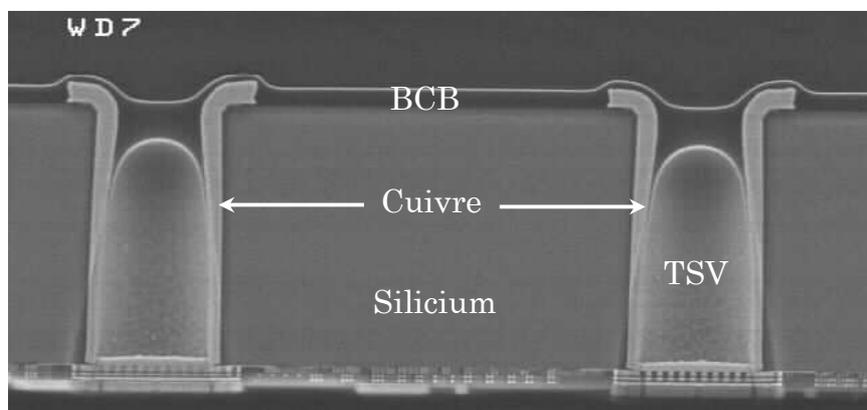


Figure 4 : passivation en BCB des lignes de redistribution en cuivre sur une puce capteur d'image (STMicroelectronics).

Dans le cadre de cette étude, les propriétés des polymères de remplissage des TSV pourront être inspirées de cette gamme de matériaux surtout en termes de propriétés diélectriques.

## 2 Les principaux types de polymères en packaging

Ce paragraphe présente succinctement les structures chimiques, les propriétés ainsi que les principales applications des trois familles de polymères les plus utilisées en packaging [7] : les époxy, les silicones et les polyimides. Ces polymères constituent les candidats potentiels pour le remplissage des TSV.

### 2.1 Les résines époxy

La famille époxy est une classe de polymères largement utilisée en électronique pour ses propriétés diélectriques comme couche de protection. La chimie des résines époxy est basée sur la haute réactivité du cycle trigonal époxy (cf. figure 5). Dans un milieu alcalin ou acide contenant des atomes d'hydrogène actifs, le cycle époxy s'ouvre ce qui permet à la réaction de polymérisation de se produire.

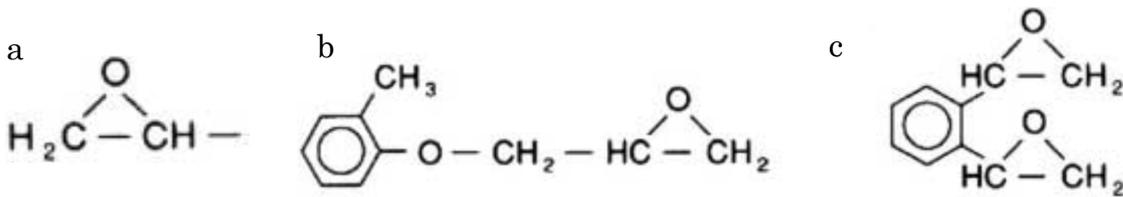


Figure 5 : exemples de monomères comportant des groupements époxy. a- groupe époxyde. b- Crésylglycidyléther. c- Diépoxyéthyl-1,2-benzène.

Les résines époxy se caractérisent par une excellente adhésion sur de nombreux types de substrats, et sous différentes conditions environnementales. Cette propriété peut être attribuée à la nature très polaire de la structure époxy qui assure une solidarité à la fois mécanique et électrique avec la surface du substrat. Les nombreuses fonctions éther disponibles constituent des sites privilégiés pour des liaisons de van der Waals de type hydrogène avec des surfaces plastiques ou métalliques. Le cycle époxy lui-même peut aussi interagir chimiquement avec des atomes d'hydrogène actifs sur les surfaces des substrats. Les polymères époxy sont ainsi largement utilisés comme résines adhésives.

Ces résines sont aussi connues pour leurs propriétés diélectriques qui les rendent compatibles avec des applications demandant une bonne isolation électrique. Ces propriétés restent stables sous des conditions environnementales telles qu'une température jusqu'à 150 °C et une humidité relative de 95 à 100 %.

La résistivité volumique des polymères époxy à température ambiante est élevée et généralement comprise entre 10<sup>12</sup> et 10<sup>15</sup> ohm/cm. Ces valeurs varient avec la température : son augmentation peut générer une chute de la résistivité volumique de plusieurs ordres de grandeur. La résistivité électrique dépend aussi de l'humidité absorbée par le polymère.

La permittivité diélectrique relative, couramment appelée également « constante diélectrique », et le facteur de dissipation sont faibles pour les

polymères époxy. La constante diélectrique est généralement comprise entre 3 et 6 et le facteur de dissipation entre 0,003 et 0,03. D'autre part, les polymères époxy présentent une excellente résistance à l'humidité et aux solvants organiques.

## 2.2 Les silicones

Contrairement aux autres polymères, les silicones ne sont pas entièrement organiques à cause de la présence des liaisons silicium-oxygène dans le squelette de la chaîne. Ils sont plus précisément classifiés comme des polymères semi-organiques. La structure générale d'un polymère silicone se compose d'une chaîne centrale de liaisons Si-O avec des ramifications organiques qui peuvent être des groupements méthyle, éthyle, phényle... (cf. figure 6). Les résines silicones sont synthétisées par condensation des produits d'hydrolyse de chlorosilanes ce qui conduit à des squelettes macromoléculaires constitués d'enchainements d'atomes de silicium et d'oxygène avec des groupements latéraux organiques tels que celui présenté sur la figure 6. La réticulation de ces résines peut se faire en utilisant soit de la chaleur, soit une catalyse ou les deux.

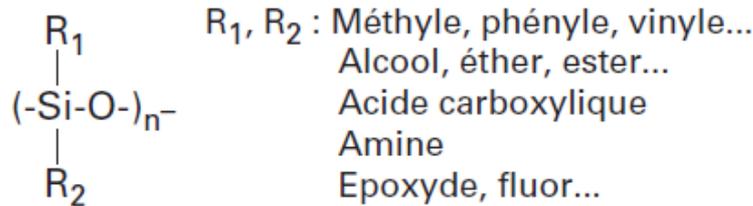


Figure 6 : exemples de structures de polymères silicones.

Les polymères du type silicone ont des applications diverses et variées dans les industries électriques et électroniques. Ils sont surtout utilisés comme isolants mis en forme par extrusion ou déposés en couches minces pour des applications haute température / haute tension. Parmi les utilisations des polymères silicones on peut citer l'isolation pour les câbles électriques, les couches de protection pour des composants électroniques, des composants de puissance, des connecteurs, des relais et des amplificateurs magnétiques.

Les polymères silicones se caractérisent par des propriétés stables sur une large gamme de température grâce à la forte énergie qui caractérise la liaison Si-O par rapport à la liaison C-C d'un polymère complètement organique. Ils sont par exemple électriquement et mécaniquement stables à des températures qui peuvent atteindre 260 °C.

Les polymères silicones se caractérisent aussi par une flexibilité et une mobilité de leurs chaînes. Ceci est dû au grand angle de valence de la liaison Si-O-Si, à une distance interatomique élevée et à l'absence de substituant sur l'atome d'oxygène (et donc l'absence de gêne stérique).

Les propriétés électriques des silicones sont généralement meilleures que celles de la plupart des polymères organiques y compris beaucoup de polymères époxy. Leur constante diélectrique par exemple est généralement comprise entre 2,8 et 3,8 à température ambiante.

## 2.3 Les polyimides

Les polyimides ont été développés et introduits sur le marché pour la première fois par DuPont en 1961. Les polyimides peuvent être classés en deux catégories : ceux synthétisés par condensation et ceux synthétisés par addition. Dans les deux cas, le polyimide est formé à partir de dianhydrides contenant des fonctions diamines aromatiques (cf. figure 7).

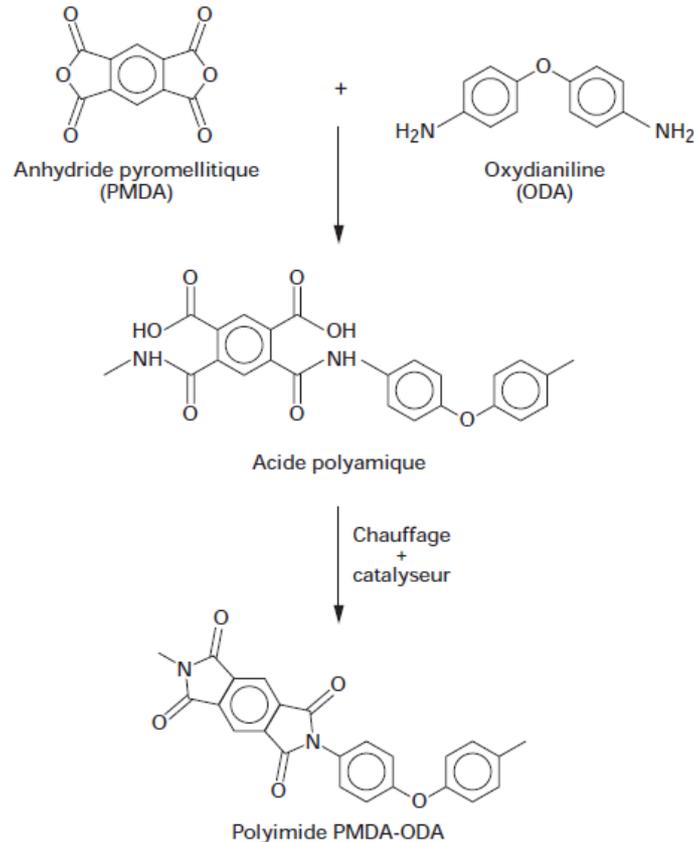


Figure 7 : synthèse d'un polyimide à partir d'un dianhydride et d'une diamine.

Grace à leur structure cyclique aromatique, les polyimides possèdent une stabilité thermique et une résistance à la température exceptionnelles. En effet, leur température de fonctionnement peut atteindre 370 °C. Ces polymères peuvent aussi résister à des chocs thermiques brefs de 600 °C. Ils forment ainsi le groupe de polymères ayant la plus haute stabilité thermique jamais développé. Les polyimides présentent aussi une très haute résistance aux solvants organiques et à l'humidité.

Les polyimides sont intrinsèquement solubles dans les solvants organiques usuels, ce qui facilite leur intégration dans des applications microélectroniques comme les circuits hybrides et les circuits imprimés qui requièrent la possibilité de recycler les polymères lors de leur utilisation.

## 3 Mécanique et rhéologie des polymères

La connaissance des propriétés des matériaux est primordiale à la maîtrise de leur intégration et de leur fiabilité. Dans ce paragraphe, on se propose de présenter brièvement quelques notions de physique des polymères nécessaires à la compréhension des phénomènes mis en jeu dans la suite de cette étude.

### 3.1 Les états physiques du polymère

Pendant le procédé de fabrication de la puce, les essais de fiabilité ou le fonctionnement du produit final, les polymères utilisés pour le remplissage des TSV peuvent subir des variations de température qui peuvent aller pour les conditions les plus extrêmes de -40 °C jusqu'à 300 °C. La connaissance des propriétés mécaniques du polymère en fonction de la température est donc primordiale afin de comprendre les phénomènes mis en jeu. Il s'agit dans ce paragraphe d'introduire les notions élémentaires sur les états physiques des matériaux polymères et de définir les grandeurs les plus importantes qui les décrivent.

#### 3.1.1 L'état vitreux

A basse température, un polymère est généralement dur et fragile. Il s'agit de l'état vitreux du polymère [8]. A ces températures, les forces de liaison entre les chaînes sont très grandes et l'amplitude de l'agitation thermique générale des macromolécules diminue. Le système se met alors dans un ordre d'autant plus parfait que les conditions structurales le permettent, ce qui définit sa cristallinité. Un polymère peut être cristallin, semi-cristallin ou complètement amorphe. Cette cristallinité dépend de la perfection de la stéréorégularité et diminue avec l'importance des empêchements stériques des molécules (irrégularités d'enchaînement, ramifications latérales, points de réticulation...) et avec la rigidité de la chaîne. L'organisation cristalline du polymère dépend aussi des gradients de température et de contrainte présents lors de la mise en œuvre du polymère.

Les polymères industriels sont généralement partiellement cristallins : constitués de nano-unités cristallines appelées cristallites associées à des zones amorphes.

La rigidité et la résistance mécanique d'un polymère à l'état vitreux est fonction des liaisons intermoléculaires qui existent entre les chaînes et qui correspondent le plus souvent à des forces de van der Waals agissant à courte distance. Les liaisons hydrogène expliquent la majorité des forces de cohésion qui existent dans les polymères. Comme ces forces sont inversement proportionnelles à la puissance sixième de la distance inter dipolaire [8], on peut s'attendre à des énergies cohésives beaucoup plus importantes dans les zones cristallines que dans les zones amorphes où les chaînes sont plus éloignées les unes des autres.

### 3.1.2 L'état caoutchoutique et les transitions vitreuses

Si on augmente la température, tout en faisant attention à ne pas dégrader le polymère, ce dernier devient caoutchoutique et donc capable de subir de larges déformations élastiques [8]. Au niveau moléculaire, cette augmentation de la température se traduit par une augmentation de l'énergie cinétique. Le système peut ainsi répondre à une grande déformation en étirant les ramifications enroulées. L'entropie diminue car les chaînes s'alignent de manière moins aléatoire. Lors du relâchement des contraintes, le système revient à l'état initial et donc à un maximum d'entropie.

La température (ou le domaine de température) à laquelle le polymère passe de l'état vitreux à l'état caoutchoutique s'appelle la température de transition vitreuse ( $T_g$  pour glass transition). Cette température est déterminée par les interactions physicochimiques entre les segments de la chaîne du polymère (forces de cohésion). Les molécules ayant de fortes liaisons hydrogène, des interactions ioniques ou des interactions polaires possèdent des températures de transition vitreuse élevées. A température ambiante, ces polymères sont très généralement à l'état vitreux.

La transition vitreuse entraîne une modification plus ou moins sensible de la plupart des comportements physiques et mécaniques du polymère. On observe ainsi au passage par la température de transition vitreuse, une discontinuité du coefficient de dilatation thermique, de la capacité thermique, de la compressibilité et de toutes les caractéristiques mécaniques du polymère. La température de transition vitreuse peut ainsi être déterminée à travers les propriétés mécaniques du polymère comme la mesure de son module élastique en fonction de la température (cf. figure 8), la mesure du volume libre en fonction de la température (courbes de dilatométrie) ou les mesures calorimétriques (analyse thermique différentielle).

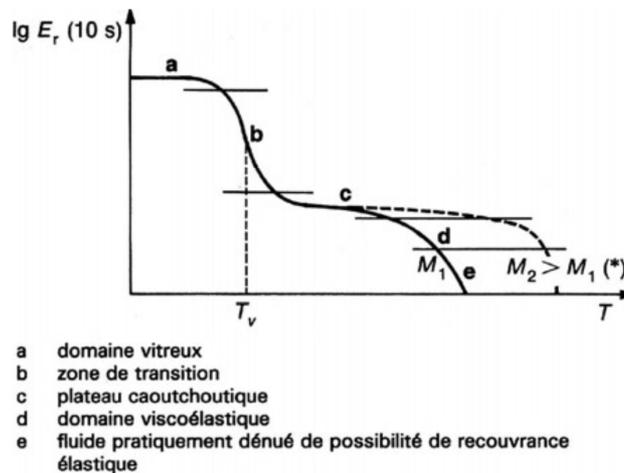


Figure 8 : variation du module de relaxation en fonction de la température pour un polymère amorphe. Le module de relaxation, mesuré lors d'un essai de relaxation, est le rapport entre la contrainte et la déformation imposée au polymère à une température donnée [9]. La température de transition vitreuse est notée  $T_v$  sur cette figure.

Cette transition de l'état vitreux à l'état caoutchoutique concerne essentiellement les polymères amorphes. Si un polymère semi cristallin ou cristallin subit un traitement thermique équivalent, sa rigidité diminue sans que l'on puisse observer d'état caoutchoutique, puis il passe à l'état liquide. On parle ainsi de fusion cristalline et de température de fusion  $T_f$ .

### 3.1.3 L'état visqueux ou fondu

Une augmentation plus importante de la température transforme le caoutchouc en un mélange visqueux [8]. Si le polymère est un thermoplastique, les molécules du polymère se désolidarisent (la réaction inverse de la réticulation) et on obtient un mélange capable de se réticuler de nouveau et de reformer le polymère de départ : la réaction est donc réversible. Si le polymère est un thermodurcissable, cette augmentation de la température engendre une dégradation irréversible du polymère.

## 3.2 La rhéologie des solutions polymères

Les polymères commerciaux sont généralement fournis à l'état non réticulé ou partiellement réticulé sous forme de solutions organiques complexes. Ces solutions contiennent les chaînes du polymère, des solvants organiques ainsi que d'autres éléments nécessaires à la réaction de réticulation (agents durcisseurs, catalyseurs, agents photosensibles...).

Lors de la réaction de réticulation, le comportement visqueux de la solution polymère peut être important pour certaines applications car il conditionne l'état du polymère une fois que le système est figé (à la fin de la réticulation). Au cours de cette réaction, la connaissance des propriétés rhéologiques de la solution polymère, et plus particulièrement de la viscosité du système, en fonction de paramètres comme la température de recuit, le temps de recuit ou la vitesse de chauffage est cruciale pour la maîtrise de l'état final du polymère.

La figure 9-a montre des courbes standards de viscosité d'une solution polymère en fonction du temps, au cours d'une rampe de température, lors de la réaction de réticulation. On observe dans un premier temps une diminution de la viscosité qui traduit la réponse mécanique du système liquide à une augmentation de la température. Pendant cette phase le taux de conversion n'évolue pas et n'a donc pas d'impact sur la viscosité. Dans un deuxième temps, on observe une augmentation de la viscosité qui s'explique par l'avancement de la réaction de réticulation [10-11]. Le système forme une macrostructure qui s'étend graduellement jusqu'à atteindre le point gel qui se caractérise par la transition de l'état visqueux à l'état d'un gel élastique. Les pentes des deux parties de la courbe varient en fonction de la vitesse de chauffage. Plus cette vitesse est élevée plus les pentes sont importantes. A faibles vitesses de chauffage, les solutions polymères présentent de larges fenêtres où le système peut s'écouler facilement (cf. figure 9-b).

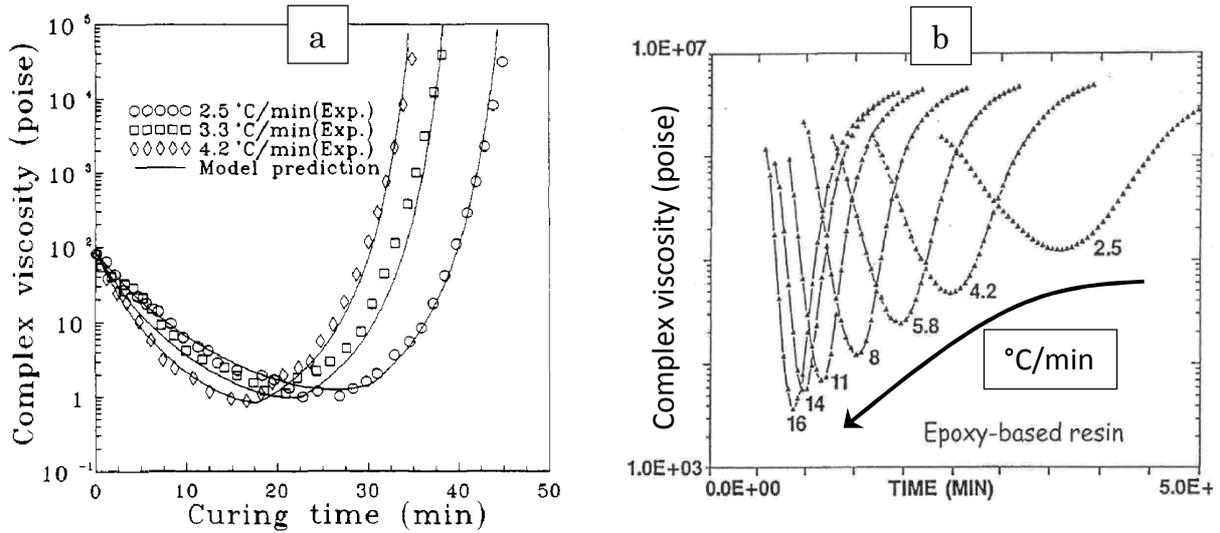


Figure 9 : a- viscosité d'une solution polymère en fonction du temps lors de recuits de réticulation non isothermes [10]. b- influence de la vitesse de chauffage sur la courbe de viscosité du polymère lors du recuit de réticulation.

## 4 Dégradations des polymères

Dans le but de mieux comprendre les phénomènes mis en jeu au cours de cette étude et plus spécifiquement ceux liés aux essais de fiabilité, une description des principaux modes de défaillance des polymères est présentée dans ce paragraphe. Les polymères peuvent être dégradés par décomposition thermique, par rayonnement ionisant, par attaque chimique ou par action mécanique. Dans notre cas de figure et au cours des tests de fiabilité, les polymères peuvent être sollicités thermiquement, chimiquement et mécaniquement.

Un polymère soumis à une température élevée subit des réactions de dégradation telles que la scission des liaisons importantes de la chaîne, la recombinaison des radicaux libres formés par la rupture de liaisons covalentes ou la réactivité des ramifications [12]. A l'atmosphère ambiante, l'oxydation est la cause principale de la dégradation. La plupart des polymères ne s'oxydent pas à température ambiante. Cependant, à plus haute température, cette réaction est accélérée et la dégradation devient perceptible. L'oxydation des polymères est aussi accélérée par les radiations ultraviolettes et les radiations ionisantes comme les rayons gamma. La structure chimique du polymère a un impact sur sa stabilité thermique : les polymères qui incorporent des halogènes, et plus précisément du fluor par exemple, présentent une bonne stabilité thermique. La diffusion d'éléments chimiques au sein du polymère entraîne aussi une dégradation de ce dernier. Ces éléments chimiques peuvent être de l'eau (qui altère les propriétés diélectriques du polymère) ou des éléments oxydants (aqueux ou gazeux) présents dans l'environnement du polymère [13].

Un polymère soumis à une contrainte mécanique répétée dans son domaine de déformation plastique peut subir une défaillance couramment appelée fatigue dynamique [12]. Si la contrainte appliquée est inférieure à une valeur caractéristique du polymère (couramment appelée limite d'endurance ou limite de fatigue), la défaillance n'apparaît pas. Des tests de fatigue peuvent être

réalisés afin de déterminer le nombre de cycles nécessaires pour produire un certain type de défaillance dans le matériau (initiation ou propagation de fissures etc.). La contrainte appliquée peut être une contrainte de tension, de compression, de torsion, de flexion... Pour un polymère, les tests de fatigue ne peuvent pas être accélérés en augmentant la fréquence du chargement car l'échauffement dû aux frictions internes peut activer d'autres mécanismes de défaillance.

Lors de ces tests, plusieurs modes de défaillance peuvent apparaître. La formation et la propagation de fissures est la défaillance la plus importante pour les polymères. Dans les phases amorphes, ces fissures s'appellent des *crazes* : il s'agit de microfissurations spécifiques très visibles en lumière incidente pour les polymères transparents sous forme de petites surfaces brillantes perpendiculaires à la direction de la contrainte imposée au matériau. Les *crazes* apparaissent dans les zones où les liaisons intermoléculaires sont les plus faibles. Les *crazes* se forment et se propagent plus rapidement quand on augmente la température.

Il n'y a pas de raison pour que les microfissurations observées dans les polymères amorphes ne se manifestent pas dans les phases amorphes des polymères semi cristallins, mais on peut s'attendre à ce que la phase cristalline en modifie le comportement. Des études démontrent que les cristallites (phases cristallines dans les polymères semi cristallins) arrêtent les *crazes* dans leur progression. Si les fissures ne sont pas stoppées, elles ont tendance à traverser les cristallites plutôt que les contourner. La fissure ainsi formée dans la phase cristalline s'appelle un *crack*. Les cracks diffèrent des *crazes* en ce sens que leurs deux parois sont nettement séparées et continuent à s'écarter quand la déformation ou la contrainte sont maintenues.

Pour conclure, on peut distinguer deux principaux modes de défaillance des polymères : une défaillance chimique activée par la température qui modifie la structure chimique du matériau et une défaillance mécanique qui dégrade l'intégrité du matériau.

## 5 Cahier des charges pour le choix du polymère

En début de thèse, une des premières tâches a été d'identifier les polymères potentiellement intéressants pour le remplissage des TSV. Ces polymères doivent satisfaire un certain nombre de conditions portant sur leurs propriétés physicochimiques, thermomécaniques et diélectriques.

Un cahier des charges a ainsi été établi pour permettre le choix parmi les produits disponibles commercialement. Les critères définis dans ce cahier des charges sont inspirés des propriétés des polymères utilisés pour la passivation des lignes de RDL comme le BCB :

- Le polymère doit pouvoir être introduit dans le TSV avec l'une des techniques conventionnelles de dépôt de ce type de matériaux : dépôt à la tournette pour les polymères liquides ou laminage sous vide pour les films secs.
- Comme expliqué dans le paragraphe précédent, le substrat sur lequel se trouvent les TSV est aminci et n'est donc pas manipulable tel quel. Il est ainsi collé sur une plaque support. La colle utilisée à cet effet se dégrade à une température supérieure à 250 °C. Le polymère doit donc avoir une température de polymérisation inférieure à 250 °C.

- Le polymère doit être capable de supporter le budget thermique des étapes technologiques qui suivent son dépôt. Ceci implique des contraintes au niveau de la température de transition vitreuse du polymère qui doit être en dehors de cette gamme de température afin d'éviter tout changement de phase au cours des différents traitements thermiques.

- Le polymère doit posséder une bonne adhésion sur les surfaces des matériaux environnants comme le cuivre et les isolants ( $\text{SiO}_2$ ,  $\text{SiON}$ ).

- Le polymère doit être chimiquement stable vis-à-vis des matériaux environnants : il ne doit pas réagir avec le cuivre en particulier. Il doit être aussi hydrophobe afin de minimiser la rétention d'eau ce qui permettra de limiter des problèmes de fiabilité comme l'oxydation du cuivre et la formation de bulles de gaz.

- Le polymère doit avoir un coefficient de dilatation thermique compatible avec son environnement et surtout avec le silicium ( $2,6 \cdot 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ) qui constitue la partie prédominante des matériaux entourant le polymère. L'objectif est à priori de s'approcher au maximum du coefficient de dilatation thermique du silicium afin de minimiser les contraintes thermomécaniques. Cependant, on sait que le module élastique intervient aussi dans cette contrainte. Une étude détaillée portant sur cet aspect doit donc être menée afin de déterminer les conditions optimales pour minimiser les contraintes thermomécaniques générées par le polymère.

- En ce qui concerne les propriétés d'isolation électrique, la valeur de la constante diélectrique peut être comparée à celle du BCB qui est de 2,65. Le polymère BCB ayant démontré son efficacité en termes d'isolation du cuivre, il sera considéré comme référence.

- Le polymère de remplissage est aussi utilisé pour la passivation des lignes de RDL en cuivre en face arrière de la plaque. On doit donc être capable de le retirer à différents endroits au niveau des plots en cuivre afin de reprendre le contact électrique pour la réalisation des piliers ou des microbilles pour le *flip-chip*. Ceci peut être réalisé plus facilement si le polymère est photosensible, sinon il devra être gravé par voie sèche (plasma d'oxygène par exemple).

Ces critères permettent de sélectionner les polymères les plus susceptibles de convenir au remplissage des TSV. Il ne s'agit pas ici de remplir impérativement toutes les conditions citées. Le cahier des charges permet surtout d'éviter les choix aberrants et de réduire la liste des produits potentiels pour pouvoir les étudier de manière plus approfondie.

A l'issue d'une période de prospection, pendant laquelle des discussions ont été organisées avec les fournisseurs de matériaux organiques pour les applications microélectroniques et packaging, des produits ont été identifiés comme étant potentiellement adéquats pour le remplissage des TSV. La suite de cette étude portera sur deux polymères dont les noms commerciaux sont TMMR et SINR. Le tableau 1 résume les propriétés de ces produits, transmises par les fournisseurs. A noter que les deux matériaux existent à la fois sous la forme d'une résine liquide et d'un film sec.

Tableau 1: propriétés des 2 polymères sélectionnés pour l'étude du remplissage des TSV, données fournisseurs.

	TMMR	SINR
Fournisseur	TOK	Shin-Etsu
Référence du produit	S2000	3170-PAL
Type du polymère	Epoxy	Silicone
Viscosité (cP)	2000	1000
Température de recuit (°C)	200	200
Module d'Young (GPa)	2.1	0.1
Coefficient de dilatation thermique ( $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )	65	180
Température de transition vitreuse (°C)	230	< -50
Constante diélectrique	3,8 mesurée à 1 MHz	2,6 mesurée à 1 GHz

La résine liquide est une solution organique contenant le monomère, les solvants, les éléments photosensibles ainsi que des agents durcisseurs ou des catalyseurs pour accélérer la réaction de polymérisation. Le film sec est une couche mince de quelques dizaines de micromètres d'épaisseur, généralement disponible sous la forme d'un rouleau (cf. figure 10). Le film sec contient tous les éléments cités dans le cas des solutions liquides, mais avec une concentration en solvants beaucoup plus faible.

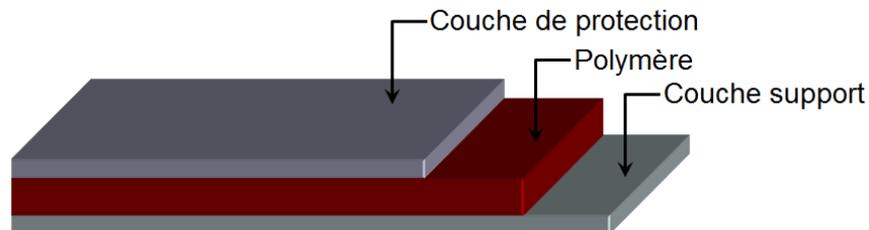


Figure 10 : représentation schématique de la constitution d'un film sec commercial.

Dans la suite de ce travail, des mesures expérimentales des propriétés importantes des polymères seront effectuées afin de constituer une base solide pour les différentes études menées. Les résultats obtenus seront confrontés aux données des fournisseurs. A noter que ces deux polymères ont des structures chimiques et des propriétés thermomécaniques différentes. De plus, d'après les températures de transitions vitreuses données par les fournisseurs, le polymère TMMR est à l'état vitreux à température ambiante alors que le polymère SINR est à l'état caoutchoutique.

## 6 Procédé de remplissage polymère des TSV

Dans ce paragraphe, les deux procédés de remplissage des TSV par une solution liquide et par un film sec sont décrits. Les essais de remplissage sont réalisés sur un véhicule de test contenant des TSV de diamètres 40 et 60  $\mu\text{m}$  pour une profondeur commune de 120  $\mu\text{m}$ . Deux rapports de forme sont donc disponibles : 3/1 et 2/1. L'objectif visé est de réaliser un remplissage sans défauts des TSV (piégeage de bulles d'air, délamination...) et d'obtenir une surface de polymère la plus plane possible.

### 6.1 Remplissage avec une solution polymère liquide

Le procédé de remplissage des TSV par une solution polymère liquide a été imaginé et mis en place au début de la thèse. Le procédé se déroule en deux étapes. Un dépôt d'une couche de la solution polymère est d'abord effectué par rotation. Cette couche dont l'épaisseur est comprise entre 20 et 25  $\mu\text{m}$  ne s'introduit pas dans les TSV mais reste au-dessus de ce dernier (cf. figures 11 et 12) piégeant ainsi de l'air à pression atmosphérique dans les cavités. Un recuit sous vide est par la suite effectué sur une plaque chauffante. Pendant ce recuit, la viscosité de la solution polymère diminue sous l'effet de la température ; la solution polymère devient ainsi plus fluide. La mise sous vide crée une différence de pression entre l'air piégé à pression atmosphérique dans la cavité du TSV et l'environnement extérieur. Cet air est alors aspiré vers l'extérieur, permettant l'introduction du polymère dans la cavité.



Figure 11 : remplissage des TSV par une solution polymère liquide. Conditions de recuit sous vide pour le polymère SINR.

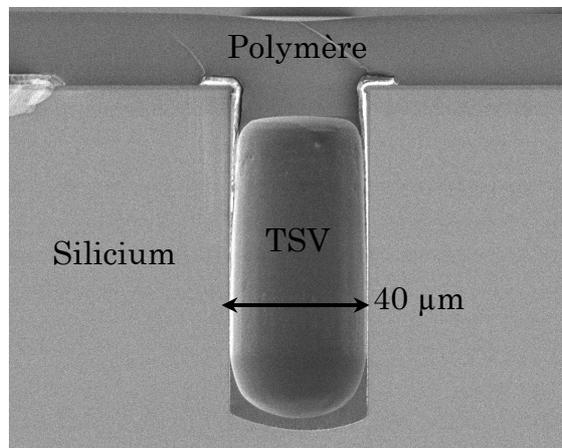


Figure 12 : coupe dans un TSV avant le recuit sous vide, le polymère reste au-dessus du TSV.

L'optimisation du procédé de remplissage porte sur plusieurs points. Le point clé est le choix de la température de recuit sous vide : cette température dépend des propriétés rhéologiques et physicochimiques de la solution polymère : viscosité, concentration et taux d'évaporation des solvants, vitesse de réticulation. Le phénomène de diminution de la viscosité en fonction de la température entre en compétition directe avec une augmentation de cette même viscosité due à l'évaporation des solvants et surtout à l'avancement de la réaction de réticulation du polymère. Il s'agit donc ici de trouver un point de fonctionnement qui permet d'avoir le minimum de viscosité afin de favoriser le mouvement fluide du polymère. La température de recuit dépend aussi la pression (autrement dit niveau de vide) qui peut être atteinte.

Dans notre cas, une pression de 10 mbar peut être atteinte dans la chambre de recuit. N'ayant pas accès à une mesure de viscosité sous une atmosphère contrôlée, la recherche de la température optimale de remplissage s'est effectuée en réalisant des essais à différentes températures. La température recherchée se situe obligatoirement en dessous de la température d'évaporation des solvants, donnée par le fournisseur. La qualification de l'efficacité du remplissage se fait en réalisant des coupes et des observations par microscopie électronique à balayage des TSV. L'objectif est d'obtenir un remplissage sans défauts (cavités, fissures) du TSV avec une surface libre du polymère la plus plane possible. La figure 13 montre des exemples de remplissages imparfaits : cavité piégée dans le polymère, surface non plane au-dessus du TSV. Plus le rapport de forme est important, plus il est difficile d'obtenir un remplissage sans défauts.

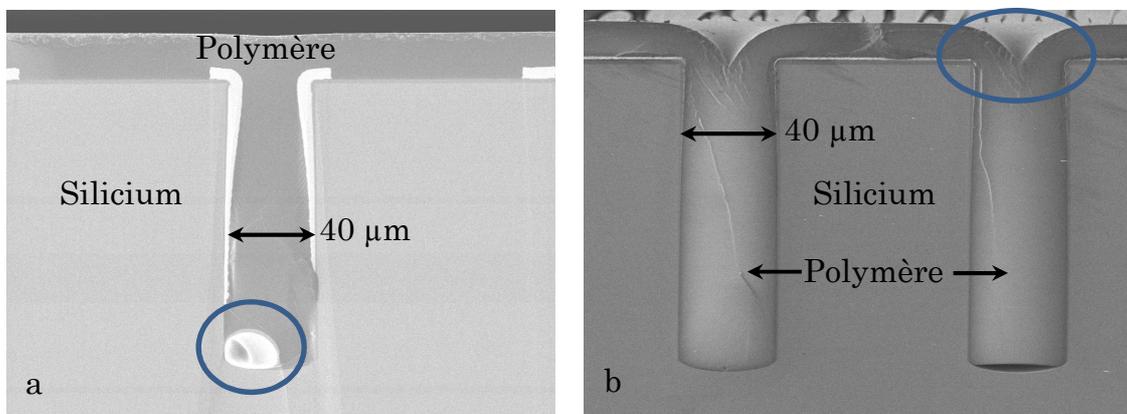


Figure 13 : exemples de remplissages imparfaits des TSV en polymère. a- bulle d'air piégée dans le polymère après le remplissage. b- surface libre du polymère non plane au-dessus des TSV après le remplissage

Lorsque les conditions optimales de vide et de température sont déterminées, le remplissage ne présente plus de défauts. Dans le cas du polymère SINR par exemple, un recuit à 50 °C sous une pression de 10 mbar et pendant 30 minutes donne la meilleure qualité de remplissage (cf. figure 14).

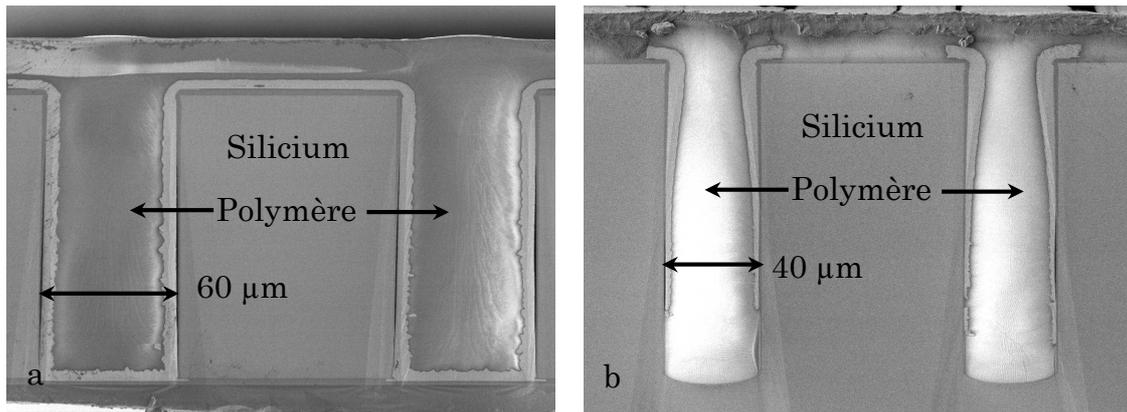


Figure 14 : remplissage des TSV avec le polymère SINR. a- TSV de diamètre 60 µm et de rapport de forme 2/1. b- TSV de diamètre 40 µm et de rapport de forme 3/1.

Après l'étape de remplissage des TSV, un recuit d'évaporation des solvants organiques est effectué. La température de recuit pour le polymère SINR par exemple est de 130 °C. Le matériau se solidifie alors sans avancement majeur de la réaction de réticulation du polymère. Afin de réaliser des interconnexions du type piliers de cuivre ou microbilles à la surface de la plaque, des ouvertures dans le polymère sont réalisées par photolithographie. Elles permettent de reprendre le contact électrique sur les lignes de redistribution en cuivre. Un recuit de polymérisation est enfin effectué : la réticulation du polymère est ainsi finalisée.

## 6.2 Remplissage avec un film sec

Le procédé de remplissage des TSV par laminage de film sec est effectué dans un équipement dédié appelé « laminateur sous vide » (cf. figure 15). L'ensemble plaque et film de polymère est tout d'abord introduit dans la chambre de travail, à un premier niveau de vide. Le film est par la suite mis en contact avec la plaque et un deuxième niveau de vide, plus poussé que le premier, est établi. Suivant la nature du film sec et les besoins du procédé, la plaque et le film sont chauffées à une certaine température afin de faire passer le polymère à un état fluide et permettre ainsi le remplissage des TSV. Une action de pression mécanique est enfin appliquée sur la couche de polymère à l'aide d'un support qui permet d'aplanir la surface libre du film de polymère. En cas de besoin, une deuxième action de pression mécanique à l'aide d'un rouleau peut aussi être appliquée à la fin du procédé. A l'exception de l'étape de recuit d'évacuation des solvants qui n'existe pas dans le cas d'un film sec, la suite du procédé se déroule de la même manière que dans le cas précédent, en particulier pour ce qui concerne la photolithographie et le recuit de réticulation du polymère.

Le remplissage des TSV par laminage sous vide d'un film sec permet une meilleure maîtrise du polymère au cours des différentes étapes du procédé, notamment grâce aux actions mécaniques qu'il est possible d'appliquer sur le film (pression du support plat et du rouleau). De plus, l'utilisation d'un film sec dispense de la gestion des solvants organiques présents en plus grandes quantités dans les solutions de polymères liquides. L'uniformité de l'épaisseur du polymère à la surface de la plaque est aussi plus simple à gérer dans le cas d'un film sec.

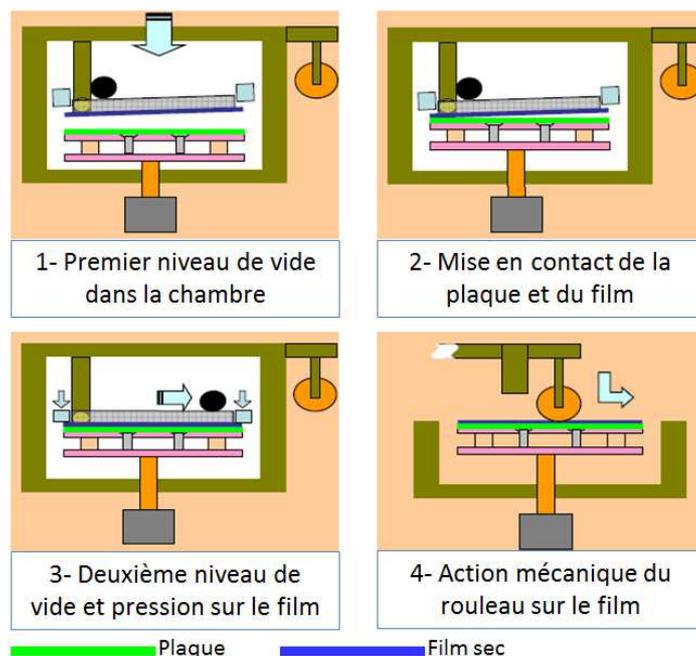


Figure 15 : représentation schématique des principales étapes du procédé de remplissage des TSV par laminage sous vide d'un film sec.

Dans la suite de ces travaux, des solutions liquides sont utilisées pour les remplissages en polymère des TSV, car l'équipement de laminage sous vide n'était pas encore disponible au LETI<sup>3</sup> au moment de la réalisation des essais. Cependant, dans une optique industrielle, il est évident que la solution de laminage sous vide est plus avantageuse surtout en termes de mise œuvre et maîtrise du procédé.

### 6.3 Gestion de l'uniformité de l'épaisseur du polymère

Comme cela a été expliqué dans les deux paragraphes précédents, le procédé de remplissage des TSV par un polymère commence par l'étalement d'une couche de ce matériau en surface de la plaque. A ce stade, l'épaisseur du polymère est uniforme, indépendamment des motifs disposés sur la puce. Lors de l'étape suivante de remplissage, la matière qui se trouve au proche voisinage du TSV s'introduit dans la cavité ce qui implique une diminution locale de l'épaisseur du polymère autour du TSV par rapport à celle loin de ce dernier (cf. figure 16). Cette constatation est aussi valable pour les zones de la puce à forte densité de TSV par rapport à celles où la densité est moins importante. La densité des TSV étant définie comme le rapport entre la surface occupée par les TSV et la surface occupée par le motif contenant les TSV. La variation de profondeur des TSV à remplir génère également une variation de l'épaisseur du polymère en surface.

<sup>3</sup> L'équipement de laminage sous vide de films secs a été introduit au LETI au mois de juin 2012. Les essais de remplissage effectués au cours de la thèse avec cette approche ont été réalisés exclusivement via des démonstrations chez le constructeur de l'équipement.

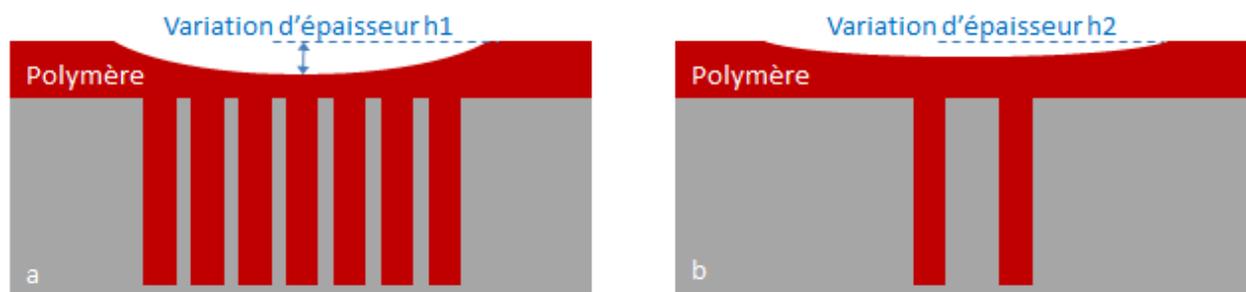


Figure 16 : représentation schématique de la variation de l'épaisseur du polymère en fonction de la densité des TSV. a- cas d'une forte densité, la variation d'épaisseur est égale à  $h_1$ . b- cas d'une faible densité, la variation d'épaisseur est égale à  $h_2$ , avec  $h_1 > h_2$ .

Un simple calcul de consommation volumique de matière peut rendre compte de cette problématique. On considère par exemple la puce du véhicule de test utilisé dans cette étude, qui contient des chaînes de 100 TSV disposés sur des surfaces dédiées de la puce : une première chaîne avec des TSV de  $40\ \mu\text{m}$  de diamètre et une deuxième chaîne avec des TSV de  $60\ \mu\text{m}$  de diamètre. Dans chaque cas, le motif existe en deux variantes différentes : des TSV disposés en damier et des TSV disposés en quinconce (cf. figure 17). La profondeur des TSV est donnée par l'épaisseur de la puce,  $120\ \mu\text{m}$ . La figure 17 résume les densités relatives des TSV et les consommations relatives de polymère lors du remplissage en supposant une épaisseur initiale de  $25\ \mu\text{m}$ . Le calcul montre que, pour une disposition donnée des TSV, la consommation de polymère augmente avec la taille des TSV et que pour une taille donnée des TSV, la consommation de polymère augmente avec la densité des TSV.

Selon son amplitude, cette variation d'épaisseur du polymère sur la puce peut engendrer des problèmes au niveau de la photolithographie du polymère et au niveau des différentes couches de matériaux qui seront déposées ultérieurement dans le cadre d'un empilement 3D. L'étape d'insolation du polymère sera par exemple critique car la dose d'insolation sera différente selon l'épaisseur, ce qui peut générer des variations de taille sur les motifs créés. La réalisation d'un niveau supérieur d'interconnexion sur le polymère de remplissage comme les piliers en cuivre peut aussi soulever des difficultés en électrolyse par exemple si les diamètres et les profondeurs des ouvertures dans le polymère ne sont pas les mêmes à différents endroits de la puce.

Il est donc important d'obtenir une surface de polymère plane à l'issue de l'étape de remplissage. Dans le cas d'un remplissage par laminage sous vide d'un film sec, il existe une étape de planarisation du polymère par l'action mécanique d'un rouleau qui exerce une pression homogène à la surface de la plaque. Il est important de noter qu'à ce niveau, le polymère est protégé à la surface par un film organique. Dans le cas d'un remplissage par une solution polymère liquide, il est difficile d'envisager une action mécanique de planarisation sans risquer de coller à la plaque. La planéité de la surface du polymère dépend donc de la capacité de ce dernier à uniformiser spontanément son épaisseur. Les essais effectués avec les polymères présélectionnés montrent une variation d'épaisseur maximale au niveau de la surface d'une puce de  $15\ \mu\text{m}$  pour le TMMR et de  $5\ \mu\text{m}$  pour le SINR.

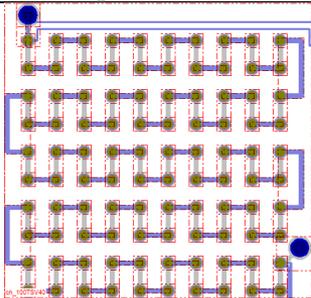
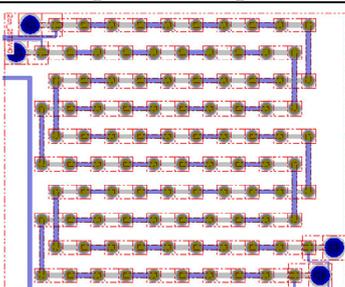
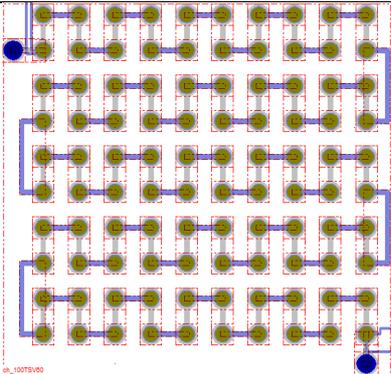
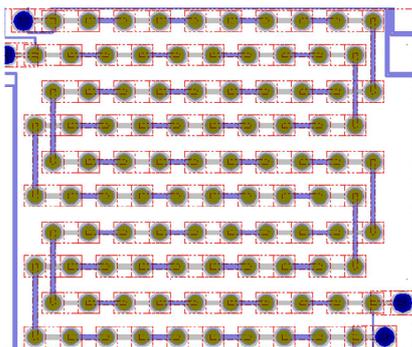
	TSV disposés en damier	TSV disposés en quinconce
TSV 40 $\mu\text{m}$	 <ul style="list-style-type: none"> <li>- Densité des TSV = 9,7 %</li> <li>- Polymère consommé = 47 %</li> </ul>	 <ul style="list-style-type: none"> <li>- Densité des TSV = 9,2 %</li> <li>- Polymère consommé = 44 %</li> </ul>
TSV 60 $\mu\text{m}$	 <ul style="list-style-type: none"> <li>- Densité des TSV = 13,9 %</li> <li>- Polymère consommé = 67 %</li> </ul>	 <ul style="list-style-type: none"> <li>- Densité des TSV = 13,2 %</li> <li>- Polymère consommé = 64 %</li> </ul>

Figure 17 : effet de la densité des TSV et de leur taille sur la consommation relative de polymère lors du procédé de remplissage. La consommation relative est calculée par rapport au volume initial de polymère déposé au-dessus du motif. Cas des chaînes de 100 TSV.

## 6.4 Problématique de la flèche

Le dépôt d'un film mince d'un matériau sur un substrat d'un autre matériau provoque l'apparition d'une déformation dans la couche déposée [14]. Cette déformation – dans l'hypothèse d'un comportement purement thermoélastique – est due à la différence entre les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux et s'exprime de la manière suivante :

$$\varepsilon_{film} = (\alpha_{film} - \alpha_{substrat}) \cdot (T - T_0) \quad (\text{Equation 1})$$

où  $\varepsilon_{film}$  désigne la déformation du film,  $\alpha_{film}$  et  $\alpha_{substrat}$  les coefficients de dilatation thermique respectivement du film et du substrat, T la température à laquelle la déformation est calculée et  $T_0$  la température à laquelle le système n'est pas contraint. Cette déformation thermomécanique peut être considérée comme celle nécessaire pour faire correspondre les dimensions du film à celles du substrat (cf. figure 18). Dans le cas d'un comportement parfaitement élastique, le film subit ainsi une contrainte bi-axiale :

$$\sigma_{film} = \frac{E}{1-\nu} \varepsilon_{film} \quad (\text{Equation 2})$$

où  $E$  et  $\vartheta$  sont respectivement le module d'Young et le coefficient de Poisson du film. Les forces induites par cette contrainte sur les bords du substrat obligent ce dernier à se déformer élastiquement provoquant ainsi une flexion bi-axiale du substrat (cf. figure 18). La formule de Stoney, déduite par une simple analyse de cette flexion bi-axiale, permet de relier la flèche du substrat à la contrainte dans le film :

$$\sigma_{film} \cdot t_{film} = \frac{E_{substrat}}{1-\vartheta_{substrat}} \cdot \frac{t_{substrat}^2}{6R} \quad (\text{Equation 3})$$

$t_{film}$  et  $t_{substrat}$  étant les épaisseurs respectives du film et du substrat [14]. A noter que cette formule suppose une épaisseur faible du film par rapport à celle du substrat et que ce dernier reste en régime de flexion faible. Un rapport de quelques centaines doit généralement exister entre les deux épaisseurs.

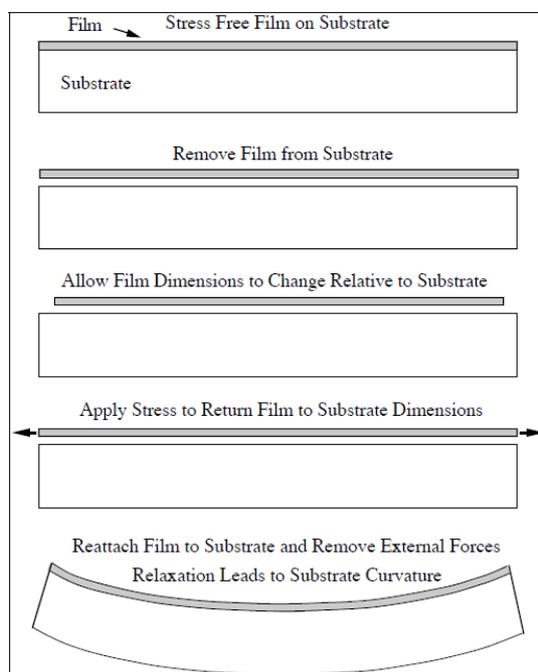


Figure 18 : contrainte d'un film mince déposé sur un substrat rigide et déflexion de ce dernier [14].

Dans notre cas de figure, le remplissage polymère des TSV implique le dépôt d'une couche du même polymère à la surface de la plaque. L'épaisseur de cette couche varie entre 20 et 25  $\mu\text{m}$  pour les polymères testés (TMMR et SINR). La différence de coefficient de dilatation thermique entre la couche de polymère et le substrat essentiellement constitué de silicium, est susceptible d'induire une flexion de la plaque, comme expliqué dans le paragraphe précédent. Cette flexion est d'autant plus critique que le substrat est aminci : une déformation trop importante peut causer des difficultés dans les étapes suivantes surtout celles qui suivent le décollement de la poignée temporaire : tests électriques sous carte à pointes, découpe de puces, report *flip-chip* des puces...

Afin de quantifier l'état de contrainte des deux polymères étudiés, des dépôts ont été réalisés sur des plaques de silicium vierge et des mesures de flèche ont été par la suite effectuées sur ces plaques. L'équipement utilisé pour les

mesures de flèche utilise une technique de balayage par laser [14]. Le tableau 2 résume pour chacun des deux cas, l'épaisseur de la couche de polymère, la flèche mesurée ainsi que la contrainte bi-axiale calculée par la formule de Stoney. Les valeurs des flèches des plaques ne sont pas comparables entre elles car elles dépendent de l'épaisseur du film de polymère. Cette épaisseur n'est pas la même dans les deux cas. La contrainte calculée est en revanche indépendante de l'épaisseur du film. Les résultats montrent que le polymère SINR présente un état de contrainte beaucoup plus faible que celui du polymère TMMR. Le polymère SINR est donc le plus avantageux en termes de contrainte thermomécanique.

Tableau 2 : mesures de flèche induite par les polymères de remplissage des TSV sur des plaques de silicium de 725  $\mu\text{m}$  d'épaisseur et de 200 mm de diamètre.

Polymère	Epaisseur ( $\mu\text{m}$ )	Flèche ( $\mu\text{m}$ )	Contrainte (MPa)
SINR	19,5	8,3	2,7
TMMR	23	83,8	23

Un calcul analytique simple du produit  $E.(\alpha_{film} - \alpha_{substrat})$  pour chaque polymère, en utilisant les données des fournisseurs comme première approche, permet de conforter les résultats précédents. Cette grandeur, qui a la dimension d'une contrainte par unité de température, est plus faible pour le SINR (17 kPa/°C) que pour le TMMR (131 kPa/°C). Ceci implique que, déposé sur un substrat de silicium, le polymère TMMR est plus contraint que le polymère SINR. A titre comparatif, le même calcul réalisé pour l'oxyde thermique de silicium donne une valeur de 165 kPa/°C).

Des essais de remplissage ont par la suite été réalisés sur le véhicule de test avec les deux polymères<sup>4</sup>. Dans les deux cas, une couche de 25  $\mu\text{m}$  du polymère est déposée sur une plaque de 120  $\mu\text{m}$  d'épaisseur. Après le décollage de la poignée temporaire, la plaque ayant eu le remplissage TMMR présente une forte déformation ( $\sim 1$  cm d'amplitude) alors que celle ayant eu le remplissage SINR ne présente pas de déformation mesurable (cf. figure 19). A noter que dans ce cas, la mesure de la flèche n'est pas possible pour deux raisons : la fragilité de la plaque amincie et l'amplitude trop importante de la déformation dans le cas du polymère TMMR. La déformation cylindrique de la plaque dans le cas du polymère TMMR indique que l'on est en régime de flexion forte.

En dépit de l'impossibilité de mesurer les flèches des deux plaques amincies, il est visuellement évident que le niveau de déformation dans le cas du remplissage avec le polymère TMMR ne permet pas une manipulation appropriée de la plaque, notamment pendant les étapes de mesures électriques sous carte à pointes. Dans la suite de cette étude, le remplissage par le polymère SINR sera considéré comme une solution a priori plus adéquate. Il existe cependant des solutions pour contourner la problématique de la flèche comme le collage de la plaque amincie sur un film adhésif maintenu par cadre. Cette solution n'est pas envisageable du point de vue industriel.

<sup>4</sup> Le véhicule de test, dont la référence interne au LETI est *DIVI-Bottom* est réalisé sur des plaques de silicium de 200 mm de diamètre. Ce véhicule de test est fabriqué sur la plateforme technologique du LETI et sera utilisé durant toute la suite de cette étude.

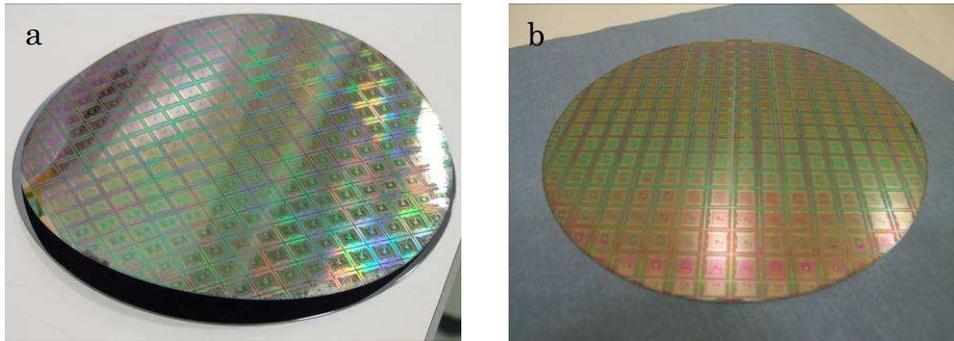


Figure 19 : déformation d'une plaque amincie à 120  $\mu\text{m}$  avec un remplissage en polymère des TSV. a- remplissage en TMMR. b- remplissage en SINR.

## 7 Conclusions

Afin d'introduire l'étude du remplissage en polymère des TSV, une première partie théorique a été effectuée. Les principales utilisations des matériaux organiques en packaging et en intégration 3D ont ainsi été présentées, ce qui a permis d'identifier des familles de polymères potentiellement intéressantes pour le remplissage des TSV. Une recherche bibliographique sur la mécanique, la rhéologie et les mécanismes de dégradation des polymères a par la suite été présentée dans le but de définir de manière succincte les principales notions qui peuvent être utilisées lors de cette étude. En se basant sur ces premiers éléments, un cahier des charges portant sur les propriétés requises pour le polymère de remplissage des TSV a été établi. Ceci a permis d'identifier, parmi les produits disponibles dans le commerce, deux polymères pour poursuivre l'étude.

Deux procédés de remplissage des TSV, utilisant des polymères sous deux formes différentes, ont été décrits, ainsi que les problématiques qui en découlent. Cette étude a permis d'orienter avantageusement la suite de l'étude vers le polymère qui présente la meilleure intégrabilité et la meilleure maîtrise du procédé.

Dans la suite de cette étude, la caractérisation des propriétés du polymère de remplissage ainsi que du cuivre de la métallisation du TSV sera réalisée. Les résultats de ces caractérisations permettront d'alimenter avec des données expérimentales, les études ultérieures de simulations par éléments finis et de fiabilité.

## 8 Bibliographie

- [1] J. E. Mark, *Physical properties of polymers handbook*. Springer, 2007.
- [2] T.-R. Hsu, *MEMS Packaging*. London: IEE INSPEC, 2004.
- [3] G. Simon, « Packaging substrates », CEA-Léti, 2012.
- [4] Z. Zhuqing et C. P. Wong, « Recent advances in flip-chip underfill: materials, process, and reliability », *Ieee Transactions on Advanced Packaging*, vol. 27, n<sup>o</sup>. 3, 2004.
- [5] C. S. Lee, E. K. Choi, U. B. Kang, M. O. Na, H. C. Kim, H. J. Song, J. S. Lee, M. S. Yoon, J. H. Hwang, T. J. Cho, et S. Y. Kang, « A study on wafer level molding for realizing 3-D integration », *2011 IEEE 61st Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, 2011.
- [6] D. Henry, J. Charbonnier, P. Chausse, F. Jacquet, B. Aventurier, C. Brunet-Manquat, V. Lapras, R. Anciant, X. Sillon, B. Dunne, A. Hotellier, J. Michailos, et Ieee, « Through Silicon Vias Technology for CMOS Image Sensors Packaging: Presentation of Technology and Electrical Results », *Eptc: 2008 10th Electronics Packaging Technology Conference, Vols 1-3*, 2008.
- [7] J. J. Licari et L. A. Hughes, *Handbook of polymer coatings for electronics: chemistry, technology, and applications*. Noyes Publications, 1990.
- [8] D. S. Soane, *Polymers in microelectronics : fundamentals and applications / David S. Soane and Zoya Martynenko*. Amsterdam ; New York :: Elsevier, 1989.
- [9] M. Chatain, « Comportements physique et thermomécanique des plastiques », *Techniques de l'ingénieur*. [Online]. Available: [www.techniques-ingenieur.fr](http://www.techniques-ingenieur.fr).
- [10] J. G. Hwang, C. G. Row, I. Hwang, et S. J. Lee, « A chemorheological study on the curing of thermosetting resins », *Ind. Eng. Chem. Res.*, vol. 33, n<sup>o</sup>. 10, p. 2377–2383, 1994.
- [11] M. B. Roller, « Characterization of time-temperature-viscosity behavior of curing B-staged epoxy-resin », *Polymer Engineering and Science*, vol. 15, n<sup>o</sup>. 6, p. 406–414, 1975.
- [12] H. H. G. Jellinek, *Aspects of degradation and stabilization of polymers / edited by H. H. G. Jellinek*. Amsterdam ; New York : New York :: Elsevier Scientific Pub. Co. ; distributors for the U.S. and Canada, Elsevier/North Holland, 1978.
- [13] S. Burkett et L. Schaper, *Interconnect Process at the University of Arkansas*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2008.
- [14] W. Nix, « Mechanical properties of thin films », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 20, n<sup>o</sup>. 11, p. 2217–2245, 1989.

# Chapitre 3 : caractérisation des matériaux

---

## Table des matières

1	Nanoindentation .....	52
1.1	Généralités sur la technique de nanoindentation .....	52
1.2	Résultats des mesures sur le polymère .....	55
1.3	Modélisation du comportement mécanique du cuivre .....	57
2	Mesure de courbure de plaque .....	62
2.1.1	Généralités et méthodologie .....	62
2.1.2	Résultats de mesure .....	64
3	Calorimétrie différentielle à balayage .....	67
3.1	Généralités et objectifs .....	67
3.2	Résultats de mesures .....	69
4	Spectroscopie diélectrique .....	70
4.1	Généralités et objectifs .....	70
4.2	Résultats des mesures .....	71
5	Conclusions .....	73
6	Bibliographie .....	74

On se propose dans ce chapitre de caractériser les propriétés des matériaux nécessaires aux études de simulations par éléments finis et de fiabilité qui seront réalisées par la suite. Ces travaux de caractérisation se sont concentrés sur le polymère de remplissage et le cuivre électro-déposé qui assure la conduction électrique dans le TSV. Le choix des propriétés concernées par cette étude est donc piloté par les besoins des études ultérieures, mais aussi par les moyens de caractérisation disponibles.

En ce qui concerne les besoins des simulations par éléments finis des contraintes thermomécaniques dans le TSV, la connaissance des propriétés mécaniques des matériaux est indispensable pour modéliser leur comportement. La caractérisation des modules d'élasticité des deux matériaux est donc nécessaire. Dans le cas particulier du cuivre, une modélisation non linéaire de son comportement mécanique nécessite également la connaissance des paramètres plastiques. Ces paramètres dépendent du modèle plastique choisi.

Dans la suite de ces travaux, une étude de fiabilité du remplissage en polymère des TSV sera réalisée, en utilisant un véhicule de test permettant d'effectuer des mesures électriques sur des motifs appropriés. Afin de préparer cette étude, on se propose dans ce chapitre de caractériser également les températures de transitions vitreuses du polymère ainsi que sa permittivité diélectrique. Ces propriétés sont utiles pour l'analyse de défaillance.

Quatre techniques de caractérisation ont été utilisées dans ces travaux : la nanoindentation, la mesure de courbure de plaque, la calorimétrie différentielle à balayage et la spectroscopie diélectrique. Dans chaque cas, une présentation générale de la technique sera effectuée, suivie par les résultats expérimentaux. L'impact des cycles de température<sup>1</sup> sur quelques-unes des propriétés du polymère de remplissage, et notamment sur son module élastique et sa permittivité diélectrique sera caractérisé par la même occasion.

## 1 Nanoindentation

### 1.1 Généralités sur la technique de nanoindentation

La nanoindentation est une technique de caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux et plus spécifiquement des propriétés élastiques telles que le module d'Young et la dureté [1]. Le principe de la mesure consiste à introduire une pointe dans le matériau à étudier<sup>2</sup> et à mesurer, au fur et à mesure, la charge (ou la force) en fonction du déplacement de cette pointe dans le matériau (cf. figure 1).

---

<sup>1</sup> Dans le cadre de l'étude de fiabilité, des cycles thermiques selon les standards JEDEC seront réalisés afin de mettre en évidence les potentiels effets thermomécaniques dans la structure du TSV. Dans notre cas, la température varie entre -40 et +150 °C. Ce test sera présenté de manière plus détaillée dans le chapitre 5.

<sup>2</sup> Le terme « indentation » sera utilisé dans la suite de ce chapitre pour désigner l'introduction de la pointe dans le matériau lors de la mesure de nanoindentation.

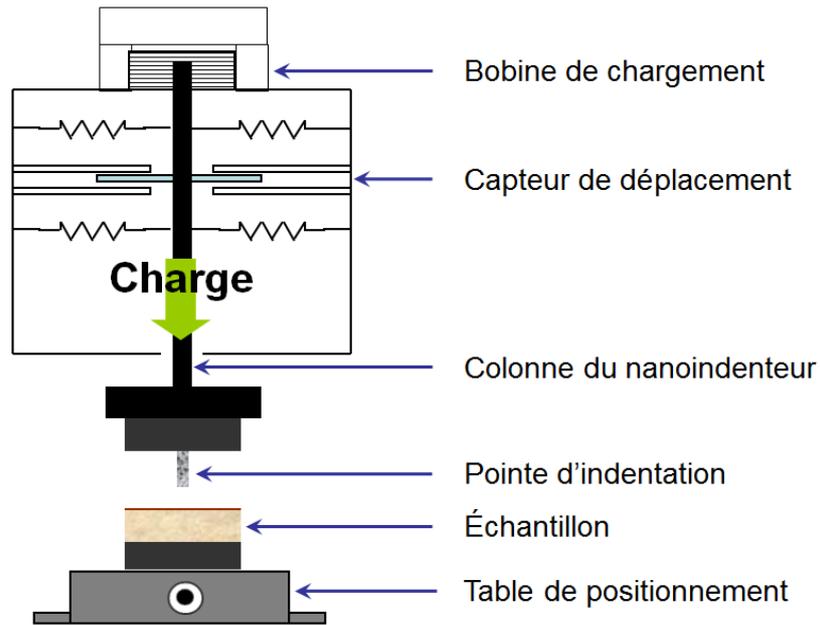


Figure 1 : représentation schématique de la mesure de nanoindentation.

Il existe plusieurs géométries de pointe de nanoindentation : sphérique, conique, pyramidale... La pointe la plus communément utilisée est celle dite *Berkovich* qui présente une géométrie pyramidale à trois faces (base triangulaire) [1]. La grandeur caractéristique d'une pointe *Berkovich* est l'angle  $\theta$  de  $65,27^\circ$  qui existe entre l'axe et les faces de la pyramide (cf. figure 2). Le matériau de la pointe est généralement du diamant qui se caractérise par une forte rigidité avec un module élastique de l'ordre de 1000 GPa.

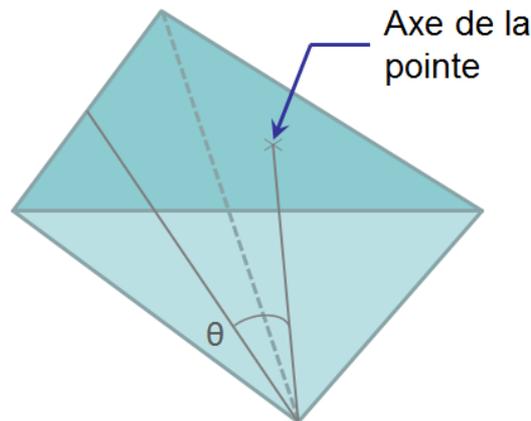


Figure 2 : représentation schématique d'une pointe *Berkovich*.

La technique de nanoindentation est particulièrement adaptée aux cas des matériaux déposés en couches minces car les propriétés élastiques sont extraites des mesures de charge-déplacement sur des profondeurs d'indentation qui peuvent être très faibles : de quelques dizaines de nanomètres à quelques micromètres. La figure 3 montre un exemple typique d'une courbe de nanoindentation lors d'un cycle de charge et de décharge.

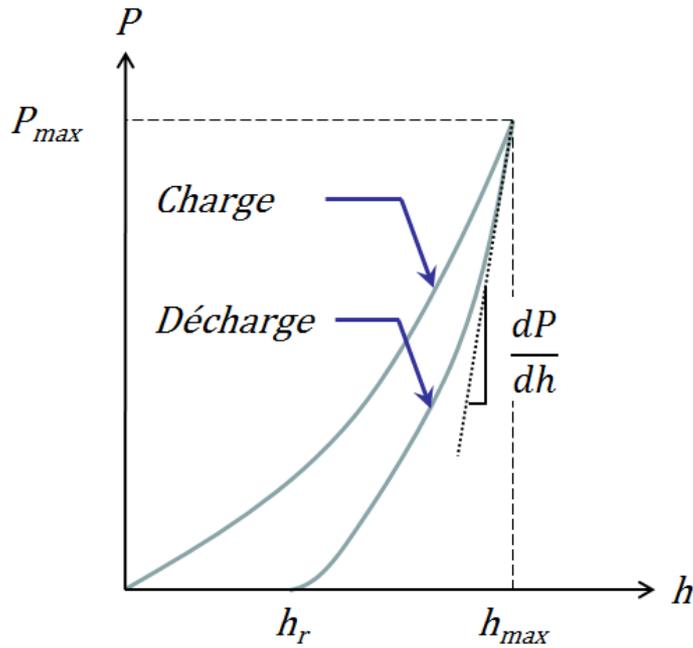


Figure 3 : représentation schématique d'une courbe de nanoindentation. P est la charge, h la profondeur d'indentation,  $P_{max}$  la charge maximale,  $h_{max}$  la profondeur d'indentation à la charge maximale et  $h_r$  la profondeur de l'empreinte résiduelle.

La dureté du matériau est calculée en divisant la valeur de la charge P par celle de l'aire de contact A entre le matériau et la pointe d'indentation [1]. Cette aire est calculée à partir de la valeur de la profondeur de contact  $h_p$  (cf. figure 4). Pour une pointe *Berkovich*, cette aire est donnée par la relation suivante :

$$A = 3\sqrt{3}.h_p^2.tan^2\theta \quad (\text{Equation 1})$$

où  $\theta$  est l'angle caractéristique défini précédemment. La dureté du matériau est ainsi donnée par la relation suivante :

$$H = \frac{P}{24,5.h_p^2} \quad (\text{Equation 2})$$

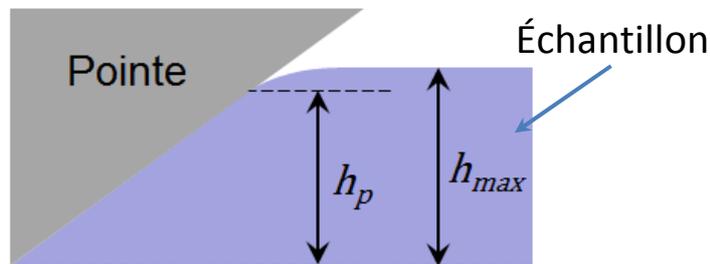


Figure 4 : représentation schématique de la pointe d'indentation et de la surface de l'échantillon à la charge maximale.

Le module d'indentation  $E^*$  est généralement déterminé à partir de la mesure de la pente de la courbe de décharge  $\frac{dP}{dh}$ , au point de charge maximale. Cette grandeur est aussi appelée la raideur du contact entre la pointe et le

matériau. Dans le cas d'une pointe *Berkovich*, le module d'indentation est donné par la relation suivante :

$$E^* = \frac{1}{2\beta} \frac{dp}{dh} \frac{\sqrt{\pi}}{\sqrt{A}} \quad (\text{Equation 3})$$

où  $\beta$  est un coefficient égal à 1,034. Le module d'indentation inclue le module réduit<sup>3</sup> de l'échantillon et celui de la pointe d'indentation. On peut remonter au module réduit de l'échantillon par la relation suivante :

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E'} + \frac{1}{E'_i} \quad (\text{Equation 4})$$

où  $E'$  désigne le module réduit de l'échantillon et  $E'_i$  celui de la pointe d'indentation.

Il existe un autre mode de mesure en nanoindentation appelé mesure continue de raideur ou CSM pour *Continuous Stiffness Measurement* en anglais [1]. Ce mode consiste à effectuer, à chaque incrément de charge, une décharge partielle de manière à calculer la raideur du contact entre la pointe et le matériau par les mêmes équations précédentes. Le mode CSM permet ainsi d'accéder au module d'indentation en fonction de la profondeur d'indentation et non seulement à une seule valeur. Dans toute la suite de cette étude, les courbes de nanoindentation en mode CSM présentées sont moyennées sur 18 mesures.

## 1.2 Résultats des mesures sur le polymère

Des mesures de nanoindentation en mode CSM ont été réalisées sur le polymère SINR afin d'extraire ses propriétés élastiques (dureté et module réduit). Ces mesures ont été effectuées sur une couche de 20  $\mu\text{m}$  d'épaisseur déposée sur une plaque de silicium. Une profondeur totale d'indentation de 1600 nm a été fixée pour l'ensemble des mesures (cf. figures 5 et 6).

Les valeurs retenues pour le module réduit et la dureté ont été moyennées<sup>4</sup> sur l'épaisseur comprise entre 500 et 1000 nm (cf. tableau 1). Le module élastique peut être calculé par la relation suivante :

$$E = E'(1 - \vartheta^2) \quad (\text{Equation 5})$$

Cependant, la valeur du coefficient de Poisson du polymère n'a pas pu être mesurée, faute de disponibilité d'une technique appropriée, comme l'analyse mécanique dynamique ou DMA pour *Dynamic Mechanical Analysis* en anglais. L'intervalle de variation du module élastique pour un coefficient de Poisson compris entre 0 et 0,5 a donc été calculé (cf. tableau 1). Une autre méthodologie sera utilisée dans le chapitre 4 afin de déterminer ce coefficient.

---

<sup>3</sup> Le module réduit  $E'$  d'un matériau est défini par la relation :  $E' = \frac{E}{1-\vartheta^2}$ , où  $E$  désigne le module d'Young et  $\vartheta$  le coefficient de Poisson du matériau.

<sup>4</sup> Une simple moyenne arithmétique a été réalisée afin d'extraire une valeur de chaque courbe de nanoindentation car aucune influence du substrat n'a été observé. Dans le cas contraire, des modèles adaptés peuvent être utilisés [2].

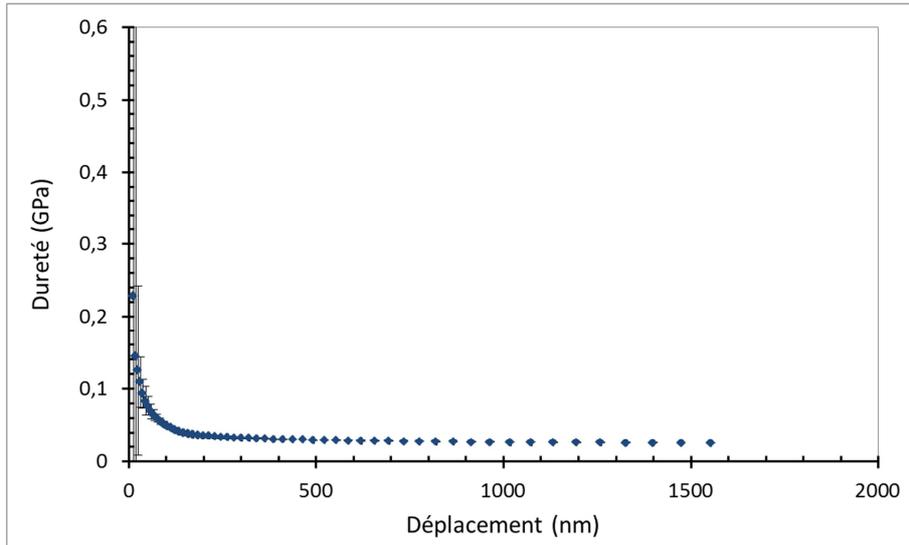


Figure 5 : évolution de la dureté du polymère SINR mesurée par nanoindentation en mode CSM.

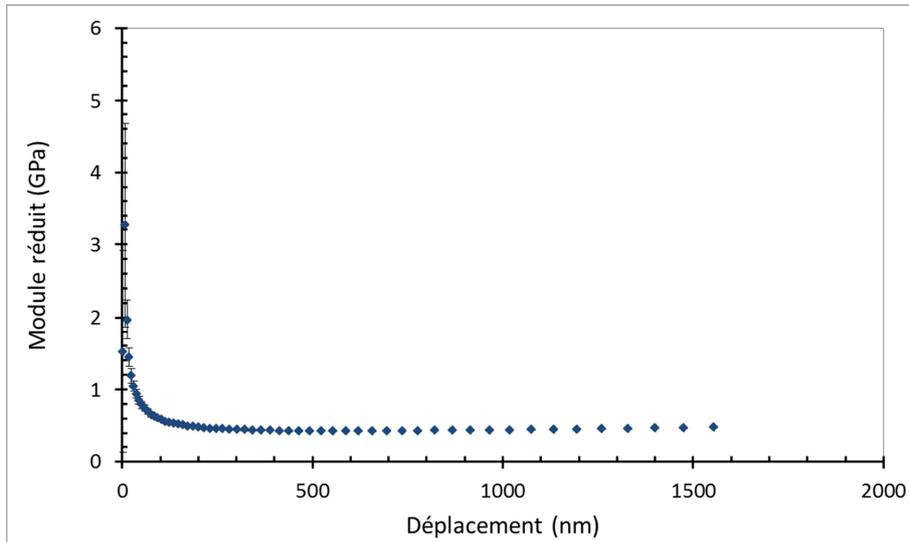


Figure 6 : évolution du module réduit du polymère SINR mesurée par nanoindentation en mode CSM.

Tableau 1 : propriétés élastiques du polymère SINR extraites des mesures de nanoindentation en mode CSM.

Dureté (MPa)	Module réduit (MPa)	Module élastique (MPa)
27	435	326 – 435

L'impact du cyclage en température décrit précédemment sur les propriétés élastique du polymère a été caractérisé à travers des mesures de nanoindentation. Les courbes de figures 7 et 8 ne montrent aucune modification notable de la dureté et du module élastique du polymère après 500 et 1000 cycles thermiques. Bien que ces deux propriétés ne suffisent pas pour décrire entièrement le comportement mécanique du polymère, ces mesures permettent de supposer que l'impact du cyclage thermique sur le comportement mécanique du polymère est négligeable, au moins jusqu'à 1000 cycles.

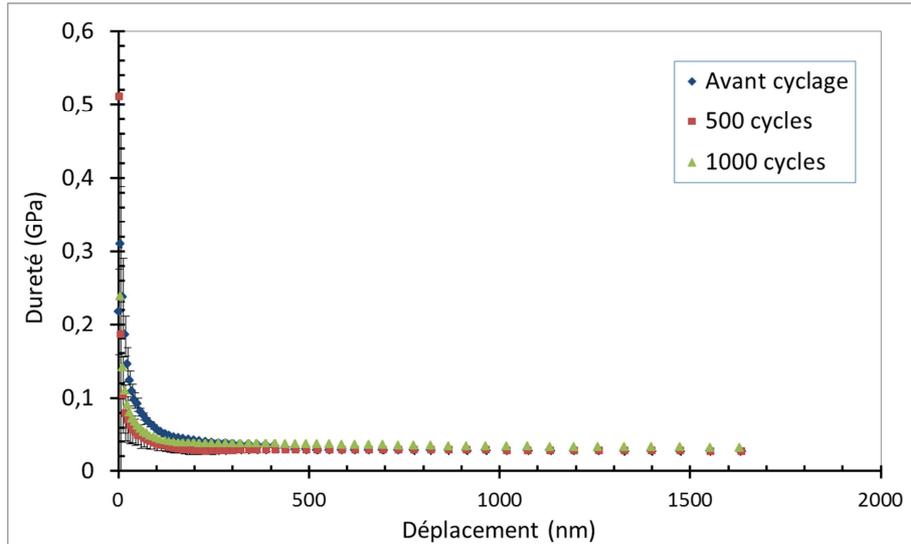


Figure 7 : impact du cyclage en température sur la dureté du polymère SINR, mesuré par nanoindentation en mode CSM. Pendant le cycle, la température varie entre -40 et +150 °C.

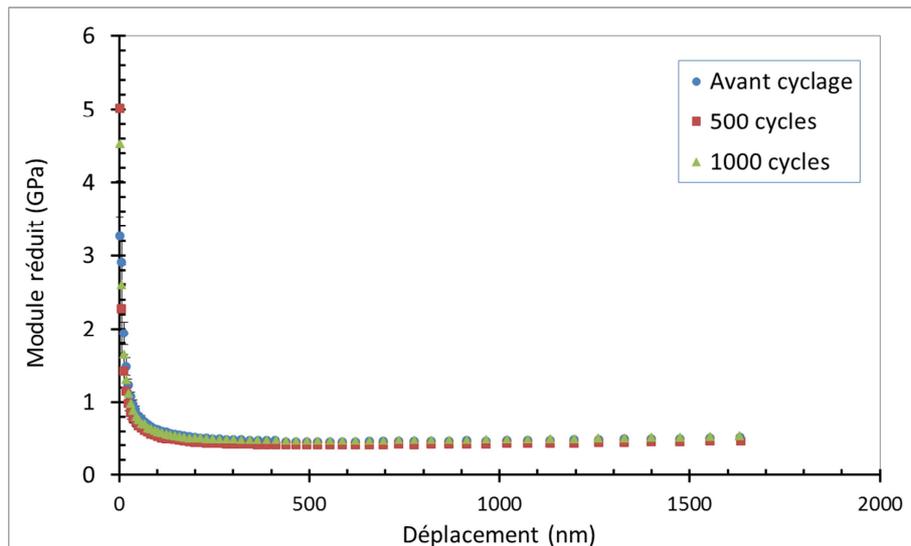


Figure 8 : impact du cyclage en température sur le module réduit du polymère SINR, mesuré par nanoindentation en mode CSM. Pendant le cycle, la température varie entre -40 et +150 °C.

### 1.3 Modélisation du comportement mécanique du cuivre

On se propose dans ce paragraphe de caractériser les propriétés mécaniques du cuivre, déposé par voie électrochimique, à travers des mesures de nanoindentation couplées avec des simulations par éléments finis. Les mesures expérimentales ont été effectuées sur des dépôts en pleine plaque, réalisés dans des conditions identiques à celles de l'étape de métallisation des TSV. L'épaisseur du cuivre choisie est de 6  $\mu\text{m}$ , ce qui correspond à celle de la couche de métallisation en haut du TSV. Ces conditions de préparation des échantillons ont été choisies afin d'obtenir le cuivre le plus proche possible de celui déposé dans les TSV, surtout en termes de répartition de tailles de grains et d'orientations cristallines. On fait ainsi l'hypothèse que les mesures réalisées sur le cuivre

déposé en pleine plaque sont valables pour celui dans les TSV. Cependant, cette hypothèse n'a pas pu être vérifiée faute de moyen de caractérisation adéquat tel que l'EBS (Electron BackScattered Diffraction en anglais).

Aucun recuit n'a été réalisé sur les plaques avant les mesures de nanoindentation. Cependant, une période de quelques jours sépare le dépôt des mesures. Pendant cette période les plaques sont stockées à température ambiante, en environnement salle blanche. Dans ces conditions, la microstructure du cuivre peut évoluer (croissance spontanée de la taille des grains, relaxation des contraintes résiduelles) [3]. Afin d'assurer des conditions semblables pour les expériences menées dans cette étude, une période de stockage d'une semaine sépare le dépôt du cuivre de la réalisation des différentes mesures.

Une première série de mesures en mode CSM (cf. figure 9 et 10) permet d'extraire la dureté et le module réduit de la couche de cuivre. Les valeurs résumées dans le tableau 2 ont été moyennées sur l'épaisseur d'indentation comprise entre 300 et 600 nm. Le module d'Young a été calculé pour un coefficient de Poisson de 0,33 [4]. La valeur résultante du module de Young (122 GPa) est proche de celle du module d'Young pour un polycristal de cuivre non texturé, qui est de 130 GPa [4]. D'après la littérature [4], les valeurs extrêmes du module de Young du cuivre sont de 67 GPa dans la direction [100] et 191 GPa dans la direction [111]. Dans notre cas, aucune information sur la texture du cuivre n'est disponible, faute de moyen de caractérisation, comme cela a été mentionné précédemment.

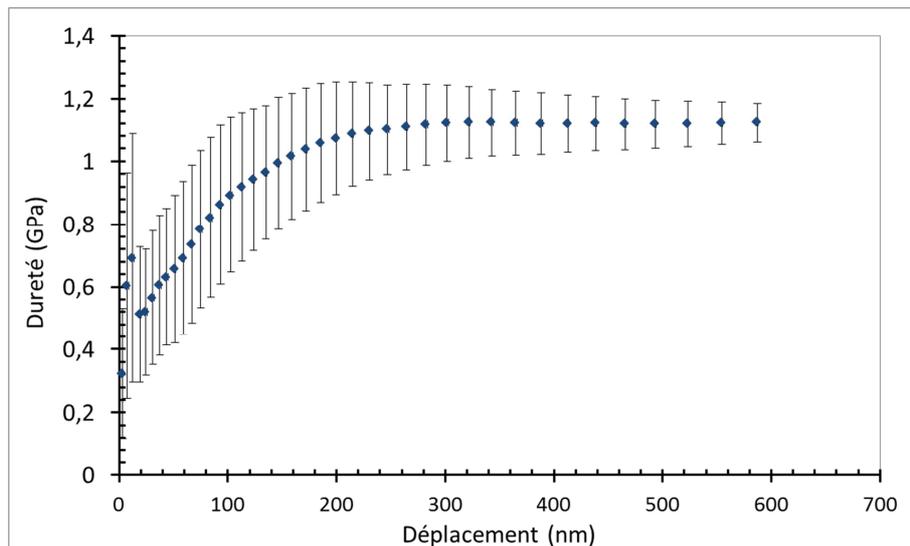


Figure 9 : dureté du cuivre électrolytique, mesurée par nanoindentation en mode CSM.

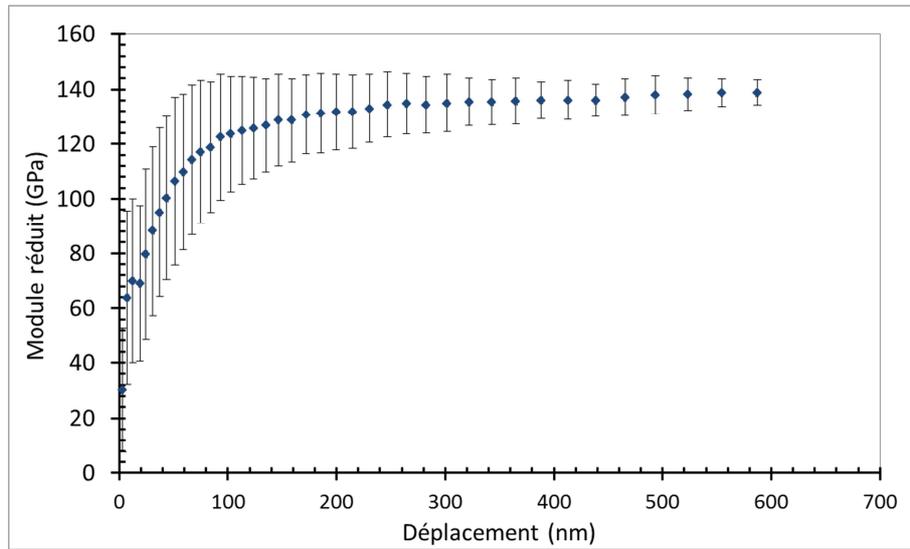


Figure 10 : module réduit du cuivre électrolytique, mesuré par nanoindentation en mode CSM.

Tableau 2 : propriétés élastiques du cuivre électrolytique extraites des mesures de nanoindentation en mode CSM.

Dureté (GPa)	Module réduit (GPa)	Module élastique (GPa)
1,1	137	122,1

Le cuivre est un matériau ductile qui présente un comportement mécanique non linéaire au-delà de sa limite élastique. La limite élastique  $\sigma_Y$  du cuivre peut être estimée à partir de la valeur de dureté  $H$  par la relation empirique suivante :

$$\sigma_Y \approx \frac{H}{C} \quad (\text{Equation 6})$$

où  $C$  est un coefficient proche de 3 pour les métaux [1]. La mesure précédente de la dureté permet donc d'estimer la limite élastique du cuivre étudié ici à environ 360 MPa. Cette valeur n'est évidemment pas précise mais permet d'avoir un ordre de grandeur de la limite élastique. Au-delà de cette valeur, il est nécessaire d'établir un modèle afin de décrire le comportement mécanique du cuivre.

La méthodologie adoptée pour établir une modélisation plastique du cuivre est basée sur la comparaison entre l'expérience de nanoindentation et la simulation par éléments finis de cette même expérience [5-6] (cf. figure 11). Cette méthodologie comporte donc une étude expérimentale et une étude numérique.

D'un côté, une mesure expérimentale de la courbe de charge-décharge est réalisée sur la couche de cuivre décrite précédemment. Cette mesure a été effectuée sur une profondeur totale d'indentation de 410 nm. Plusieurs essais sont nécessaires afin d'assurer une répétabilité des résultats. La courbe retenue pour la suite de l'étude a été moyennée sur 18 mesures (cf. figure 12).

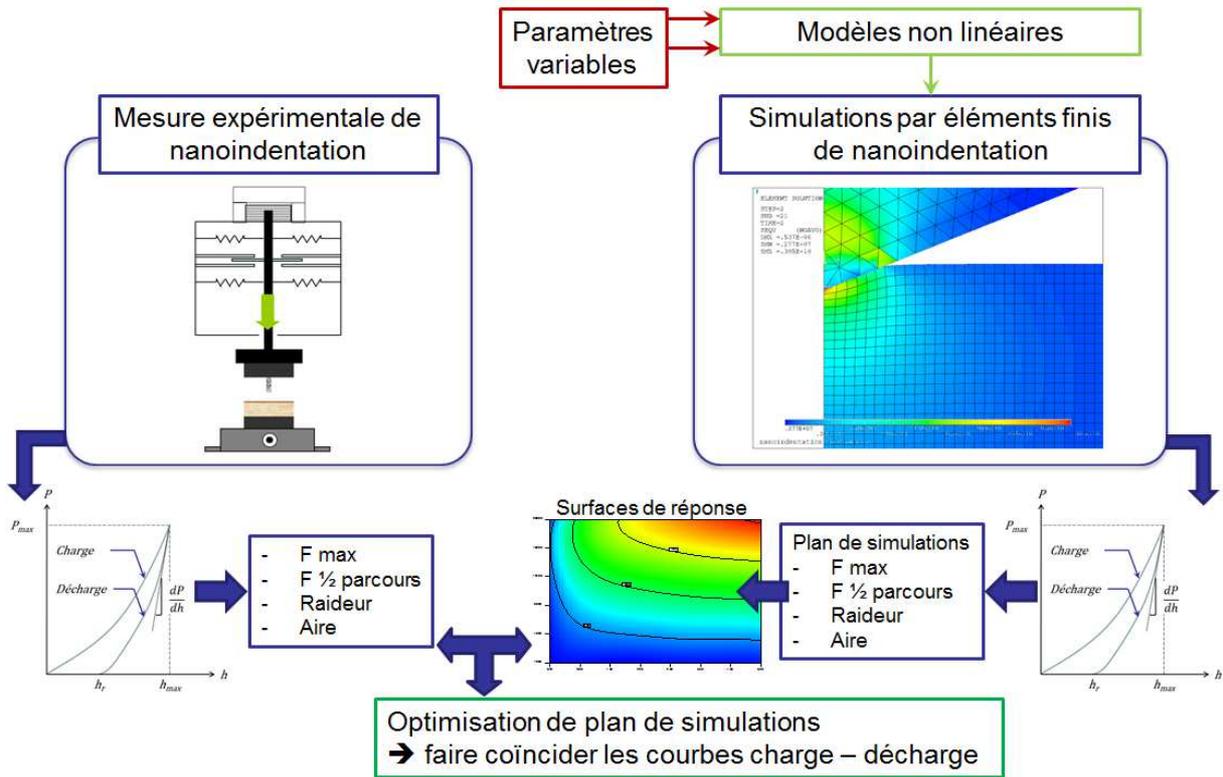


Figure 11 : méthodologie adoptée pour établir un modèle de comportement plastique pour le cuivre.

D'un autre côté, un modèle de comportement mécanique non linéaire est choisi pour le cuivre. Ce modèle est intégré dans une modélisation par éléments finis <sup>5</sup> de la nanoindentation, qui reproduit les conditions expérimentales précédentes (géométries des couches et de la pointe, profondeur d'indentation...). Les simulations par éléments finis ont été réalisées en utilisant le logiciel Ansys® <sup>6</sup> qui offre plusieurs possibilités de modélisations non-linéaires du comportement mécanique des matériaux. Des essais ont d'abord été effectués avec des modèles simples tels que la plasticité parfaite ou la bilinéarité, sans succès car ils ne permettent pas de faire converger les calculs par éléments finis dans notre cas. Cette problématique a été résolue par l'utilisation d'une loi d'écrouissage isotrope non linéaire : le modèle de Voce [7]. Au-delà de la limite élastique, le comportement mécanique du cuivre est ainsi décrit par l'équation suivante :

$$\sigma = \sigma_Y + R_0 \cdot \varepsilon^P + R_\infty \cdot (1 - e^{-b \cdot \varepsilon^P}) \quad (\text{Equation 7})$$

où  $\sigma$  désigne la contrainte dans le régime plastique,  $\sigma_Y$  la limite élastique,  $\varepsilon^P$  la déformation plastique et  $R_0$ ,  $R_\infty$  et  $b$  des constantes du modèle de Voce.

<sup>5</sup> Une description de la méthodologie nécessaire pour réaliser des modélisations par éléments finis sera effectuée de manière détaillée dans le chapitre suivant, entièrement destinée à l'étude numérique des contraintes thermomécaniques dans le TSV.

<sup>6</sup> Ce même logiciel (éditions 12.0, 12.1 et 13.0) sera utilisé dans le chapitre 4 pour les études par éléments finis des contraintes thermomécaniques générées dans le TSV. Les résultats obtenus dans ce paragraphe pourront ainsi être exploités dans les calculs.

Plusieurs simulations de la nanoindentation sont réalisées en faisant varier les paramètres du modèle de comportement mécanique du cuivre selon un plan d'expériences (ou plan de simulations)<sup>7</sup>. Ces paramètres constituent ainsi les variables d'entrée du plan de simulations. Une courbe de charge-décharge est extraite pour chaque point du plan. Les caractéristiques de cette courbe telles que la force maximale, la force à mi-parcours, la raideur et l'aire sous la courbe sont relevées afin de construire des surfaces de réponse à l'aide d'un logiciel approprié. Les surfaces de réponse ainsi construites sont utilisées pour déterminer le jeu de paramètres permettant de faire coïncider la courbe calculée par éléments finis avec celle mesurée expérimentalement. Cette étape est communément appelée optimisation de plan de simulations.

L'optimisation du plan de simulations a été réalisée sur la totalité des paramètres élasto-plastiques du modèle de comportement mécanique du cuivre. Plusieurs solutions sont déterminées. Le tableau 3 résume celle incluant les propriétés élastiques qui s'approchent le plus des mesures expérimentales faites précédemment. Malgré l'adéquation satisfaisante entre la courbe expérimentale de charge-décharge et celle calculée par éléments finis (cf. figure 12), le module d'Young de 82 GPa ainsi obtenu est 32 % plus faible que celui mesuré précédemment en mode CSM. L'optimisation du plan de simulation ne donne cependant pas de solutions incluant un module d'Young plus proche de la valeur expérimentale.

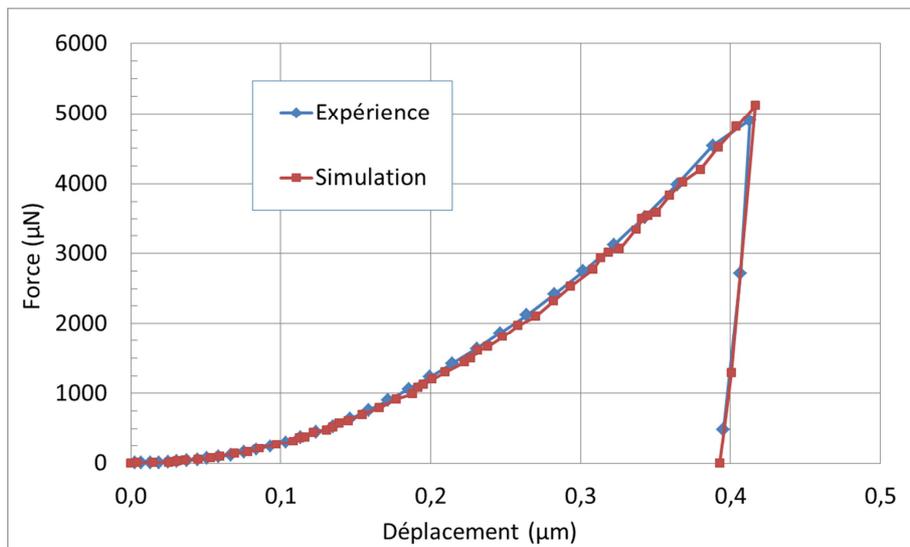


Figure 12 : courbes de charge-déplacement du cuivre. Mesure expérimentale et calculs par éléments finis avec le modèle de Voce.

Tableau 3 : paramètres du modèle de Voce pour le cuivre. Jeu de paramètres déterminé par optimisation du plan de simulations.

$E$ (GPa)	$\vartheta$	$\sigma_Y$ (MPa)	$R_0$ (MPa)	$R_\infty$ (MPa)	b
82	0,2	180	26	188	436

<sup>7</sup> L'utilisation des plans d'expériences et des surfaces de réponse sera également décrite de manière plus détaillée dans le chapitre suivant.

Le jeu de paramètres ainsi obtenu par optimisation du plan de simulations ne rend pas compte des propriétés physiques du cuivre, surtout en ce qui concerne son module d'Young. Cependant, en se basant sur l'expérience de nanoindentation, cette modélisation permet de rendre compte du comportement mécanique de ce matériau à travers les calculs par éléments finis réalisés sur le logiciel Ansys®.

Afin d'obtenir une représentation concrète de la loi de comportement ainsi obtenue pour le cuivre, une simulation d'un essai de traction sur une éprouvette à section circulaire a été réalisée. Cette loi de comportement a été attribuée au matériau qui constitue l'éprouvette et un déplacement de 10 % de sa longueur a été imposé. Une courbe de la contrainte en fonction de la déformation a pu être calculée (cf. figure 13). On distingue ainsi un régime élastique (linéaire) jusqu'à une contrainte de 180 MPa suivi par un régime non linéaire décrit par la loi de Voce précédemment optimisée.

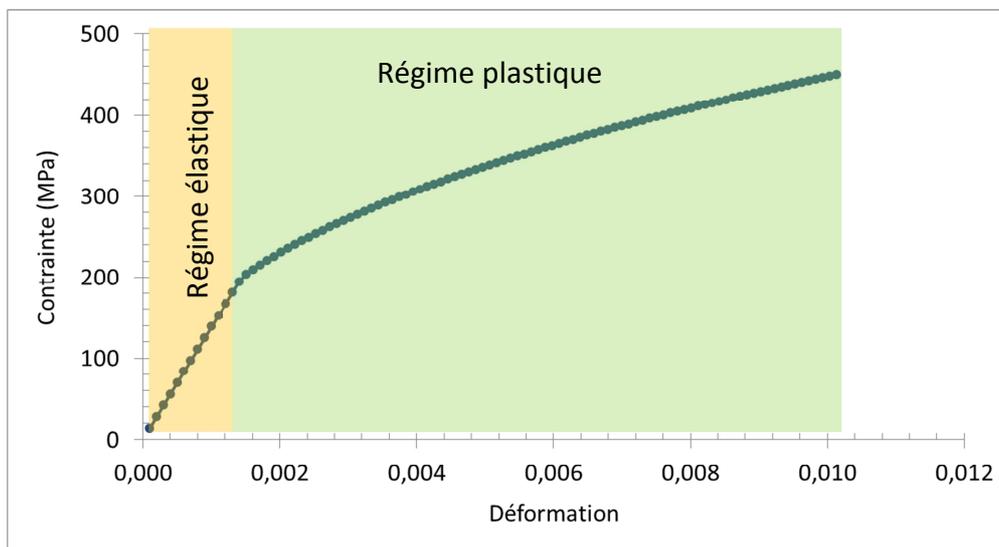


Figure 13 : courbe de traction calculée par éléments finis pour la loi de Voce établie pour le cuivre (modèle d'écrouissage isotrope non linéaire).

## 2 Mesure de courbure de plaque

### 2.1.1 Généralités et méthodologie

Comme cela a été expliqué dans le chapitre 2, le dépôt d'un film mince sur un substrat induit des contraintes thermomécaniques dans le film [8]. Ces contraintes sont dues à la différence entre les coefficients de dilatation thermique des deux matériaux et s'expriment de la manière suivante :

$$\sigma_{film} = \frac{E_{film}}{1-\nu_{film}} (\alpha_{film} - \alpha_{substrat}) \cdot (T - T_0) \quad (\text{Equation 8})$$

où  $E$  désigne un module d'Young,  $\nu$  un coefficient de Poisson,  $\alpha$  un coefficient de dilatation thermique,  $T$  la température à laquelle la contrainte est calculée et  $T_0$  la température à laquelle le système n'est pas contraint. Cette équation suppose un régime purement thermoélastique et donc une déformation plastique nulle.

Dans le cas d'un dépôt sur une plaque de silicium, la contrainte induit une déflexion du substrat qui peut être mesurée à l'aide de techniques comme le balayage par laser ou la profilométrie mécanique. Le rayon de courbure  $R$  de la plaque peut être relié à la contrainte dans le film par la relation de Stoney<sup>8</sup> :

$$\sigma_{film} \cdot t_{film} = \frac{E_{substrat}}{1-\nu_{substrat}} \cdot \frac{t_{substrat}^2}{6R} \quad (\text{Equation 9})$$

où  $t$  désigne une épaisseur. Une mesure du rayon de courbure de la plaque (et donc de la contrainte dans le film mince) en fonction de la température permet ainsi d'accéder au module d'Young du film. La méthodologie consiste à effectuer cette mesure durant un cycle thermique et d'extraire le module d'Young à partir de la pente du régime linéaire (élastique) de la courbe contrainte-température (cf. figure 14) [8]. Cette pente est égale au produit suivant :

$$\frac{E_{film}}{1-\nu_{film}} (\alpha_{film} - \alpha_{substrat}).$$

Il est nécessaire de connaître les coefficients de dilatation thermique du film et du substrat ainsi que le coefficient de Poisson du film.

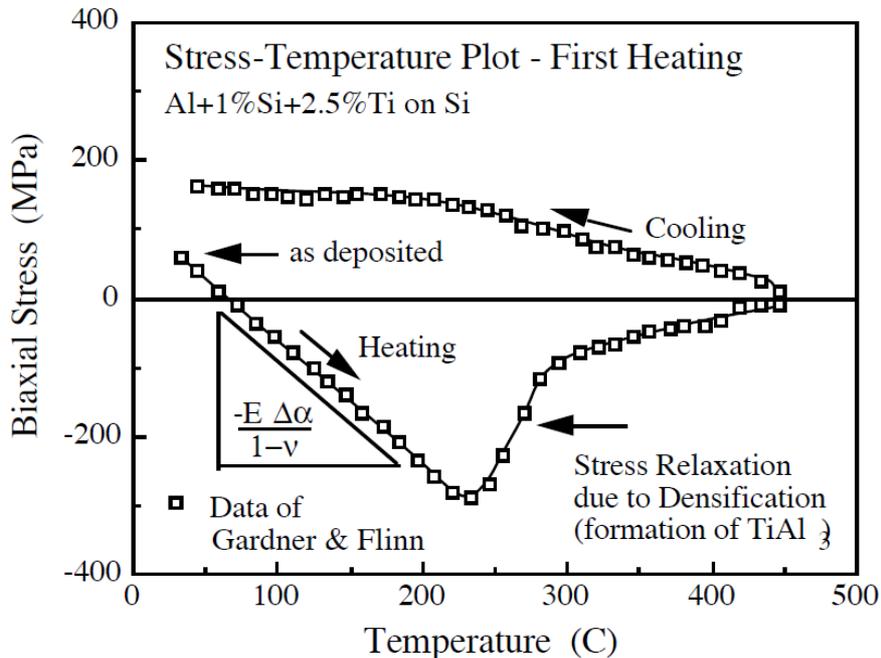


Figure 14 : courbe contrainte-température pour un dépôt Al + 1% Si + 2,5% Ti sur un substrat en silicium. Mise en évidence d'un régime élastique au début de la phase de chauffage [8].

On se propose dans ce paragraphe d'utiliser la technique de la mesure de flexion de plaque par balayage laser, afin de déterminer le module d'Young du cuivre électrolytique. Pour ce faire, une couche barrière à la diffusion TiN / Ti de 200 nm d'épaisseur est d'abord déposée par PVD sur une plaque de silicium de

<sup>8</sup> Comme indiqué dans le chapitre 2, la formule de Stoney suppose une épaisseur faible du film par rapport à celle du substrat et que ce dernier reste en régime de flexion faible.

200 mm de diamètre. Une couche d'accroche en cuivre de 1000 nm d'épaisseur est par la suite déposée également par PVD. Une électrolyse de 6000 nm de cuivre est enfin réalisée. On obtient ainsi une épaisseur totale de cuivre de 7000 nm. La couche barrière n'est pas prise en compte dans le calcul des contraintes car son épaisseur est négligeable par rapport à celle du cuivre (inférieure à 3 %).

Des mesures de courbures de plaque sont par la suite réalisées durant des cycles thermiques comprenant une phase de chauffage de la température ambiante jusqu'à 200 °C avec une rampe de 3 °C/minute, suivie par un plateau de 5 minutes à 200 °C et enfin une phase de refroidissement jusqu'à la température ambiante. La réalisation de plusieurs cycles de température permet en plus de quantifier l'impact de ces recuits sur le module d'Young du cuivre et d'estimer le nombre de cycles nécessaires à la stabilisation de sa microstructure.

### 2.1.2 Résultats de mesure

Un premier cycle de mesures a été effectué (cf. figure 15). La couche de cuivre est initialement en état de tension biaxiale à température ambiante (+70 MPa). Durant la phase de chauffage, la contrainte devient progressivement compressive, à cause de la différence entre les coefficients de dilatation thermique du cuivre (estimé dans la littérature à  $17,7 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  [4]) et celui du substrat en silicium ( $2,6 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ). On observe au début de la phase de chauffage un régime élastique (linéaire) entre 25 et 100 °C. Une régression linéaire permet de calculer la pente de ce régime élastique et donc le module d'Young du cuivre, en admettant un coefficient de dilatation thermique égal à  $17,7 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  [4].

A partir d'une température de 150 °C, la contrainte compressive se stabilise puis diminue légèrement. Cette relaxation de la contrainte dans le cuivre, propre au cas d'un premier recuit après le dépôt (cf. figure 16), ne serait pas due à une déformation plastique mais à une densification qui s'accompagne d'une augmentation de la taille des grains [9]. Le plateau de température à 200 °C montre que la relaxation de la contrainte compressive continue (de -169 à -151 MPa) par le même mécanisme de croissance des grains d'après le modèle de Chaudhari [9].

Au cours de la phase de refroidissement, le film revient progressivement vers un état de tension. La valeur de la contrainte à la fin de cette phase (+190 MPa), est différente de celle du départ (+70 MPa) ce qui est en accord avec l'hypothèse de l'évolution de la microstructure du cuivre.

Plusieurs cycles identiques au premier ont été réalisés par la suite afin de mettre en évidence l'impact de ce traitement thermique à la fois sur la valeur du module d'Young du cuivre et sur la stabilisation de sa microstructure<sup>9</sup> (cf. figure 16). Lors de ces recuits, les courbes de contrainte sont majoritairement régies par les déformations élastiques et plastiques de la couche de cuivre et non par la densification de sa microstructure, comme cela a été le cas lors du premier recuit [8].

---

<sup>9</sup> Le temps d'attente entre deux cycles successifs est de quelques jours, ce qui explique l'écart qui existe entre la contrainte de la fin d'un cycle donné et la contrainte de départ du cycle suivant.

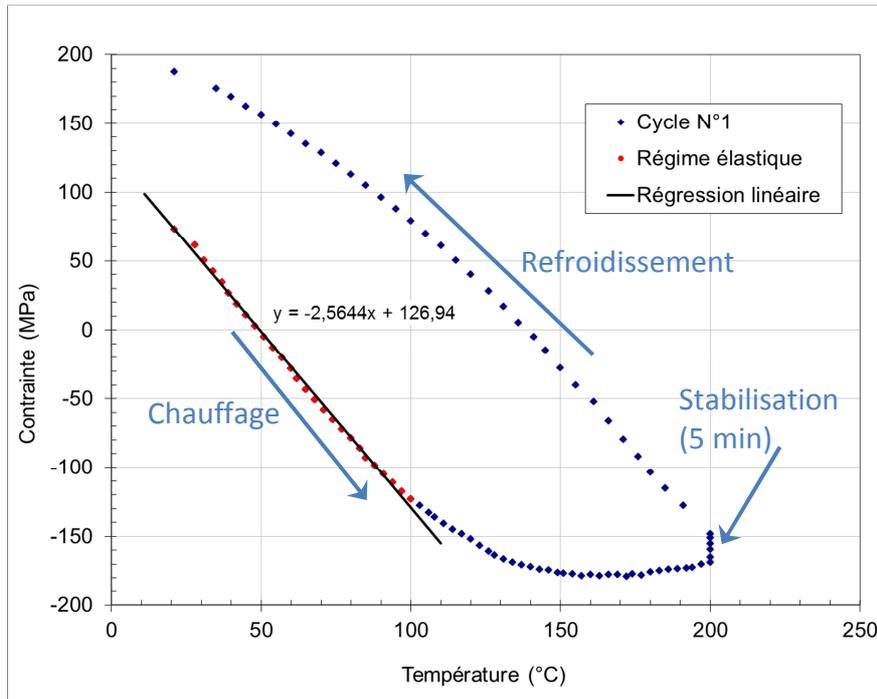


Figure 15 : courbe contrainte-température du cuivre électrolytique sur un substrat en silicium. Mise en évidence d'un régime élastique au début de la phase de chauffage. Premier cycle thermique.

La figure 16 montre que l'écart entre les courbes de contraintes de deux recuits successifs diminue progressivement. Cet écart devient faible (inférieur à 10 MPa) à partir du troisième recuit : les deux dernières courbes sont presque superposées. L'écart entre les contraintes de début et de fin de recuit, pour un cycle donné, diminue aussi : il est de 120 MPa pour le premier recuit et de 15 MPa pour le dernier. On assiste donc à une stabilisation de la microstructure du cuivre.

Le module d'Young du cuivre a été extrait du domaine élastique de chaque cycle, en admettant un coefficient de dilatation thermique égal à  $17,7 \cdot 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$  [4] et un coefficient de Poisson de  $0,33^{10}$ . La courbe de la figure 17 montre que ce module diminue à partir de 113 GPa puis se stabilise à 100 GPa. La variation totale avant la stabilisation est de 11 %. Ces valeurs correspondent à un module d'Young global (mesuré à l'échelle de la plaque de silicium). La valeur initiale de 113 GPa présente un écart de 7 % avec celle obtenue par nanoindentation (122,1 GPa) sur un échantillon non recuit. Les mesures de courbure de plaque ont donc permis de confirmer, par une méthode globale, les résultats obtenus précédemment par une mesure locale. Ainsi, la modélisation du comportement mécanique du cuivre, obtenue par optimisation d'un plan de simulations, inclue des paramètres qui permettent de décrire le comportement mécanique du matériau sans pour autant correspondre aux propriétés physiques évoquées.

<sup>10</sup> La valeur du coefficient de Poisson déduite précédemment par optimisation d'un plan de simulations pour le cuivre n'a pas été utilisée pour extraire le module d'Young à partir des courbes contrainte-température. En effet, cette grandeur n'a pas de signification physique et n'a de sens que lorsqu'elle est injectée dans le modèle de Voce dans des calculs par éléments finis.

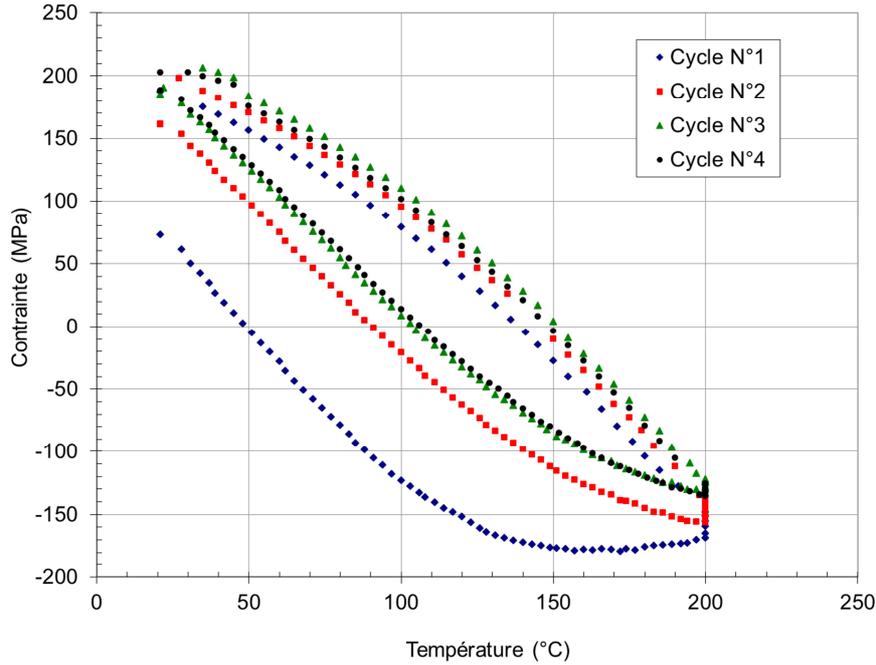


Figure 16 : courbes contrainte-température du cuivre électrolytique sur un substrat en silicium. Mise en évidence de l'évolution durant quatre cycles.

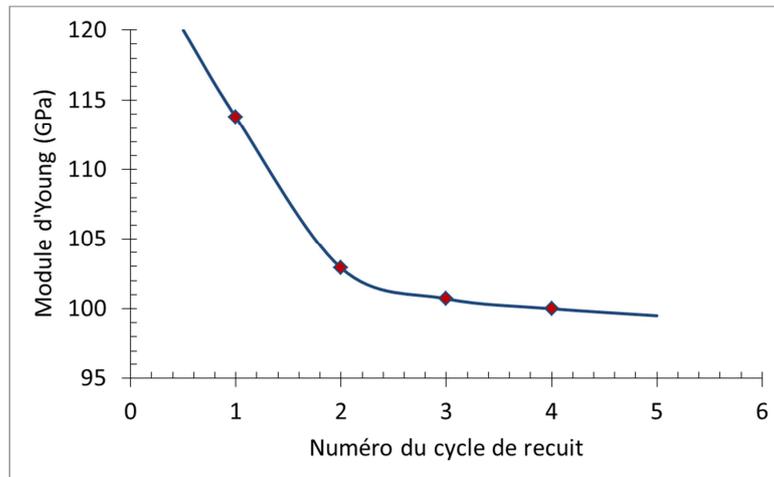


Figure 17 : évolution du module d'Young du cuivre en fonction de cycles de recuit. Valeurs déduites des mesures de courbure de plaque de silicium.

Une approche similaire a été tentée afin de réaliser une mesure globale du module d'Young du polymère de remplissage SINR sans succès car les variations de courbure de plaque induites par ce matériau sont très faibles (en dessous de la sensibilité de l'équipement de mesure qui est de l'ordre du micromètre en termes d'amplitude de flèche) et ne permettent pas d'identifier clairement un régime linéaire.

### 3 Calorimétrie différentielle à balayage

#### 3.1 Généralités et objectifs

La calorimétrie différentielle à balayage ou DSC pour *Differential Scanning Calorimetry* en anglais, est une technique de caractérisation qui permet de quantifier les échanges thermiques d'un échantillon soumis à une variation programmée de la température (généralement linéaire). La DSC permet de suivre ainsi l'évolution d'une propriété physique de l'échantillon en fonction de la température.

Un creuset contenant l'échantillon à étudier est placé dans une enceinte dans laquelle la température est contrôlée de manière précise en termes d'homogénéité, de stabilité et de variation. Un second creuset vide, identique au premier, fait office de référence (cf. figure 18). La mesure des températures des deux creusets, permet d'accéder, via une modélisation adéquate, au flux de chaleur absorbée (ou évacuée) par l'échantillon. Ce flux correspond à la différence entre les chaleurs des deux récipients<sup>11</sup>.

La calorimétrie différentielle à balayage à température modulée, ou TMDSC pour *Temperature Modulated differential Scanning Calorimetry* en anglais, est une variante relativement récente de la DSC qui permet de superposer à l'augmentation linéaire de température, une oscillation de faible fréquence et de faible amplitude. Cette approche permet, par déconvolution du flux de chaleur total, de séparer les contributions réversibles des contributions irréversibles [10] (cf. figure 19).

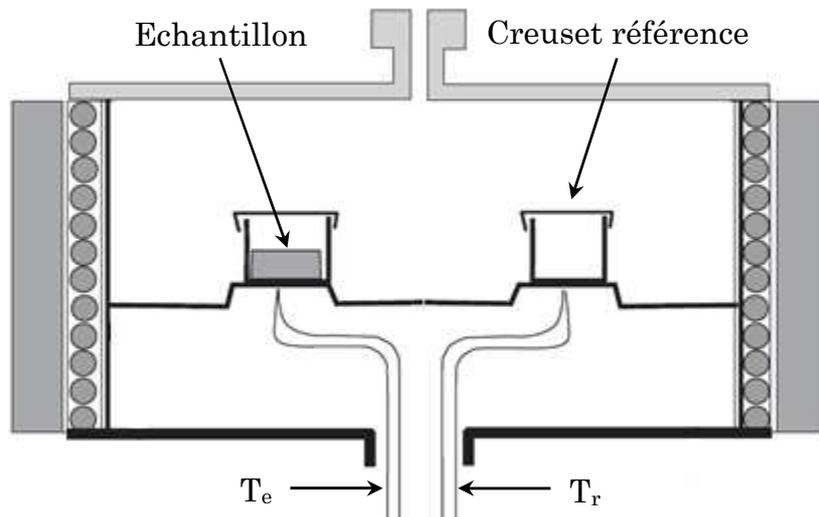


Figure 18 : DSC à flux de chaleur.  $T_e$  et  $T_r$  désignent respectivement la température de l'échantillon et la température du creuset de référence.

La DSC est particulièrement adaptée pour repérer les transitions vitreuses et les transitions de phases des polymères. En effet, une transition vitreuse

<sup>11</sup> Sur certains appareillages, d'autres éléments peuvent être pris en compte comme les flux de chaleurs propres aux sondes de mesures de températures et les pertes thermiques dans l'enceinte de l'équipement.

s'accompagne d'une modification de la plupart des propriétés mécaniques et physiques du polymère, dont sa capacité calorifique  $C_p$  [11]. Or, le flux de chaleur  $q$  absorbée par le polymère est directement lié à sa capacité calorifique :

$$q = C_p \cdot \Delta T \quad (\text{Equation 10})$$

où  $\Delta T$  désigne la variation de température. On assiste donc, au passage par la température de transition vitreuse, à un saut de la courbe de chaleur en fonction de la température (cf. figure 19). Dans le cas d'une transition de phase du polymère on assiste soit à un pic exothermique qui correspond à une cristallisation, soit à un pic endothermique qui correspond à une fusion (cf. figure 19).

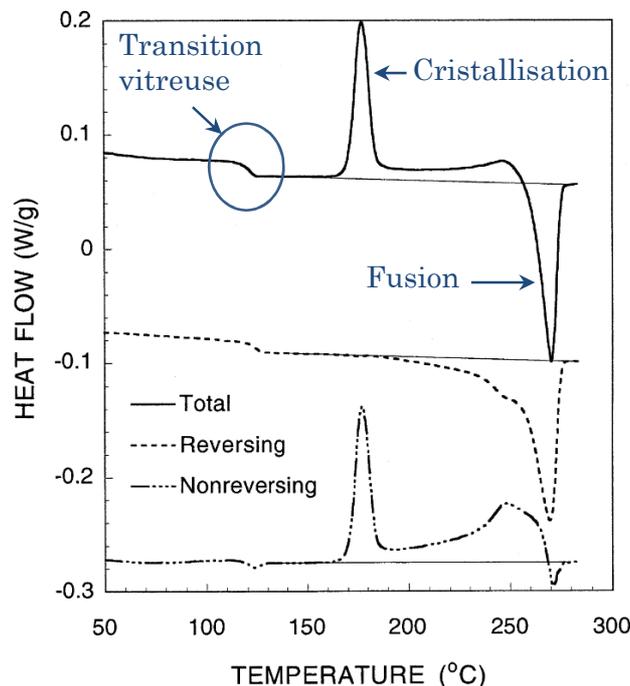


Figure 19 : courbes de flux de chaleur (total, réversible et non réversible) du PEN (Poly-éthylène-2,6-naphtalène di-carboxylate) réalisées par TMDSC [10].

En étude de fiabilité, lors des essais de cyclage thermique, une transition vitreuse du polymère de remplissage des TSV peut favoriser des défaillances mécaniques telles que la propagation de fissures dans la structure. En effet, le passage de l'état caoutchoutique à l'état vitreux à la température de transition vitreuse peut entraîner une rupture fragile dans le polymère lui-même. De plus, le changement de la densité, et donc du volume du polymère peut entraîner des délaminations dans les matériaux environnant ou aux interfaces avec ceux-ci.

On se propose dans ce paragraphe d'utiliser la technique de la TMDSC afin de repérer les éventuelles transitions vitreuses du polymère SINR, dans la gamme de température concernée par le test du cyclage thermique. Les résultats de ces mesures pourront ainsi être utilisés ultérieurement, lors des essais de fiabilité (chapitre 5).

## 3.2 Résultats de mesures

La TMDSC a été utilisée afin de déterminer l'éventuelle transition vitreuse du polymère SINR<sup>12</sup> dans l'intervalle de température allant de -60 à +180 °C. Cet intervalle inclue la gamme de température concernée par les essais de cyclage thermique (de -40 à +150 °C). Etant donné que les transitions vitreuses sont des phénomènes réversibles, on ne s'intéresse dans notre cas qu'au flux de chaleur réversible, afin de simplifier l'interprétation des résultats.

Le flux de chaleur réversible en fonction de la température a ainsi été déterminé pour un échantillon de SINR (cf. figure 20). La courbe ne montre aucune transition vitreuse dans la gamme de température étudiée. On remarque cependant la présence d'un pic endothermique à une température de 133 °C qui indique la présence d'une fusion à cette température. La faible valeur de l'énergie absorbée par le polymère (0,6 J/g) indique que la proportion du polymère qui a subi cette fusion est faible. A titre d'exemple, l'enthalpie de fusion du polyéthylène est de 289,9 J/g. De manière générale, l'enthalpie de fusion des polymères est de plusieurs dizaines, voire plusieurs centaines de joules par gramme [12].

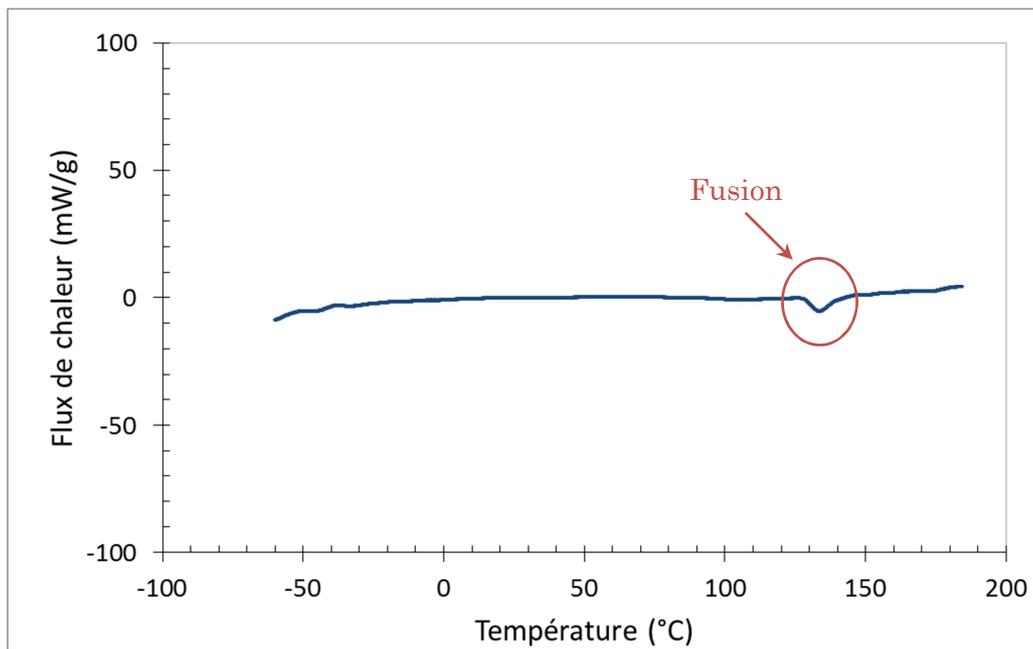


Figure 20 : courbe du flux de chaleur réversible par unité de masse du polymère SINR, mesurée en TMDSC.

Il n'y a à priori pas de transition vitreuse du polymère SINR dans la gamme de température allant de -60 à +180 °C et donc dans celle concernée par les essais de cyclage thermique. Cette conclusion sera utile lors de l'analyse de défaillance présentée au chapitre suivant.

<sup>12</sup> Les données du fournisseur indiquent que la température de transition vitreuse du polymère SINR se situe en dessous de -50 °C.

## 4 Spectroscopie diélectrique

### 4.1 Généralités et objectifs

Le polymère de remplissage des TSV doit assurer l'isolation électrique des lignes de cuivre qui permettent la conduction électrique dans le TSV et en face arrière du dispositif en général. Cette prérogative implique des spécifications qui concernent les propriétés diélectriques du polymère : une permittivité relative ou constante diélectrique ( $\varepsilon'$ ) faible, afin de minimiser les effets de couplage capacitif et un faible indice de perte ( $\varepsilon''$ ) afin de réduire les pertes diélectriques [13]. La fonction diélectrique complexe du polymère s'exprime en fonction de ces deux paramètres de la manière suivante :

$$\varepsilon^*(\omega) = \varepsilon'(\omega) - i\varepsilon''(\omega) \quad (\text{Equation 11})$$

où  $\omega$  désigne la pulsation exprimée en seconde. Cette fonction permet de calculer la conductivité électrique complexe du polymère via la relation suivante :

$$\sigma^*(\omega) = i\omega\varepsilon_0\varepsilon^*(\omega) \quad (\text{Equation 12})$$

où  $\varepsilon_0$  désigne la permittivité du vide. La minimisation de la conduction électrique dans le polymère se traduit par une limitation du courant de fuite.

La technique de la spectroscopie diélectrique permet de caractériser les propriétés diélectriques des matériaux. Cette technique consiste à appliquer un champ électrique alternatif aux bornes d'un condensateur et d'en mesurer le courant ainsi que le déphasage courant-tension. L'espace entre les électrodes du condensateur est constitué du matériau que l'on veut caractériser. Ces mesures permettent ainsi d'obtenir les valeurs de  $\varepsilon'$  et de  $\varepsilon''$  en fonction de la fréquence.

On se propose dans ce paragraphe d'utiliser la technique de la spectroscopie diélectrique afin de mesurer la permittivité relative du polymère de remplissage SINR, ainsi que l'impact du cyclage thermique sur cette propriété.

La préparation des échantillons pour les mesures de spectroscopie diélectrique s'est effectuée de la manière suivante (cf. figure 21) : une couche de cuivre de 7  $\mu\text{m}$  d'épaisseur est d'abord déposée par électrolyse sur une plaque de silicium. Il s'agit de l'électrode inférieure du condensateur, représentative de la couche de cuivre de métallisation des TSV. Un dépôt du polymère SINR est par la suite réalisé à la tournette. L'épaisseur de cette couche est mesurée ultérieurement à l'aide d'un profilomètre mécanique, afin de permettre un calcul précis de la constante diélectrique. L'électrode supérieure est enfin réalisée par pulvérisation d'une couche d'or de quelques centaines de nanomètres d'épaisseur.

L'équipement de spectroscopie diélectrique utilisé permet un balayage en fréquence de 100 Hz à 100 kHz et un contrôle de la température de l'échantillon entre la température ambiante et 150 °C.

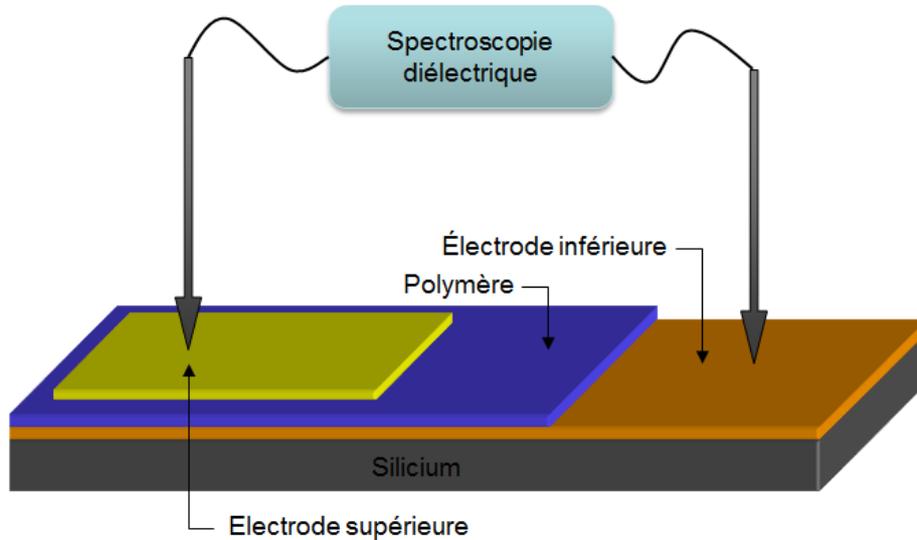


Figure 21 : représentation schématique de la mesure de spectroscopie diélectrique.

## 4.2 Résultats des mesures

Des mesures de spectroscopie diélectrique ont été réalisées sur le polymère de remplissage SINR juste après le recuit de polymérisation et après 500 cycles de température tels que ceux employés en fiabilité. Dans les deux cas, les mesures ont été effectuées à température ambiante, à 50, à 100 et 150 °C.

Les mesures avant les cycles thermiques montrent, qu'à température ambiante, la constante diélectrique est comprise entre 3,35 et 3,40 dans la gamme de fréquence allant de 0,1 à 100 kHz (cf. figure 22). Bien que supérieure à celle du polymère BCB (2,65), cette valeur est à priori acceptable pour assurer une isolation électrique des lignes de cuivre en face arrière du dispositif. En effet, la constante diélectrique mesurée se trouve dans la gamme de celles des différents matériaux isolants (oxydes, nitrures...) utilisés dans les empilements du BEOL et dans le TSV (cf. figure 23). Le polymère SINR ne dégrade donc à priori pas les propriétés diélectriques générales de l'ensemble du dispositif.

Les courbes de la figure 22 montrent que la constante diélectrique diminue avec la température. En effet, à 150 °C, la constante diélectrique est égale à 3,10 à 0,1 kHz et à 2,94 à 100 kHz, soit respectivement -9 % et -12 % par rapport à ses valeurs à 25 °C. Cette constatation est en accord avec une variation en  $1/T$  établie dans la littérature pour la polarisabilité moléculaire dans les polymères [14]. Lors du fonctionnement du dispositif, et en admettant une température maximale de 150 °C, on peut donc s'attendre à une variation de la constante diélectrique comprise entre -9 % et -12 % pour une fréquence de sollicitation comprise entre 0,1 et 100 kHz.

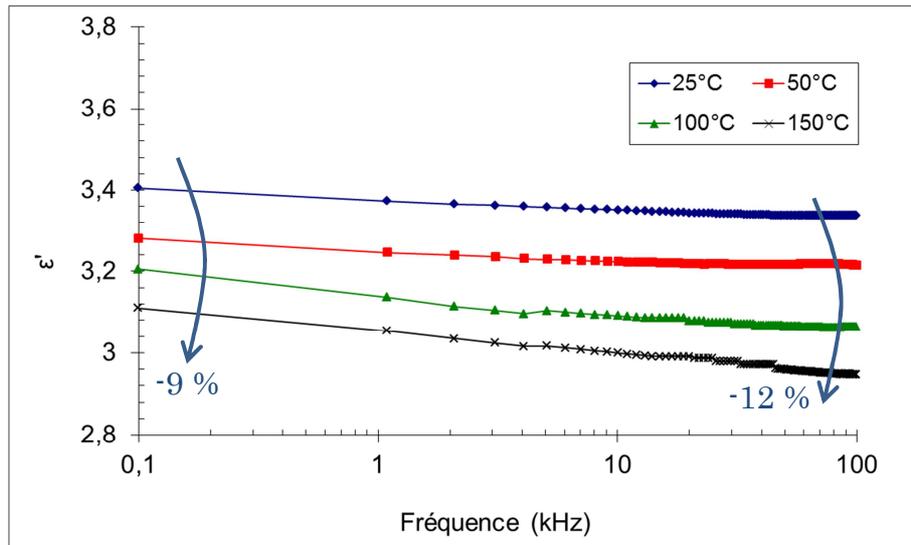


Figure 22 : courbes de la constante diélectrique (ou permittivité relative) du polymère SINR en fonction de la fréquence, mesurées par spectroscopie diélectrique avant les cycles thermiques.

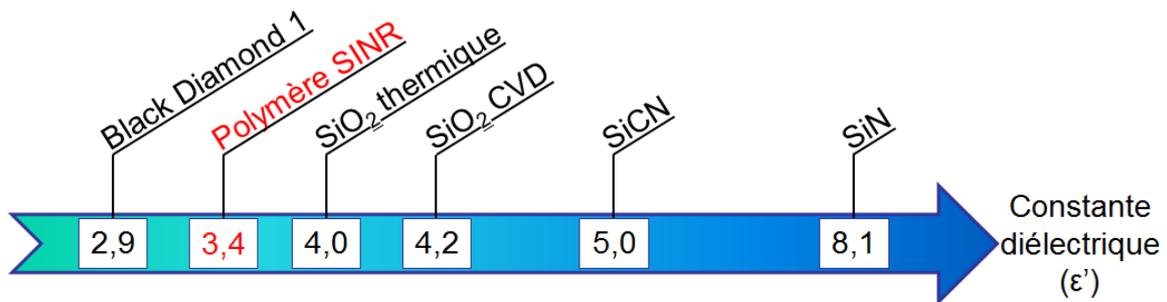


Figure 23 : comparaison de la constante diélectrique mesurée pour le polymère SINR à celles de quelques matériaux isolants utilisés dans les différents empilements BEOL et les TSV (source STMicroelectronics).

Des mesures similaires ont été effectuées après 500 cycles thermiques entre -40 et +150 °C. On observe une augmentation de la constante diélectrique de l'ordre de 3 % à température ambiante (cf. figure 24). Des augmentations similaires ont aussi été constatées pour les mesures à plus hautes températures (50, 100 et 150 °C). Le vieillissement thermique implique donc une faible dégradation de la constante diélectrique qui a pu être mise en évidence grâce aux mesures de spectroscopie diélectrique. Cette dégradation est également plus faible que la variation induite par l'augmentation de la température de fonctionnement de l'ambiante à 150 °C. Cette variation de la permittivité suite aux cycles thermiques peut indiquer également qu'il n'y aurait pas de phénomènes de diffusion du cuivre dans le polymère. En effet, dans le cas contraire, les propriétés diélectriques du polymère se seraient significativement dégradées. A titre d'exemple, l'étude menée par Gopal et al [15] montre une dégradation des propriétés diélectriques de l'oxyde thermique de silicium par la diffusion du cuivre déposé par-dessus, après des recuits de quelques heures à 150 °C. Cette dégradation se traduit par une augmentation de plus de trois ordres de grandeur du courant de fuite dans l'oxyde. Cependant, cette hypothèse sur la diffusion du cuivre n'a pas pu être confirmée par des mesures expérimentales dans le cadre de cette étude.

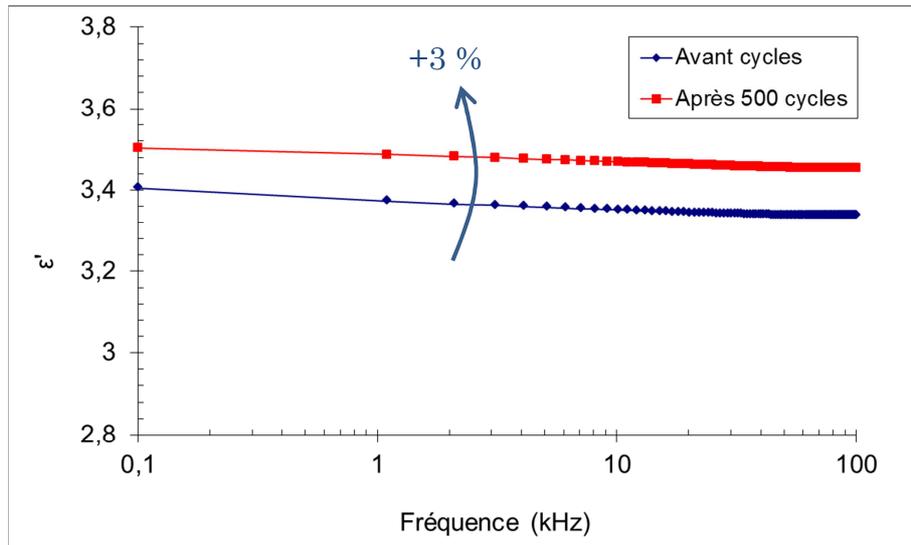


Figure 24 : courbes de la constante diélectrique (ou permittivité relative) du polymère SINR à température ambiante (25 °C) en fonction de la fréquence. Mesures réalisées par spectroscopie diélectrique avant et après les cycles thermiques.

## 5 Conclusions

En prévision des besoins des études ultérieures, plusieurs caractérisations ont été réalisées sur le cuivre de métallisation et le polymère de remplissage du TSV. La nanoindentation a permis d'extraire les modules élastiques des deux matériaux et d'établir une loi de comportement non linéaire pour le cuivre. La technique de la mesure de la courbure de plaque a été utilisée afin de confirmer la mesure locale du module d'Young du cuivre par une mesure globale et mettre en évidence la stabilisation de sa microstructure. L'ensemble de ces résultats permettra d'alimenter les simulations par éléments finis, en données expérimentales. La calorimétrie différentielle à balayage a mis en évidence l'absence de toute transition vitreuse dans le domaine de température concerné par les tests de cyclage thermique qui seront réalisés par la suite dans le cadre de l'étude de fiabilité. Dans le même contexte, des mesures de spectroscopie diélectrique ont permis de caractériser la constante diélectrique du polymère et son évolution suite aux cycles thermiques.

## 6 Bibliographie

- [1] A. C. Fischer-Cripps, *Nanoindentation*. Springer Verlag Ny, 2004.
- [2] S. Bec, A. Tonck, et J. L. Loubet, « A simple guide to determine elastic properties of films on substrate from nanoindentation experiments », *Philosophical Magazine*, vol. 86, n° 33-35, p. 5347-5358, 2006.
- [3] M. Stangl, J. Acker, V. Dittel, W. Gruner, V. Hoffmann, et K. Wetzig, « Characterization of electroplated copper self-annealing with investigations focused on incorporated impurities », *Microelectronic Engineering*, vol. 82, n° 2, p. 189-195, oct. 2005.
- [4] W. F. Gale et T. C. Totemeier, *Smithells Metals Reference Book*. Butterworth-Heinemann, 2004.
- [5] O. Wittler, R. Mrossko, E. Kaulfersch, B. Wunderle, et B. Michel, « Mechanical characterisation of thin metal layers by modelling of the nanoindentation experiment », *2008 2nd Electronics Systemintegration Technology Conference*, p. 995-8, 2008.
- [6] A. Wymyslowski, O. Wittler, R. Mrossko, R. Dudek, J. Auersperg, et L. Dowhan, « Numerical approach to extraction of elasto-plastic material models and corresponding properties of thin layers through nanoindentation technique », in *Thermal, Mechanical and Multi-Physics simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems, 2009. EuroSimE 2009. 10th International Conference on*, 2009, p. 1 -7.
- [7] C. Hartig et H. Mecking, « Finite element modelling of two phase Fe–Cu polycrystals », *Computational Materials Science*, vol. 32, n° 3-4, p. 370-377, mars 2005.
- [8] W. Nix, « Mechanical properties of thin films », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 20, n° 11, p. 2217-2245, 1989.
- [9] P. Chaudhari, « Grain Growth and Stress Relief in Thin Films », *Journal of Vacuum Science and Technology*, vol. 9, n° 1, p. 520 -522, janv. 1972.
- [10] W. G. Kampert et B. B. Sauer, « Temperature modulated DSC studies of melting and recrystallization in poly(ethylene-2,6-naphthalene dicarboxylate) (PEN) and blends with poly(ethylene terephthalate) (PET) », *Polymer*, vol. 42, n° 21, p. 8703-8714, oct. 2001.
- [11] D. S. Soane, *Polymers in microelectronics: fundamentals and applications / David S. Soane and Zoya Martynenko*. Amsterdam ; New York :: Elsevier, 1989.
- [12] J. E. Mark, *Physical properties of polymers handbook*. Springer, 2007.
- [13] P. Gonon, A. Sylvestre, J. Teyseyre, et C. Prior, « Dielectric properties of epoxy/silica composites used for microelectronic packaging, and their dependence on post-curing », *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, vol. 12, n° 2, p. 81-86, 2001.
- [14] N. G. McCrum, B. E. Read, et G. Williams, *Anelastic and dielectric effects in polymeric solids*. John Wiley, 1967.
- [15] G. Raghavan, C. Chiang, P. B. Anders, S.-M. Tzeng, R. Villasol, G. Bai, M. Bohr, et D. B. Fraser, « Diffusion of copper through dielectric films under bias temperature stress », *Thin Solid Films*, vol. 262, n° 1-2, p. 168-176, juin 1995.

# Chapitre 4 : modélisations par éléments finis et mesures de contraintes

---

## Table des matières

1	Géométrie, maillage et conditions aux limites .....	77
2	Propriétés et lois de comportement des matériaux .....	80
2.1	Silicium, oxyde de silicium et cuivre .....	80
2.2	Empilement du BEOL.....	82
2.3	Polymère de remplissage .....	82
2.3.1	Méthodologie et description du motif de test.....	82
2.3.2	Résultats expérimentaux.....	85
3	Résultats des simulations .....	91
3.1	Localisation des contraintes mécaniques dans le TSV.....	91
3.2	Contribution du polymère de remplissage .....	94
3.3	Contrainte mécanique dans le silicium.....	96
3.4	Influence de la conformité de la métallisation.....	97
3.5	Influence du diamètre du TSV.....	100
3.6	Plan de simulations : minimisation des contraintes dans le TSV	101
4	Conclusions .....	105
5	Bibliographie.....	106

L'intégration du remplissage en polymère des TSV apporte de nouvelles problématiques à l'ensemble de la structure, particulièrement sur le plan thermomécanique. En effet, le polymère SINR, sélectionné dans le chapitre 2 pour réaliser cette étude, a des propriétés thermomécaniques très différentes de celles des autres matériaux qui constituent le TSV, surtout en termes de coefficient de dilatation thermique et de module d'Young (cf. tableau 1). Cette différence induit des contraintes mécaniques non seulement dans le polymère lui-même mais aussi dans les matériaux qui l'entourent.

Tableau 1 : Mise en évidence des écarts entre les propriétés thermomécaniques du polymère SINR (données du fournisseur) et celles du silicium.

Matériau	E (GPa)	$\alpha$ ( $10^{-6} / ^\circ\text{C}$ )
Silicium	130	2,6
Polymère SINR	0,1	180

Différents aspects des contraintes thermomécaniques générées dans les TSV ont été étudiés dans la littérature, surtout dans le cas plus courant d'un remplissage complet du via en cuivre [1-2]. Ces études se basent généralement sur des modélisations par éléments finis qui permettent de calculer les contraintes et les déformations induites dans la structure du TSV à une température donnée. Cette démarche nécessite la connaissance des propriétés des matériaux impliqués dans le modèle. Des travaux ont aussi été réalisés sur des mesures expérimentales des contraintes et des déformations dans les TSV en utilisant des techniques de caractérisations différentes comme la spectroscopie Raman [3] ou la corrélation d'images numériques [4].

On se propose dans ce chapitre d'étudier l'impact du remplissage en polymère sur les contraintes thermomécaniques induites dans le TSV et les matériaux qui l'entourent comme le silicium, l'empilement du BEOL et le niveau de métal sur lequel débouche le TSV. Ce dernier et son proche environnement sont ainsi considérés comme un élément unitaire et représentatif de la puce. D'autres types d'interconnexions comme les piliers en cuivre ou les microbilles ne sont pas pris en compte dans cette étude afin d'isoler l'impact de la présence du polymère. L'objectif de cette démarche est de localiser et quantifier les contraintes mécaniques dans les différents matériaux, afin d'en anticiper les éventuels effets sur l'intégrité et le fonctionnement du TSV, et au final du dispositif complet. Les résultats obtenus peuvent ainsi être utilisés lors des essais de fiabilité pour interpréter les phénomènes observés lors de la phase d'analyse de défaillance. Le choix du matériau utilisé pour le remplissage ainsi que des procédés de réalisation des TSV en général peut aussi être reconsidéré en se basant sur les résultats des calculs par éléments finis.

La méthodologie adoptée dans cette étude est schématisée dans la figure 1. Une modélisation par éléments finis du TSV est d'une part réalisée à l'aide du logiciel commercial Ansys®<sup>1</sup>. Pour ce faire, la géométrie de la structure ainsi que le maillage sont définis. D'autre part, les propriétés des matériaux impliqués ainsi que leurs lois de comportement sont fixées à partir soit de références de la

<sup>1</sup> Comme indiqué dans le chapitre précédent, toutes les simulations par élément finis décrites dans ce chapitre ont été réalisées en utilisant le même logiciel Ansys®.

littérature, soit de mesures expérimentales. En se basant sur ces éléments, des simulations par élément finis peuvent être effectuées afin de calculer les contraintes mécaniques dans la structure modélisée. Des études de tendance peuvent aussi être réalisées via des plans de simulations.

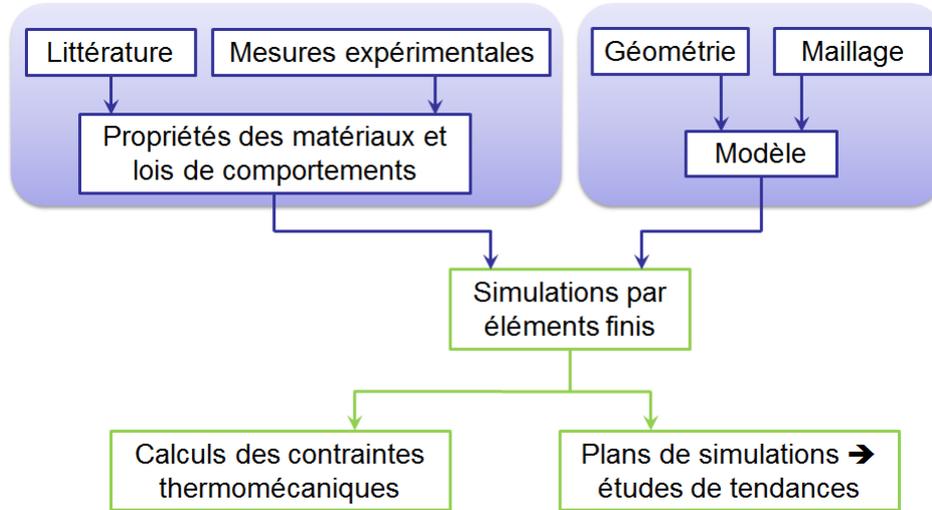


Figure 1 : représentation schématique de la méthodologie adoptée lors de l'étude de simulations par éléments finis.

Dans la suite de ce chapitre, les étapes de l'étude numérique schématisée dans la figure 1 seront présentées. Tout d'abord, la construction de la géométrie et du maillage du modèle sera décrite. Les choix des propriétés des matériaux et de leurs lois de comportement seront par la suite détaillés. Enfin, l'exploitation des résultats des calculs par éléments finis sera présentée.

## 1 Géométrie, maillage et conditions aux limites

La première étape de notre démarche est la réalisation, sur le logiciel Ansys®, du modèle géométrique de la structure que l'on veut étudier. Étant donné la géométrie de révolution du TSV, une modélisation tridimensionnelle n'est pas nécessaire pour le décrire. Une approche bidimensionnelle axisymétrique a ainsi été choisie afin de permettre un gain en temps de calcul.

La modélisation géométrique du TSV dans cette approche consiste à définir les surfaces délimitant les différents matériaux sur le demi-plan d'une coupe verticale passant par l'axe du TSV (cf. figures 2 et 3). Les surfaces créées définissent le silicium, l'oxyde d'isolation, la métallisation en cuivre du TSV, le polymère de remplissage, le niveau de métal sur lequel débouche le TSV et l'empilement du BEOL qui l'entoure. Les dimensions de ces surfaces ont été mesurées sur des coupes dans des TSV observées au microscope électronique à balayage. Certaines de ces dimensions sont définitivement fixées comme l'épaisseur du silicium, du niveau de métal ou de l'empilement du BEOL. D'autres dimensions peuvent être modifiées en cas de besoin, comme les épaisseurs de la métallisation en cuivre et de l'oxyde d'isolation ou le diamètre du TSV. La couche de barrière à la diffusion du cuivre n'est pas prise en compte dans ce modèle, du fait de sa faible épaisseur (quelques dizaines de nanomètres) par rapport aux autres matériaux (plusieurs micromètres).

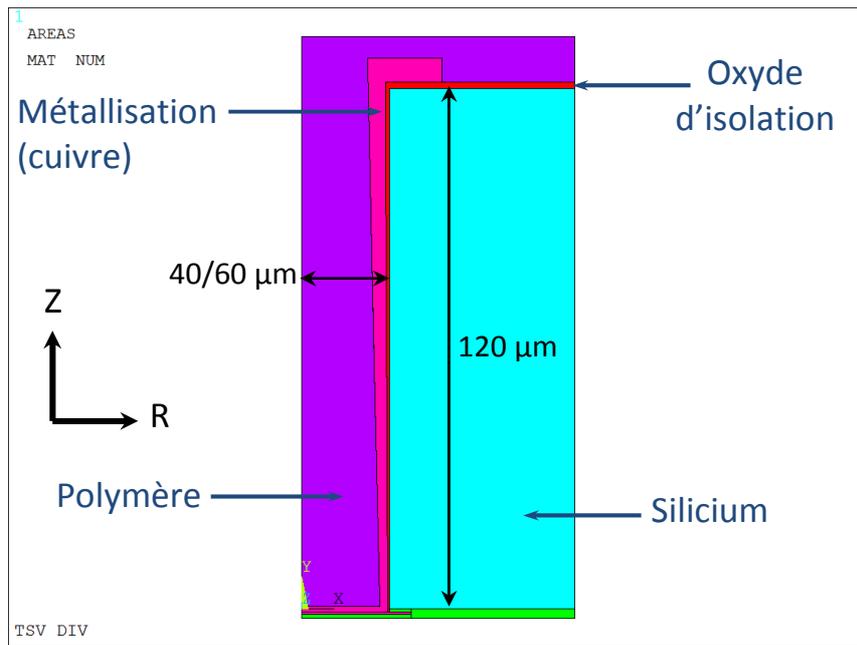


Figure 2 : modèle bidimensionnel axisymétrique du TSV, vue d'ensemble et identification des différents matériaux et des axes du repère orthonormé.

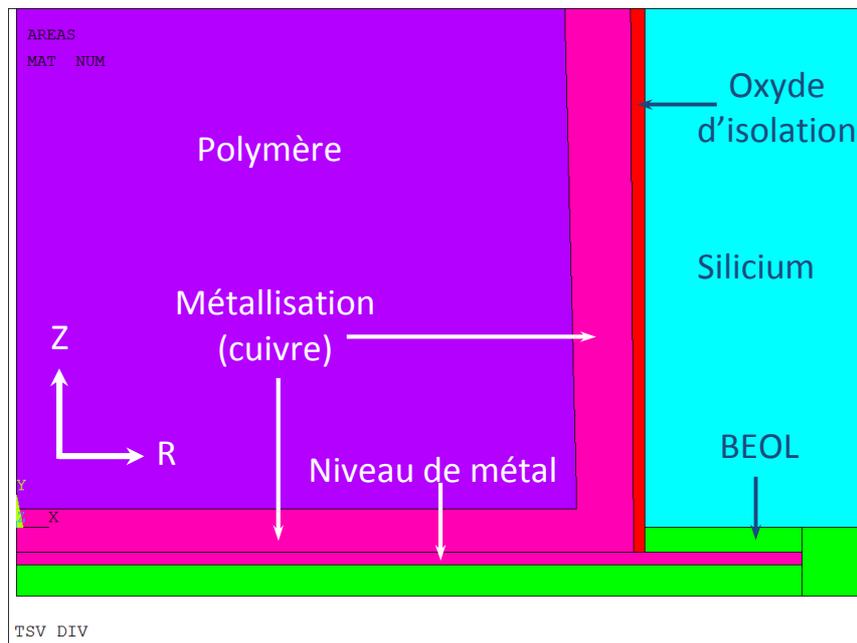


Figure 3 : modèle bidimensionnel axisymétrique du TSV, zoom au fond du TSV (face avant du dispositif). Identification des différents matériaux et des axes du repère orthonormé.

La deuxième étape de notre démarche est le maillage du modèle géométrique réalisé précédemment. Il s'agit d'un élément essentiel de la simulation par éléments finis, car il conditionne la précision et la pertinence des calculs. Le maillage doit ainsi se faire en respectant un certain nombre de règles, afin d'obtenir des résultats fiables :

- Les mailles doivent être plus fines dans les couches de plus faibles dimensions et dans les zones potentiellement critiques (fort gradient de contraintes ou de déformations). Dans notre cas de figure les couches de cuivre et d'oxyde d'isolation, ainsi que l'empilement du BEOL doivent avoir le maillage le plus fin et plus particulièrement au fond du TSV (cf. figures 4 et 5).
- Les mailles doivent avoir des dimensions homogènes, de manière à éviter les formes trop allongées qui se traduisent par un rapport de forme élevé. Dans notre cas de figure, un rapport de forme maximal de 14 est toléré.
- Il est aussi nécessaire d'éviter les discontinuités dans les tailles des mailles voisines : deux mailles qui se suivent doivent avoir des dimensions comparables (un coefficient de croissance des tailles des mailles proche de 1 peut être défini).

Une fois le maillage du modèle réalisé, il est important de vérifier que les résultats des calculs ne dépendent pas de la finesse des mailles. Pour ce faire, on vérifie que les valeurs des contraintes et des déformations calculées ne sont pas modifiée si l'on choisit un maillage plus fin. L'objectif est d'obtenir des calculs indépendants de la finesse du maillage tout en conservant un temps de calcul raisonnable : il s'agit de la convergence en maillage.

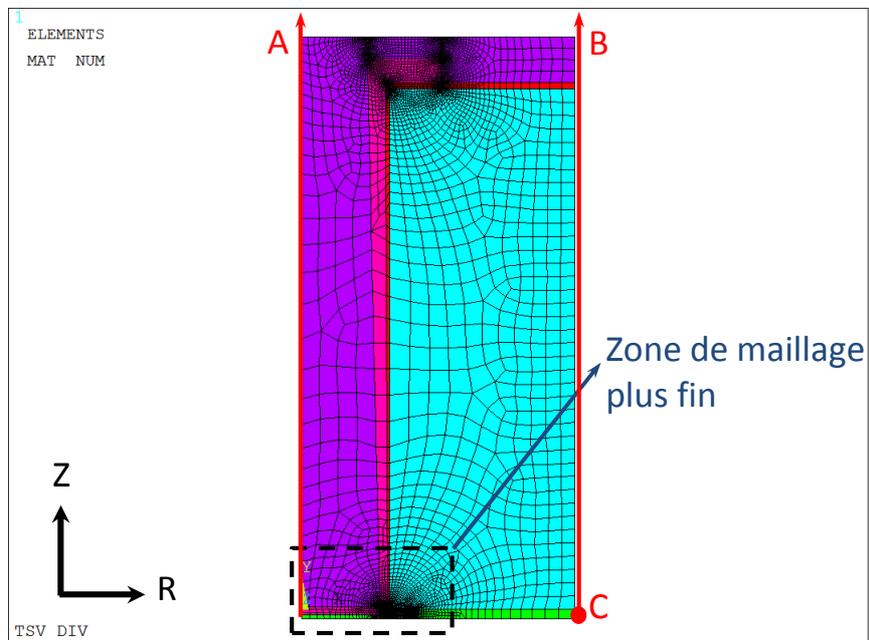


Figure 4 : maillage du modèle et conditions aux limites, vue d'ensemble. L'axe de révolution A et la frontière du modèle B ne tolèrent pas les déplacements selon l'axe R. le point C est encastré.

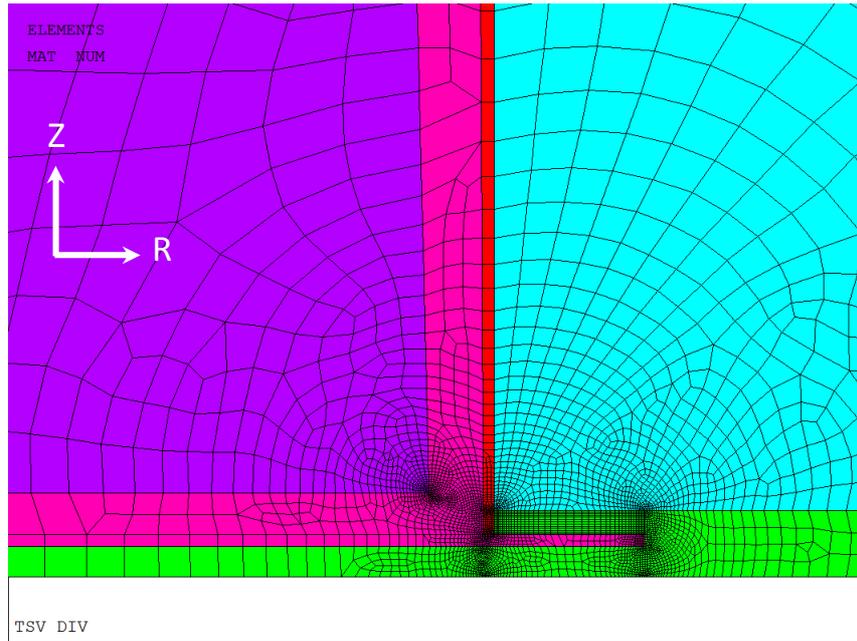


Figure 5 : maillage du modèle, zoom au fond du TSV. Les mailles sont plus fines au fond du TSV. Le code couleur est le même que celui utilisé dans les 3 figures précédentes

Plusieurs conditions aux limites ont été fixées pour cette modélisation. Premièrement, les déplacements sont interdits selon l'axe R le long des deux lignes A et B qui représentent respectivement l'axe de révolution et la frontière du modèle (cf. figure 4). Cette condition découle du fait que ces deux lignes ne constituent pas des surfaces libres. Deuxièmement, afin d'empêcher le mouvement de corps rigide, le point C est encastré (aucun déplacement n'est possible). Enfin, les contraintes calculées seront celles induites par le refroidissement de la structure du TSV, de la température d'équilibre à la température ambiante. La température d'équilibre est définie comme étant la température à laquelle le système n'est pas contraint. Arbitrairement, cette température sera celle du recuit de réticulation du polymère de remplissage à 200 °C car il s'agit de la température la plus haute de tout le procédé de réalisation du TSV.

## 2 Propriétés et lois de comportement des matériaux

Il s'agit à cette étape de définir l'ensemble des propriétés et des lois qui décrivent le comportement thermomécanique des matériaux. Comme schématisé sur la figure 1, ces données peuvent provenir soit de la littérature, soit des mesures expérimentales, soit des deux en même temps. Dans la suite de ce paragraphe, sera présentée pour chacun des matériaux inclus dans le modèle, la démarche adoptée pour définir ses propriétés et sa loi de comportement.

### 2.1 Silicium, oxyde de silicium et cuivre

Le silicium est considéré dans cette modélisation comme parfaitement élastique. Cette hypothèse a été adoptée dans la plupart des études par éléments

finis des contraintes thermomécaniques dans les TSV [2-4] car il s'agit d'un matériau fragile qui présente un comportement strictement linéaire. La loi de comportement mécanique de ce matériau est ainsi fixée par la définition des trois paramètres suivants : le module d'Young, le coefficient de Poisson et le coefficient de dilatation thermique (cf. tableau 2). Ces propriétés sont supposées isotropes et indépendantes de la température dans la gamme considérée dans cette étude (20 – 200°C) [5].

L'oxyde de silicium qui constitue l'isolation du TSV est aussi considéré comme parfaitement élastique dans la littérature qui traite de la simulation par éléments finis des contraintes mécaniques dans ce type d'interconnexions [2-4]. L'hypothèse d'un comportement linéaire est aussi faite pour ce matériau. Les propriétés des oxydes de silicium peuvent varier selon le mode de dépôt. Dans notre cas de figure, les propriétés utilisées dans la littérature [2-4] sont choisies (cf. tableau 2). Ces propriétés sont aussi supposées isotropes et indépendantes de la température dans la gamme considérée (20 – 200 °C).

Tableau 2 : propriétés thermomécaniques des matériaux pris en compte dans la modélisation par éléments finis pour le silicium et l'oxyde d'isolation.

Matériau	E (GPa)	$\nu$	$\alpha$ ( $10^{-6} / ^\circ\text{C}$ )
Silicium	130	0,28	2,6
Oxyde d'isolation	75	0,17	0,4

Dans le cas du cuivre qui constitue la métallisation du TSV ainsi que le niveau de métal sur lequel débouche le via, une modélisation non linéaire est nécessaire. En effet, il s'agit d'un matériau ductile qui présente un domaine de comportement élastique et un domaine de comportement plastique. La limite élastique du cuivre (frontière entre les deux domaines) a été estimée dans le chapitre précédent à 360 MPa environ, à partir d'une mesure de dureté. Même si elle est approximative, cette valeur justifie le choix d'une loi de comportement non linéaire car les valeurs de contraintes attendues dans ce matériau peuvent dépasser cette limite. Le modèle de Voce développé dans le chapitre 3 est utilisé pour décrire le comportement mécanique du cuivre au-delà de sa limite élastique. Les paramètres du modèle sont résumés dans le tableau 3. Bien que le cuivre soit un matériau anisotrope (coefficient d'anisotropie de 2,3) [6], sa texturation n'est pas connue dans notre cas de figure. Les propriétés définies ci-dessous sont ainsi supposées isotropes et indépendantes de la température dans le domaine 20 – 200 °C. En ce qui concerne le coefficient de dilatation thermique, la valeur donnée par la littérature ( $17,7 \cdot 10^{-6}/^\circ\text{C}$ ) est retenue pour les simulations par éléments finis [7].

Tableau 3 : paramètres du modèle de Voce «  $\sigma = \sigma_Y + R_0 \cdot \varepsilon^P + R_\infty \cdot (1 - e^{-b \cdot \varepsilon^P})$  » pour le cuivre. Jeu de paramètres déterminé dans le chapitre 3, par optimisation du plan de simulations.  $\sigma$  désigne la contrainte plastique,  $\sigma_Y$  la limite élastique,  $\varepsilon^P$  la déformation plastique et  $R_0$ ,  $R_\infty$  et  $b$  des constantes du modèle de Voce.

E (GPa)	$\nu$	$\sigma_Y$ (MPa)	$R_0$ (MPa)	$R_\infty$ (MPa)	b
82	0,2	180	26	188	436

## 2.2 Empilement du BEOL

Dans le cas de l'empilement complexe du BEOL (succession de couches d'isolants et de lignes métalliques en cuivre), des propriétés homogénéisées ont été établies afin de décrire de manière simplifiée le comportement global de l'ensemble. La méthodologie adoptée pour le calcul des propriétés homogénéisées est citée dans la littérature [8]. Le BEOL est ainsi modélisé par un matériau unique et continu, décrit par les propriétés résumées dans le tableau 2. Dans notre cas de figure, on considère l'exemple de l'empilement correspondant à une technologie CMOS 90 nm. Le calcul de ces propriétés a été réalisé au sein de l'équipe de simulations de STMicroelectronics-Crolles, en prenant en compte le caractère anisotrope de l'empilement. Le module d'Young et le coefficient de Poisson sont par exemple définis dans la direction radiale (R) et la direction axiale (Z). Cependant, vu son emplacement très proche du TSV, le premier niveau de métal n'est pas inclus dans la couche homogénéisée du BEOL. Ce niveau de métal sur lequel débouche le TSV est modélisé à part entière, par le même modèle qui décrit la couche de cuivre de métallisation du TSV.

Tableau 4 : propriétés homogénéisées pour l'empilement du BEOL<sup>2</sup>.

$E_R$ (GPa)	$E_Z$ (GPa)	$\nu_{RZ}$	$\nu_{R\theta}$	$\alpha_R$ ( $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )	$\alpha_Z$ ( $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )
46	33,3	0,25	0,19	7,3	11,1

## 2.3 Polymère de remplissage

On se propose dans ce paragraphe de déterminer expérimentalement les propriétés thermomécaniques du polymère qui permettent de rendre compte de l'état de contrainte généré dans le TSV. Pour ce faire, une structure de test représentative du dispositif réel est utilisée afin de réaliser des mesures expérimentales de contraintes ou de déformations. Ces mesures expérimentales sont confrontées aux résultats des calculs par éléments finis. Cette approche permet non seulement de valider la loi de comportement choisie pour le polymère, mais aussi de calibrer le modèle dans sa globalité. Il s'agit aussi d'appréhender l'étude des contraintes mécaniques avec une approche non seulement qualitative mais aussi quantitative. Pour ces raisons, cette étude est présentée dans ce chapitre et non dans le chapitre précédent, où l'étude thermomécanique et le modèle ne sont pas encore introduits. On présente donc dans la suite de ce paragraphe la méthodologie adoptée afin de calibrer le modèle et permettre une exploitation plus approfondie des résultats des simulations.

### 2.3.1 Méthodologie et description du motif de test

Le polymère de remplissage est un silicone (cf. chapitre 2) dont la température de transition vitreuse est inférieure à  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Dans la gamme de température allant de  $20$  à  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , ce matériau est donc dans son domaine

<sup>2</sup> Les directions R, Z et  $\theta$  sont celles du repère cylindrique schématisé sur les figures 1 et 2. Cette désignation sera respectée dans toute la suite de ce document.

caoutchoutique qui se caractérise par un comportement élastique. Ainsi, en supposant un comportement parfaitement linéaire pour le polymère, il est nécessaire de vérifier que les propriétés thermomécaniques choisies permettent de calculer le véritable état de contrainte. Des études ont été effectuées dans la littérature, incluant des mesures dans le silicium, effectuées sur des coupes longitudinales dans des TSV (coupes réalisées par simple clivage ou par des procédés de gravure sèche) [3-4]. Ces techniques de préparation de l'échantillon modifient l'état de contrainte des matériaux : la surface devient libre, ce qui implique un risque de relâchement des contraintes.

On se propose dans ce paragraphe de mesurer l'état de contrainte induit par le remplissage polymère, sans réaliser de coupe dans le TSV. Afin de faciliter l'interprétation des mesures et de limiter les hypothèses, les mesures doivent se faire préférentiellement sur des géométries simples et avec des matériaux dont les lois de comportement sont parfaitement connues ou supposent peu d'approximations. Dans notre cas de figure, la seule mesure accessible sans réalisation de coupe est celle de la déformation en face avant du dispositif, au niveau de la membrane du fond du TSV (cf. figures 6 et 7). Etant constituée d'un empilement complexe de couches de BEOL et d'un niveau de métal en cuivre, cette membrane ne permet pas une mesure simple de la déformation. On se propose de remplacer cet empilement par un autre empilement moins complexe.

Un nouveau véhicule de test a été conçu afin de résoudre la problématique liée à la complexité de la membrane fine du TSV en face avant du dispositif. La méthodologie adoptée comporte deux volets : un volet expérimental et un volet numérique.

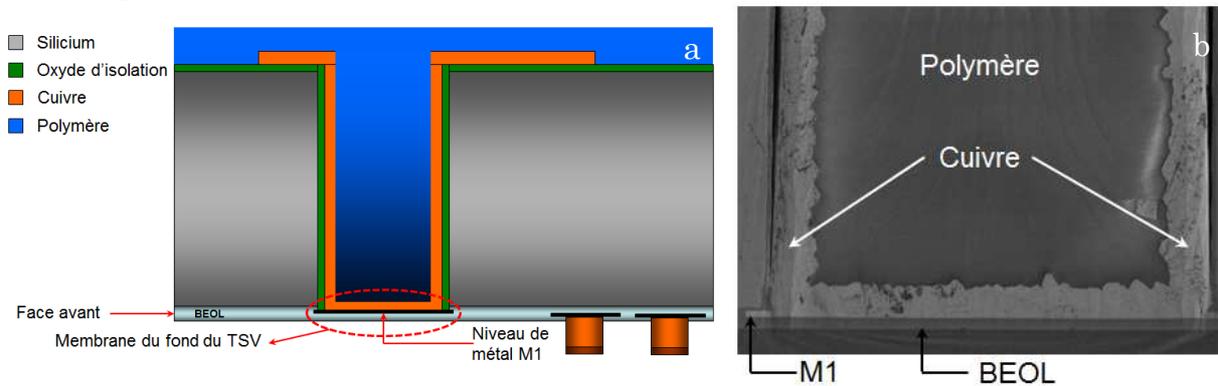
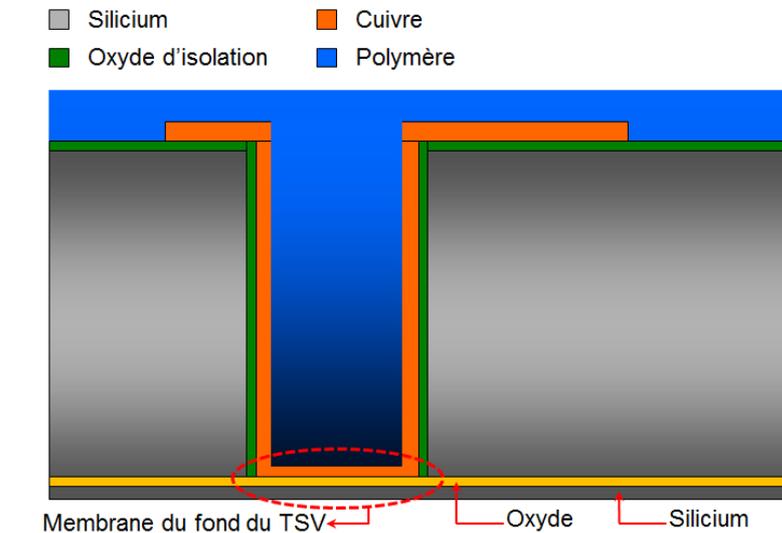
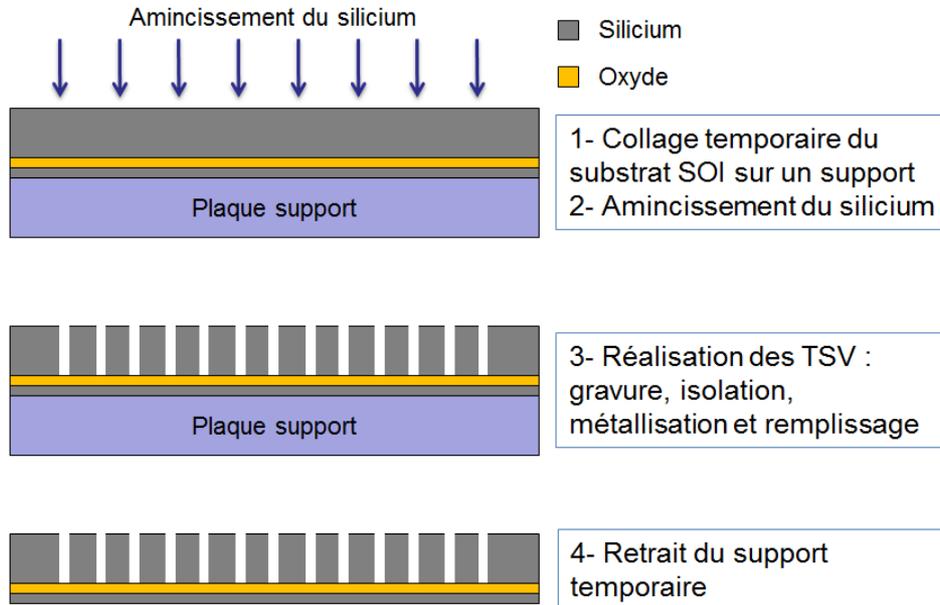


Figure 6 – a : représentation schématique du TSV. La membrane du fond du TSV est accessible aux mesures expérimentales de déformations sans réaliser de coupe. Figure 6 – b : image MEB au fond du TSV. Zone d'intérêt pour les mesures de déformation.

Le volet expérimental consiste à réaliser le TSV sur un substrat SOI (Silicon On Insulator) comme illustré dans les figures 8 et 9. La membrane fine en face avant du dispositif est ainsi remplacée par un empilement silicium / oxyde de silicium<sup>3</sup>. La modélisation de ces deux matériaux par un comportement parfaitement élastique suppose peu d'approximations dans notre cas et répond donc à la prérogative de simplification des mesures et de leur interprétation. Le profil de déformation et de contrainte de la membrane silicium / oxyde au fond du TSV sous l'action thermomécanique du polymère de remplissage peut être

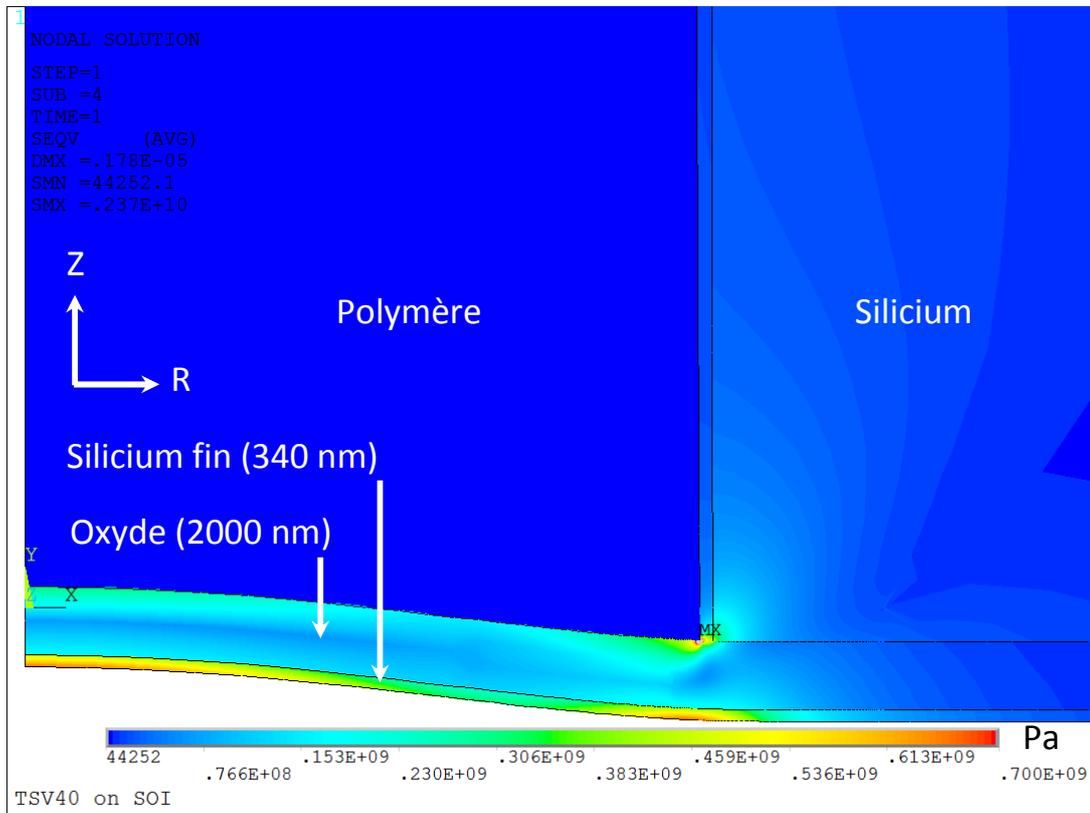
<sup>3</sup> Le terme « SOI » sera utilisé dans la suite pour désigner l'empilement silicium / oxyde de silicium dans la structure de test.

mesuré expérimentalement. En première approche et afin d'isoler les contraintes apportées par le polymère, l'isolation et la métallisation des TSV n'ont pas été réalisées : les via sont tout simplement gravés dans le silicium puis remplis avec le polymère. Le terme « TSV simplifié » sera utilisé dans la suite pour désigner cette première approche.



Le volet numérique consiste à mettre d'abord en place une modélisation par éléments finis de cette nouvelle structure, en se basant sur le modèle original du TSV, réalisé précédemment. Cette modélisation permet par la suite d'effectuer un plan de simulations dans lequel on extrait la déformation de la membrane au fond du TSV (cf. figure 9) en fonction des différentes propriétés du polymère de remplissage. Le plan de simulations permettra enfin de chercher le jeu de paramètres (propriétés du polymère de remplissage) qui permet de faire

correspondre les mesures expérimentales de déformation de la membrane SOI avec les résultats des calculs par éléments finis. L'approche du TSV simplifié a évidemment été prise en compte dans la modélisation du véhicule de test.



### 2.3.2 Résultats expérimentaux

Les substrats SOI utilisés pour réaliser le véhicule de test ont une épaisseur d'oxyde de 2000 nm et une épaisseur de silicium fin de 340 nm (cf. figure 9). Le même jeu de masques du TSV originel a été utilisé pour réaliser ce dispositif. Deux diamètres de TSV sont donc disponibles : 40  $\mu\text{m}$  et 60  $\mu\text{m}$ . Une épaisseur de silicium de 120  $\mu\text{m}$  a aussi été respectée afin d'obtenir des TSV de mêmes dimensions que dans le cas originel. Le remplissage des TSV simplifiés s'est effectué avec le polymère SINR. A la fin du procédé, le retrait du support temporaire permet d'accéder à la face avant du dispositif et donc à la membrane SOI au fond du TSV.

La technique de l'interférométrie optique en lumière blanche a été utilisée pour mesurer les profils de déformation de la surface du silicium de la membrane SOI située en face avant du dispositif. Les mesures effectuées sur des TSV avant le remplissage en polymère ne montrent aucune déformation significative de cette membrane, pour les deux tailles de TSV<sup>4</sup>. Ces mesures permettent de

<sup>4</sup> Afin de valider ces mesures, les résultats ont été confrontés à la sensibilité de l'équipement de mesure qui est de l'ordre du nanomètre.

valider l'hypothèse que l'état de déformation de la membrane est négligeable sans la présence du polymère dans les TSV. Après le remplissage avec le polymère SINR, les mesures des profils de déformation ont été effectuées pour les deux variantes disponibles de TSV. La figure 10 montre l'exemple de la mesure pour un TSV de diamètre 60  $\mu\text{m}$ , représentée en trois dimensions. Afin de faciliter la comparaison avec les résultats de simulations, des profils de déformation, suivant une ligne radiale, sont extraits de ces mesures (cf. figure 11).

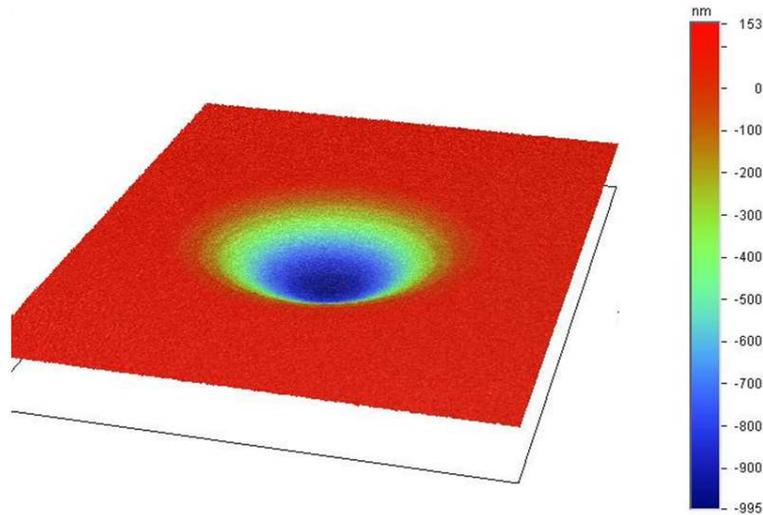


Figure 10 : mesure du profil de déformation de la membrane SOI à la surface du silicium pour un TSV de 60  $\mu\text{m}$  de diamètre. TSV simplifié avec un remplissage en polymère SINR.

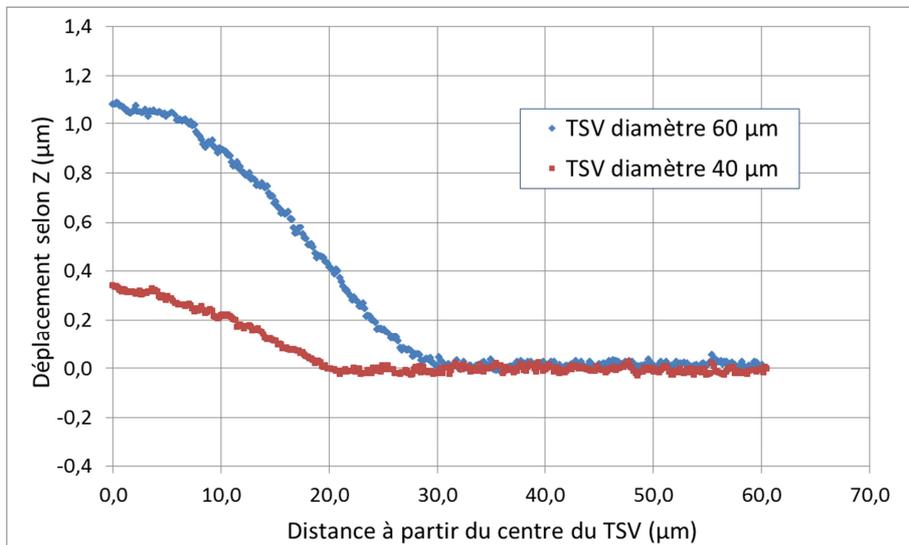


Figure 11 : profils de déformation de la membrane SOI pour les deux variantes de TSV. Les mesures sont faites sur le silicium à partir de centre du TSV.

Un plan de simulations pour l'estimation de surfaces de réponses a été réalisé en utilisant le logiciel Design–Expert<sup>®</sup><sup>5</sup>. Les variables d'entrée de ce plan sont les propriétés thermomécaniques du polymère de remplissage (module d'Young, coefficient de Poisson et coefficient de dilatation thermique). Les intervalles de variation de ces propriétés sont résumés dans le tableau 3. Ces valeurs ont été fixées autour de celles données par le fournisseur du polymère. Un plan composite à faces centrées de 15 points a d'abord été généré. Comme son nom l'indique, ce plan permet de générer les points situés aux extrémités du domaine (maximums et minimums) ainsi qu'au centre de ses faces. Ensuite, un remplissage hypercube latin a permis de générer 100 points supplémentaires à l'intérieur du domaine [10]. Le plan final inclue ainsi 115 points de simulations répartis sur l'ensemble du domaine de définition des variables d'entrée. Les simulations par éléments finis de l'état de contrainte et de déformation dans le TSV ont enfin été réalisées aux 115 points du plan en utilisant le modèle décrit précédemment. On s'intéresse dans notre cas à l'amplitude de déflexion de la membrane SOI au niveau de l'axe de révolution du TSV. La valeur de cette amplitude a été relevée pour chaque point du plan de simulations. Une interpolation mathématique de ces valeurs simulées a été effectuée avec le logiciel Design–Expert<sup>®</sup> : un modèle du sixième degré avec interactions a été choisi pour décrire les variations de l'amplitude de déflexion de la membrane en fonction des paramètres d'entrée. Le graphique de la figure 12 montre un exemple de surface de réponse obtenue à partir de ce modèle, représentant l'amplitude de déflexion en fonction du module d'Young et du coefficient de dilatation thermique du polymère (le coefficient de Poisson étant fixé à 0,35). Ce graphique montre que les amplitudes de déflexion les plus élevées (couleur rouge) sont obtenues pour les fortes valeurs du module d'Young et du coefficient de dilatation thermique du polymère.

Tableau 5 : intervalles de variations des paramètres d'entrée dans le plan de simulations

	Valeur minimale	Valeur maximale
E (GPa)	0,05	0,5
$\nu$	0,3	0,4
$\alpha$ ( $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )	150	200

Le modèle mathématique d'interpolation calculé par le logiciel Design–Expert<sup>®</sup> permet par la suite d'effectuer une optimisation sur l'ensemble des paramètres du plan de simulation. Dans notre cas de figure, on s'intéresse en première approche aux jeux de paramètres d'entrée (propriétés du polymère) qui permettent d'obtenir l'amplitude de déflexion de la membrane mesurée expérimentalement. Cette amplitude atteint 340 et 1100 nm respectivement pour les TSV de diamètres 40  $\mu\text{m}$  et 60  $\mu\text{m}$  (cf. figure 11). On se focalise en premier lieu sur le TSV de diamètre 40  $\mu\text{m}$ .

<sup>5</sup> Ce logiciel sera utilisé dans tous les plans d'expériences de cette étude. Aucun rappel sur les techniques des plans d'expériences ne sera effectué dans ce manuscrit. Cependant, le lecteur intéressé peut se rapporter à la littérature [9] [10].

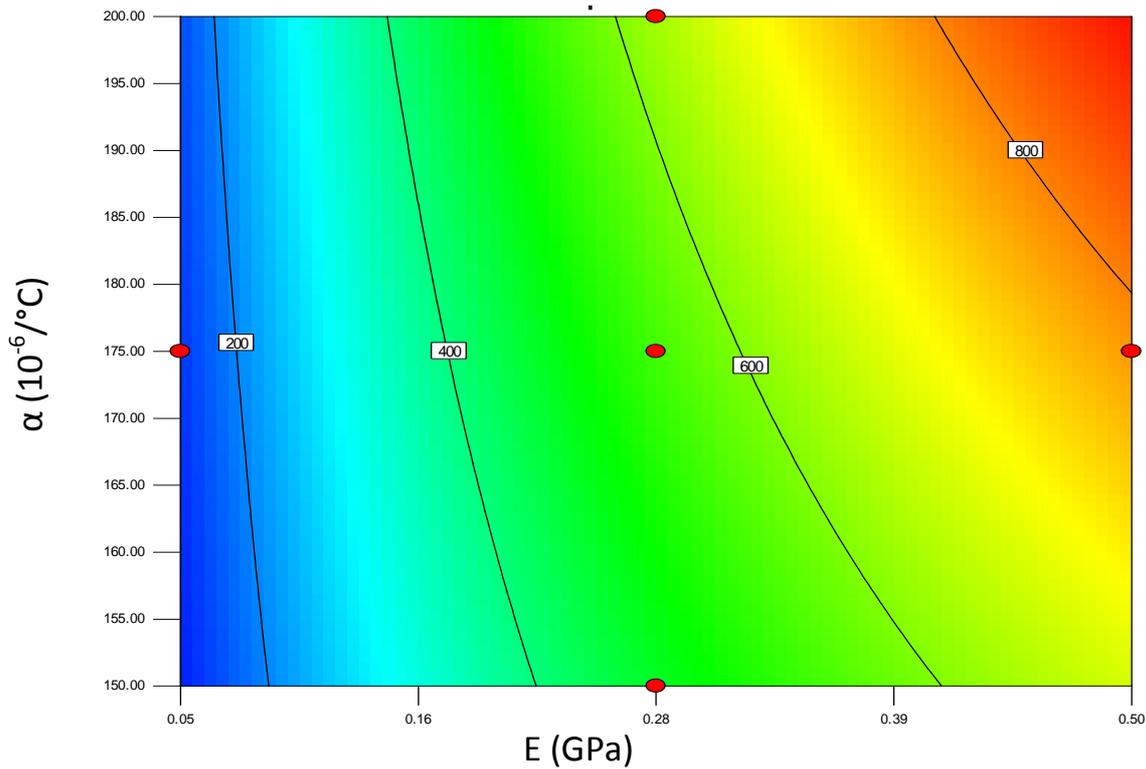
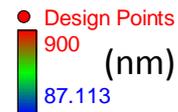


Figure 12 : surface de réponse représentant l'amplitude de la déflexion de la membrane au centre du TSV (en nm) en fonction du module d'Young et du coefficient de dilatation thermique du polymère de remplissage. Coefficient de Poisson = 0,35. Les points rouges indiquent les points calculés par éléments finis.



Le résultat de l'optimisation sur l'amplitude de la déflexion comporte plusieurs solutions possibles<sup>6</sup>. Le tableau 6 résume quelques-unes de ces solutions et leurs désirabilités<sup>7</sup>. Plusieurs solutions ont une désirabilité optimale. Afin de choisir celle qui permet la meilleure adéquation avec les mesures expérimentales, des critères supplémentaires sont pris en compte :

- La comparaison doit s'effectuer sur la totalité du profil de déformation de la membrane et pas seulement sur son amplitude au centre du TSV. On sélectionne ainsi, parmi ces solutions, celles qui permettent de faire correspondre le profil de déformation mesuré avec celui calculé par éléments finis.
- La solution doit aussi permettre de faire correspondre les simulations avec les mesures expérimentales pour le TSV de diamètre 60  $\mu\text{m}$ .

Le jeu de paramètre de la première solution du tableau 4 permet de répondre à ces deux critères, comme illustré dans les figures 13 et 14.

<sup>6</sup> Le logiciel Design-Expert propose plusieurs solutions par ordre croissant de désirabilité. Le choix de la valeur de désirabilité acceptable dépend du cas d'étude et doit être fixé par l'utilisateur.

<sup>7</sup> La désirabilité d'une solution est un facteur entre 0 et 1 qui traduit le degré d'adéquation entre une solution et les paramètres (critères) de l'optimisation. Plus la désirabilité est proche de 1, plus la solution est « satisfaisante ».

Tableau 6 : exemple de solutions qui permettent d'obtenir l'amplitude de déflexion de la membrane SOI pour un TSV de 40  $\mu\text{m}$  de diamètre.

	E (GPa)	$\nu$	$\alpha$ ( $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )	Désirabilité
Solution 1	0,12	0,35	192	1
Solution 2	0,20	0,30	177	1
Solution 3	0,25	0,30	152	1

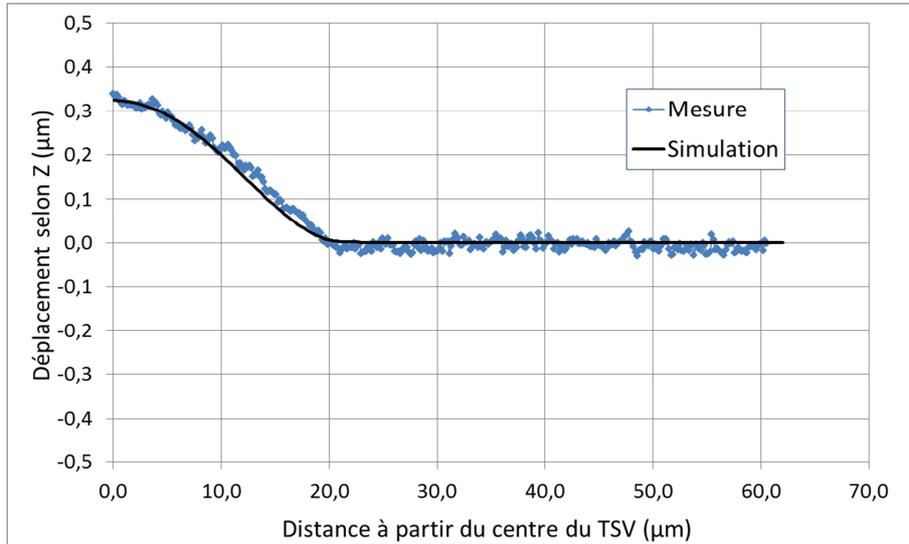


Figure 13 : profils de déformation de la membrane SOI pour un TSV de 40  $\mu\text{m}$  de diamètre. Adéquation entre les mesures expérimentales et valeurs simulées.

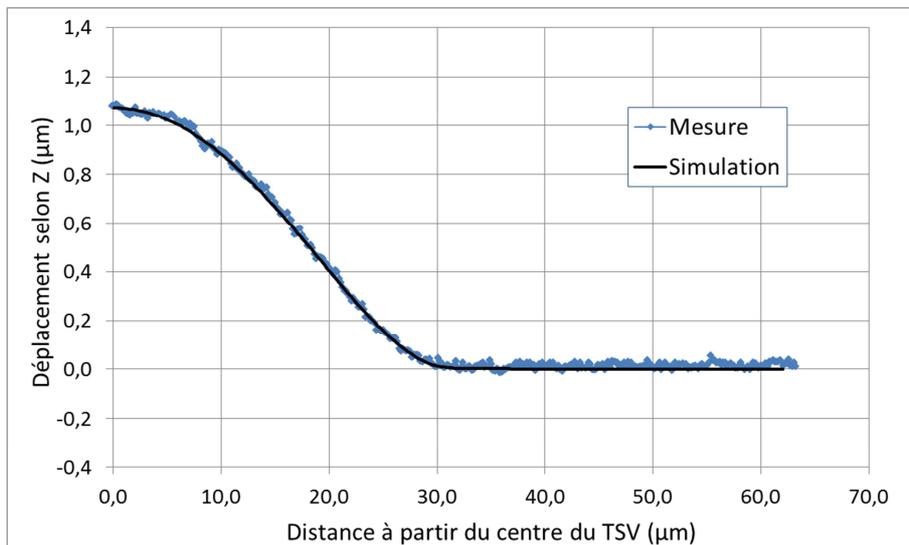


Figure 14 : profils de déformation de la membrane SOI pour un TSV de 60  $\mu\text{m}$  de diamètre. Adéquation entre les mesures expérimentales et valeurs simulées.

Le jeu de paramètres ainsi déterminé permet d'obtenir, l'état de déformation de la membrane SOI imposé par le polymère de remplissage, via une modélisation élastique de ce dernier. Cette modélisation du comportement thermomécanique du polymère de remplissage permet donc de rendre compte de son état de déformation réel à température ambiante. Cependant, la valeur du module d'Young donnée par cette optimisation est différente de celle mesurée par nanoindentation dans le chapitre précédent. En effet, la mesure de

nanointentation a donné un module réduit de 0,45 GPa, ce qui implique un module d'Young de 0,39 GPa, pour un coefficient de Poisson de 0,35 (soit un rapport de 3,25 entre les deux).

Le comportement mécanique du polymère de remplissage inclue probablement une composante visqueuse, dépendante du temps, comme la plupart des matériaux organiques. La mesure des propriétés élastiques de cette classe de matériaux par nanoindentation dépend donc de la vitesse de pénétration de la pointe d'indentation. De manière générale, pour un matériau ayant un comportement visqueux marqué, plus la vitesse de chargement est importante, plus le module élastique apparent est élevé. Dans notre cas, une fréquence de charge-décharge de 45 Hz a été fixée lors des mesures de nanoindentation, ce qui correspond à une vitesse de pénétration de 0,05 nm/s. Cependant, les simulations par élément finis s'effectuent en mode statique et ne prennent en compte aucune considération temporelle, ce qui correspond théoriquement à un temps de relaxation infini, autrement dit à une vitesse de sollicitation qui tend vers zéro. La différence entre l'approche statique adoptée lors de l'étude basée sur les simulations par éléments finis et l'approche dynamiques des mesures expérimentales des propriétés élastiques du polymère est probablement à l'origine de la différence constatée entre leurs résultats respectifs.

Afin d'appuyer cette hypothèse, des mesures de nanoindentation en mode CSM ont été réalisées sur le polymère avec 3 fréquences de charge-décharge : 45, 25 et 5 Hz. Les résultats montrent que le module réduit mesuré augmente avec la fréquence de sollicitation (cf. figure 15). A 1500 nm de profondeur d'indentation, le module réduit mesuré à 45 Hz (0,52 GPa) est 13 % plus élevé que celui mesuré à 5 Hz (0,46 GPa).

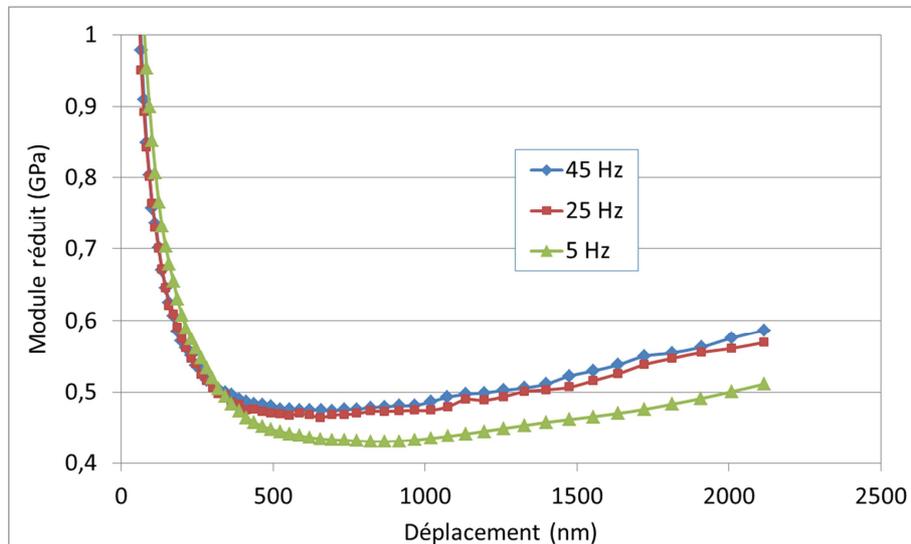


Figure 15 : mesures de nanoindentation en mode CSM sur le polymère SINR avec 3 fréquences de sollicitation. Mise en évidence de l'influence de la vitesse de sollicitation sur la valeur du module réduit mesurée et donc de la composante visqueuse dans le comportement mécanique du polymère.

### 3 Résultats des simulations

#### 3.1 Localisation des contraintes mécaniques dans le TSV

La calibration du modèle par éléments finis du TSV permet d'obtenir des calculs de contraintes et de déformations plus précis et plus proches de la réalité. La première étape de cette étude est de localiser et de quantifier les contraintes thermomécaniques apportées par le remplissage en polymère du TSV. Pour ce faire, une simulation de l'état de contrainte dans le TSV à température ambiante est réalisée. Dans toute l'analyse qui suit, on appelle contrainte radiale la contrainte selon l'axe R du repère orthonormé. On se focalise dans la suite de ce paragraphe sur le TSV de diamètre 40  $\mu\text{m}$ , ayant une conformité de métallisation de 10 %.

Le profil de la contrainte radiale de la figure 16 montre, qu'à l'exception du fond du TSV, il n'y a pas de zone particulière de concentration des contraintes. Les courbes de la figure 17 représentent les valeurs de cette contrainte le long des deux lignes L1 et L2 schématisées sur la figure 16. Ces deux lignes passent successivement par le polymère, le cuivre, l'oxyde d'isolation et enfin le silicium. Les valeurs de la contrainte radiale sont comprises entre -50 MPa (compression) et +150 MPa (tension) pour tous les matériaux le long des deux lignes. Les variations brusques des valeurs des contraintes sur ces deux courbes correspondent au passage d'un matériau à un autre.

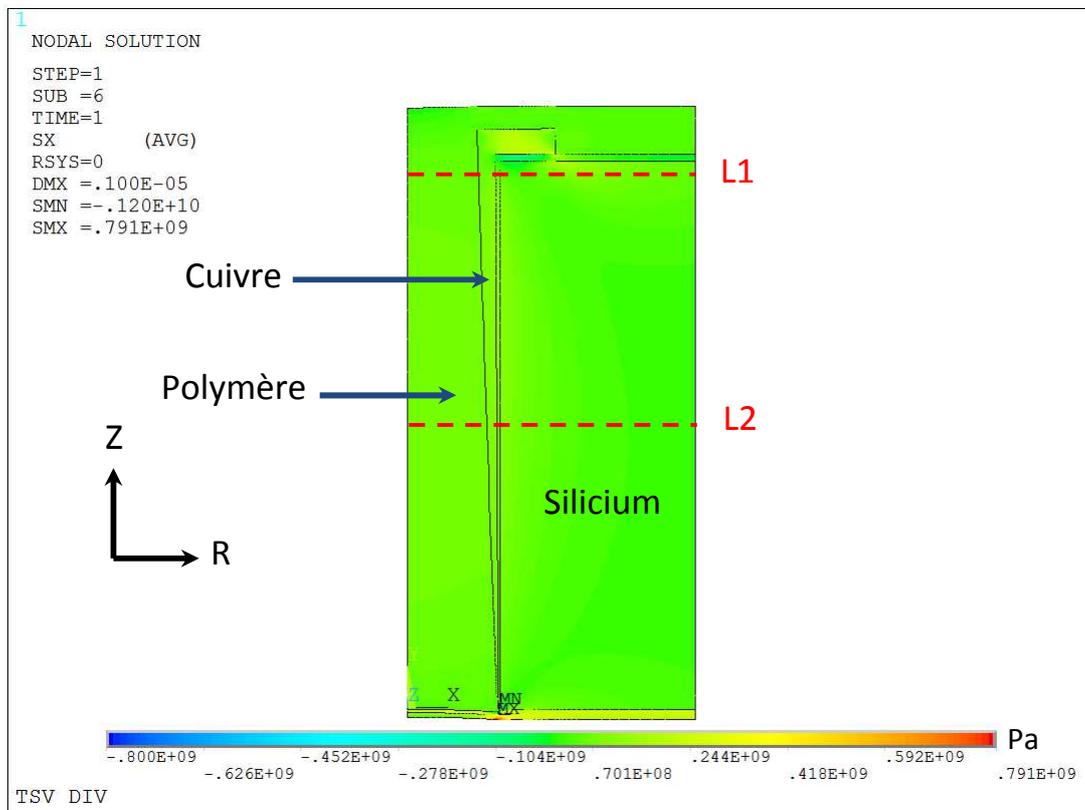


Figure 16 : profil de la contrainte radiale dans le TSV de diamètre 40  $\mu\text{m}$ . Vue d'ensemble.

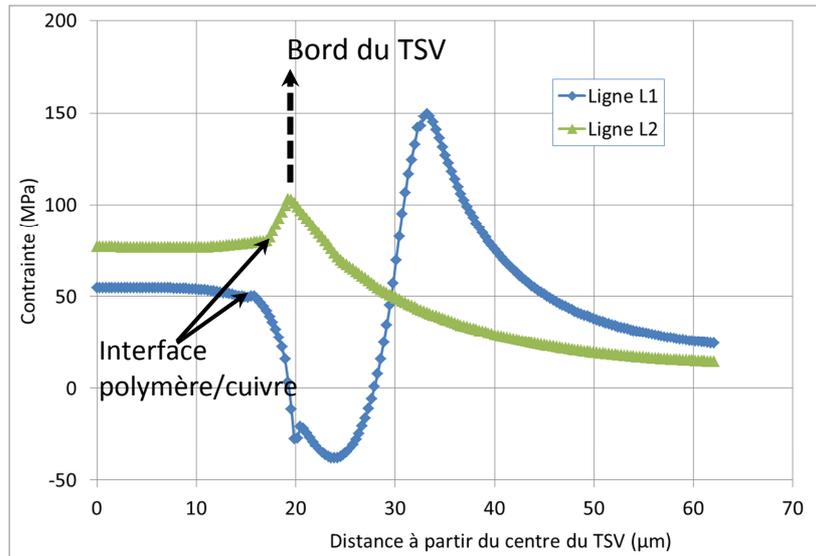


Figure 17 : contrainte radiale le long des lignes L1 et L2 de la figure 15.

La contrainte radiale dans le silicium est comprise entre -40 et +150 MPa. Ses variations sont plus importantes sur la ligne L1, au plus proche voisinage de la surface avant du silicium. Cependant, les valeurs restent faibles et descendent en dessous de +50 MPa au-delà de 30  $\mu\text{m}$  de l'axe du TSV sur la ligne L2 et au-delà de 45  $\mu\text{m}$  sur la ligne L1. La contrainte dans le polymère de remplissage est également faible, avec des valeurs comprise entre +50 et +75 MPa.

Dans la suite, on définit les trois lignes radiales L3, L4 et L5 schématisées sur la figure 18. La ligne L3 passe par l'extrémité inférieure du BEOL. La ligne L4 passe successivement par le cuivre de la métallisation du fond du TSV, l'oxyde d'isolation du TSV et le BEOL. Enfin, la ligne L5 passe par le silicium de la face avant du dispositif, au proche voisinage de l'interface avec l'empilement du BEOL.

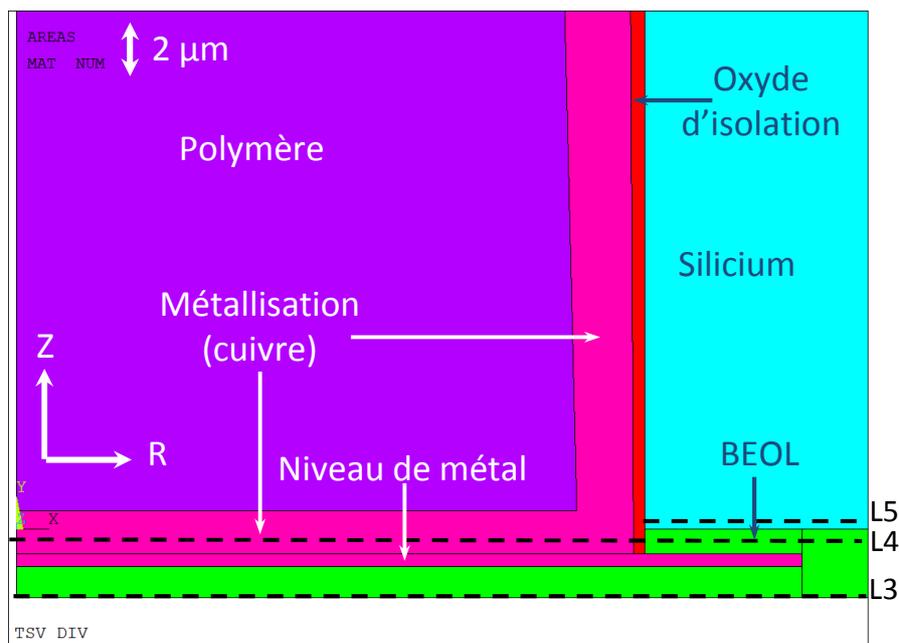


Figure 18 : localisation des lignes radiales L3, L4 et L5 au fond du TSV. La ligne L3 est à l'extrême surface du BEOL. La ligne L4 est située 100 nm au-dessus du niveau de métal. La ligne L5 est située 100 nm au-dessus de l'interface silicium/BEOL.

Un zoom au fond du TSV met en évidence des niveaux de contrainte plus élevés que dans le reste de la structure (cf. figure 19). La membrane constituée par le cuivre, le niveau de métal et l'empilement du BEOL présente une flexion vers l'intérieur du TSV d'une amplitude de 490 nm au centre. Cette flexion induit des contraintes localisées surtout au niveau de l'angle du TSV. Le cuivre et le niveau de métal sont ainsi localement sollicités en compression (couleur bleue) alors que l'empilement du BEOL est sollicité en tension (couleur rouge).

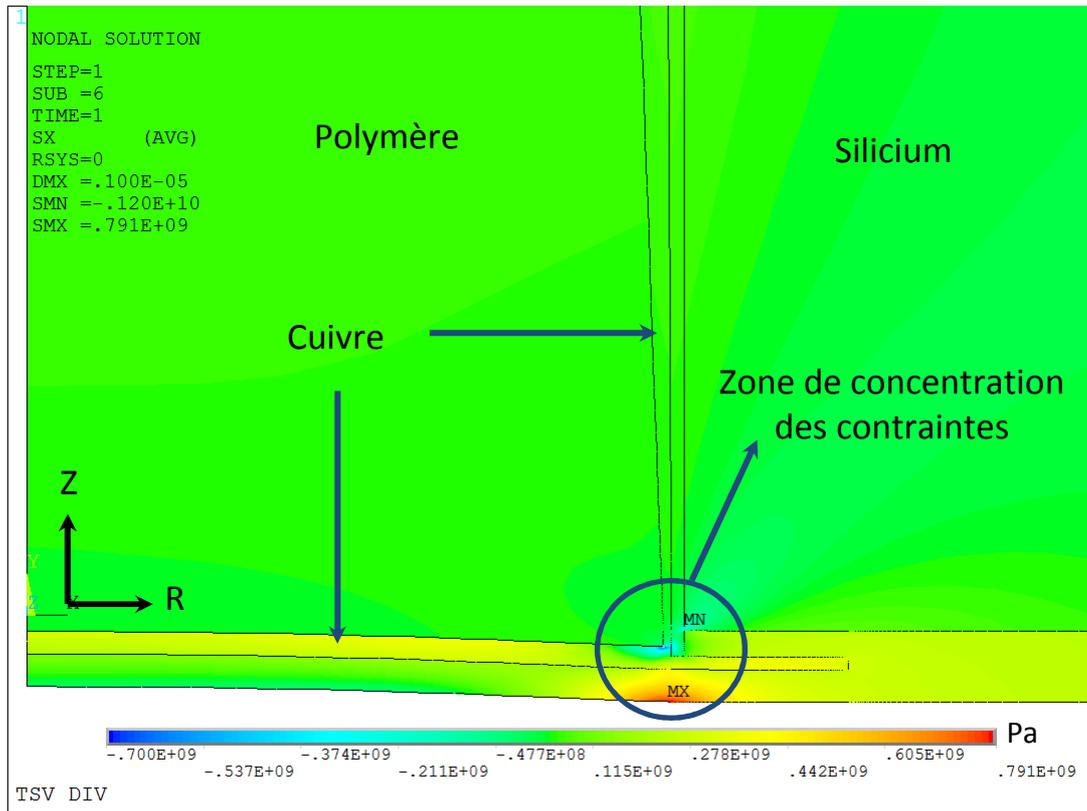


Figure 19 : profil de la contrainte radiale, zoom au fond du TSV. Mise en évidence d'une zone critique de concentration de contraintes. Diamètre du TSV = 40  $\mu\text{m}$ .

Les courbes de la figure 20, qui représentent les contraintes le long des deux lignes L3 et L4, mettent en évidence l'augmentation des contraintes en compression et en tension au niveau de l'extrémité du TSV. En effet, la position des pics des deux courbes de contraintes se situe approximativement à 20  $\mu\text{m}$  du centre du TSV, ce qui correspond au rayon de ce dernier. Cette couronne angulaire au fond du TSV constitue ainsi une zone de concentration des contraintes, qui peut être potentiellement critique lors des variations de température. En effet, l'empilement du BEOL inclue des oxydes et des nitrures qui sont des matériaux fragiles pouvant être à l'origine d'amorce de fracture en cas de sollicitations importantes et répétées. Le cuivre est un matériau ductile qui peut subir de la fatigue en cas de sollicitations répétées dans le domaine plastique. Les résultats des simulations indiquent des contraintes dans le cuivre qui dépassent localement sa limite élastique. Il est important de souligner que les résultats du calcul par éléments finis peuvent être influencés par la proximité d'un point de singularité comme cela est le cas pour le cuivre dans cette zone

angulaire. Les valeurs des contraintes et des déformations peuvent ainsi être surestimées au proche voisinage du point de singularité. Cependant la présence de zone de concentration de contrainte compressive au niveau du cuivre concorde bien avec le sens de flexion de la membrane (vers l'intérieur du TSV).

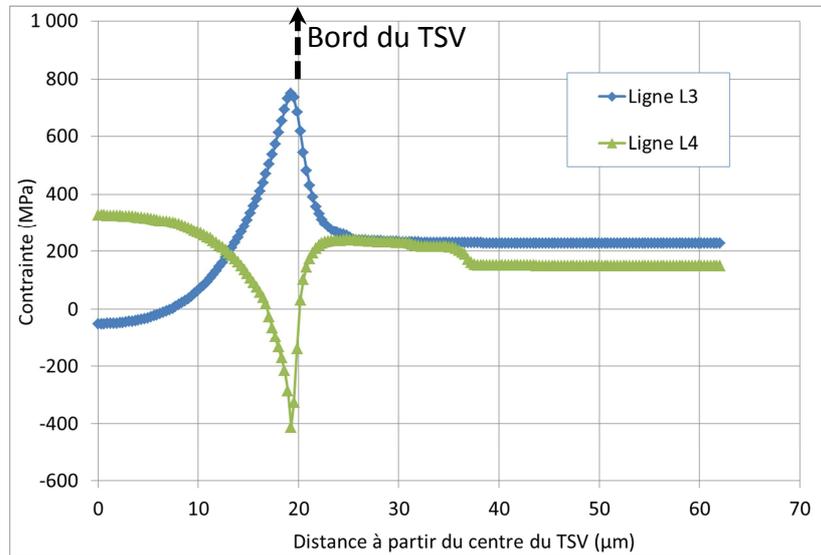


Figure 20 : contrainte radiale le long de deux lignes L3 et L4. Diamètre du TSV = 40 µm.

### 3.2 Contribution du polymère de remplissage

On se propose dans ce paragraphe de caractériser la contribution du polymère de remplissage aux contraintes thermomécaniques observées dans le TSV et plus spécifiquement au voisinage de la zone critique déterminée précédemment. Pour ce faire, une simulation de ces contraintes dans un TSV non rempli en polymère est réalisée.

On s'intéresse, comme dans le cas du TSV rempli (diamètre 40 µm), aux contraintes radiales. La figure 21 montre des niveaux de contrainte globalement comparables à ceux observés dans le cas du remplissage en polymère (cf. figure 19) et plus particulièrement dans le cuivre et dans le BEOL. Afin de confirmer cette observation, les valeurs des contraintes le long de la ligne L4 sont comparées pour les deux cas de figure (cf. figure 22). On remarque que la contrainte dans le cuivre (abscisses inférieures à 20 µm) est constante dans le cas sans remplissage polymère (+230 MPa). On remarque également l'absence du pic de contrainte compressive ainsi que l'absence de toute déformation de la membrane constituée par le cuivre et l'empilement du BEOL dans le cas sans remplissage polymère. A noter que la valeur de la contrainte est aussi constante et positive dans l'empilement du BEOL situé au niveau de cette membrane (cf. figure 21).

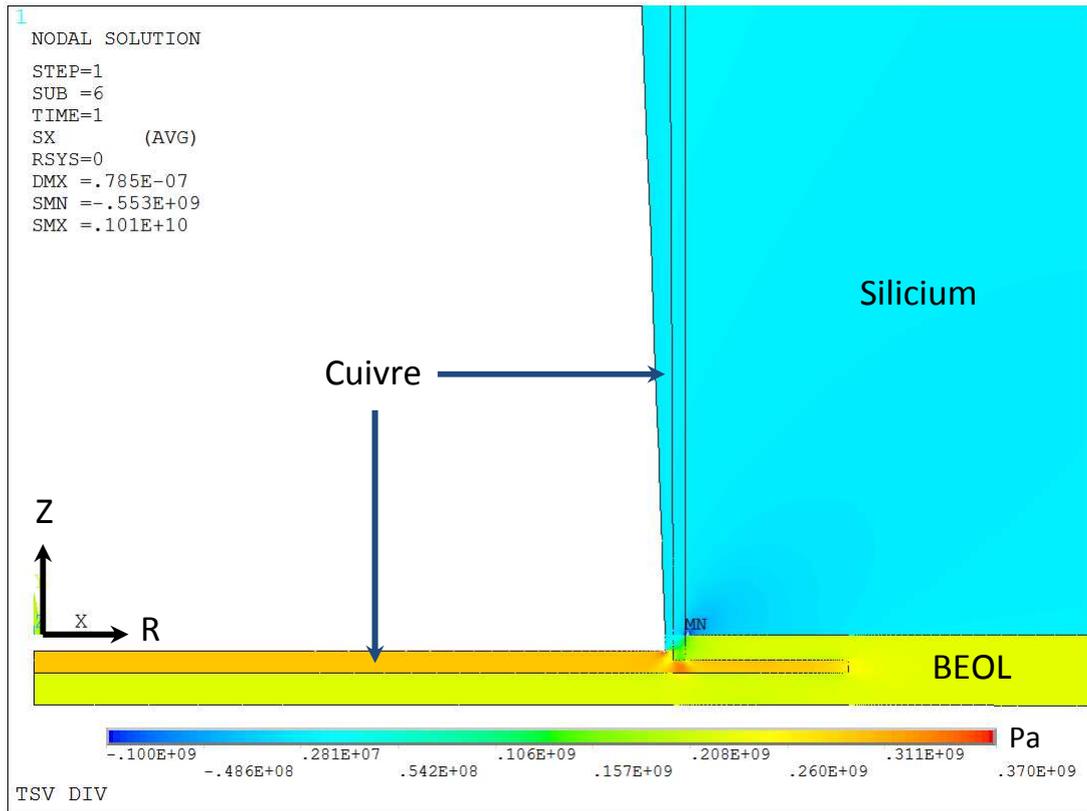


Figure 21 : profil de la contrainte radiale dans un TSV non rempli, zoom au fond du TSV. Diamètre = 40  $\mu\text{m}$ .

On est donc en présence d'une membrane contrainte en tension de manière homogène dans chacun des deux matériaux qui la constituent. Ceci s'explique par la différence de propriétés thermomécaniques entre cette membrane de manière globale (cuivre et BEOL) et le silicium, qui la maintient au niveau de ses extrémités. Ce dernier, ayant un coefficient de dilatation thermique globalement plus faible, se rétrécit moins lors du passage de la température de référence à la température ambiante. Etant donné que la membrane est globalement moins rigide que le silicium, elle subit la déformation de ce dernier et se retrouve sollicitée uniformément en tension. Bien que les valeurs des contraintes soient relativement importantes (+230 MPa dans le cuivre par exemple), il n'y a pas de zone de concentration de ces contraintes au niveau de la membrane en l'absence du polymère de remplissage. Dans le cas contraire, le polymère impose une déformation supplémentaire non uniforme au fond du TSV qui se traduit par la modification des niveaux de contraintes au niveau de la membrane et par l'apparition d'une zone potentiellement critique aux extrémités de cette dernière.

Il est important de signaler que l'influence de la présence du polymère de remplissage diminue au fur et à mesure que l'on s'éloigne du centre du TSV. Ainsi, les courbes de la figure 22 montrent qu'à partir d'une distance de quelques micromètres du bord du TSV, les contraintes dans l'empilement du BEOL sont identiques dans les deux cas avec et sans remplissage polymère. La contribution du polymère aux contraintes mécaniques dans le TSV est donc peu significative au-delà d'une distance de 10  $\mu\text{m}$  du bord de ce dernier.

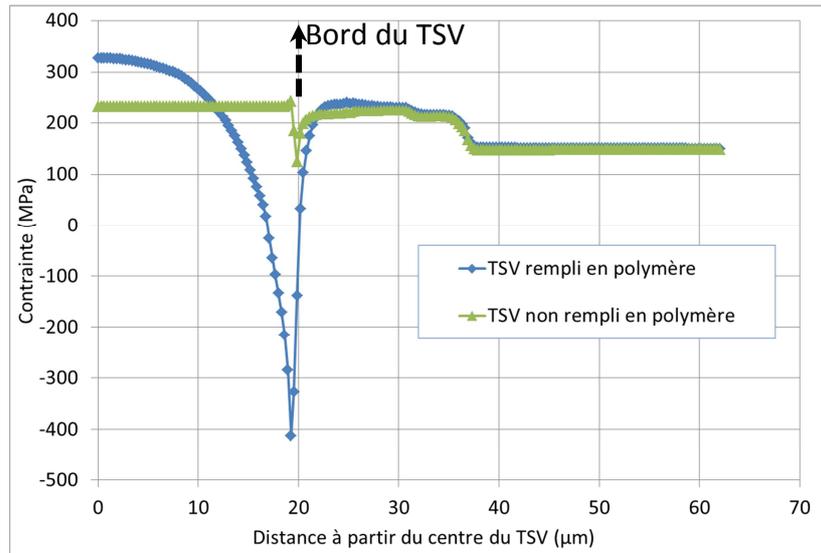


Figure 22 : contrainte radiale le long de la ligne L4, comparaison des cas avec et sans remplissage polymère. Diamètre du TSV = 40 µm.

### 3.3 Contrainte mécanique dans le silicium

Dans le cas où la puce sur laquelle on veut réaliser des TSV est active (un interposeur actif par exemple), l'extrême surface du silicium située en face avant peut contenir des dispositifs tels que des transistors MOS (Métal / Oxyde / Semi-conducteur). Les performances électriques de ce genre de dispositifs actifs peuvent être influencées par les contraintes mécaniques dans le matériau semi-conducteur (le silicium dans notre cas). On se propose donc de quantifier l'impact du remplissage polymère du TSV sur la contrainte dans le silicium, au proche voisinage du via. Cette zone est repérée par la ligne radiale L5 schématisée sur la figure 18.

On se focalise dans ce cas également sur les TSV de diamètre 40 µm et ayant une conformité de métallisation de 10 %. Les courbes de la contrainte radiale dans le silicium le long de la ligne L5 (cf. figure 23) montrent que les valeurs de contraintes sont comprises entre -70 MPa (compression) et +160 MPa (tension) dans les deux cas de figure (avec et sans remplissage). Cette contrainte tend vers une valeur limite au fur et à mesure que l'on s'éloigne du bord du TSV (situé à une abscisse de 20 µm). Dans le cas d'un TSV non rempli en polymère, la contrainte radiale dans le silicium se stabilise à une valeur de +115 MPa à partir d'une distance de 10 µm du bord du TSV (abscisse de 30 µm). Dans le cas d'un TSV rempli en polymère, la contrainte radiale dans le silicium est légèrement plus élevée : il existe un décalage de 60 MPa entre les deux configurations au proche voisinage du bord du TSV. Cette différence se réduit progressivement jusqu'à atteindre 15 MPa à partir d'une distance de 30 µm du bord du TSV (abscisse de 50 µm).

Le remplissage en polymère du TSV génère ainsi une augmentation de près de 60 % de la contrainte radiale à l'extrême voisinage du bord du via (quelques micromètres). Cette augmentation est moins importante au fur et à mesure que l'on s'éloigne du bord du via et descend en dessous de 15 % à partir d'une distance de 20 µm du bord du via (abscisse de 40 µm). Ainsi, au-delà d'une certaine distance du bord du TSV, les contraintes calculées dans le silicium en

face avant du dispositif sont majoritairement dues à la présence du via et des couches de matériaux qui l'entourent comme le cuivre et le BEOL et non au polymère de remplissage.

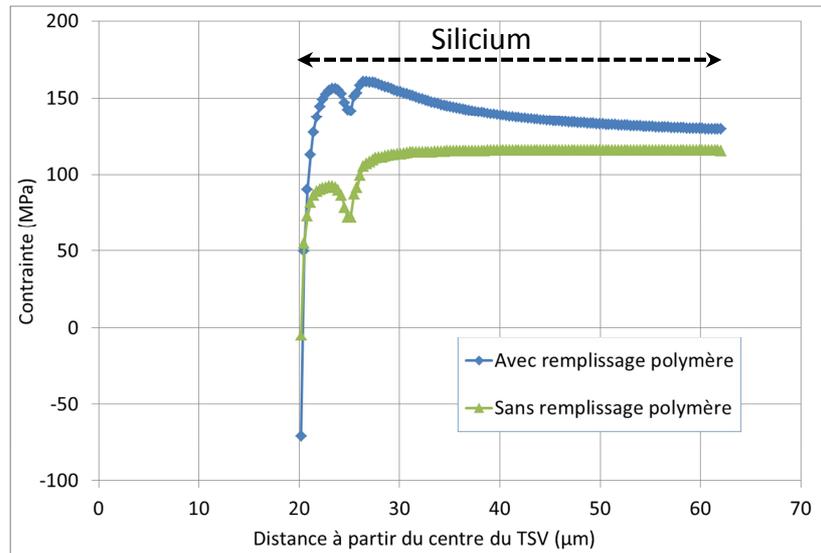


Figure 23 : contrainte radiale le long de la ligne L5, comparaison des cas avec et sans remplissage polymère pour une TSV de 40 µm de diamètre. Les valeurs commencent au bord du TSV, à 20 µm du centre.

### 3.4 Influence de la conformité de la métallisation

Comme évoqué au début de ce chapitre, le modèle accepte de faire varier certains paramètres tels que les épaisseurs des couches déposées dans le TSV. En effet, les épaisseurs de l'oxyde d'isolation et du cuivre de métallisation dépendent de la conformité des procédés de dépôt : plus le procédé est conforme plus l'épaisseur du matériau au fond du TSV tend vers celle déposée en surface. On s'intéresse ici à l'influence de la conformité de l'électrolyse du cuivre sur l'état de contrainte au fond du TSV. Pour ce faire, deux cas de figures correspondant à deux conformités<sup>8</sup> de dépôt sont comparés : 10 et 50 % ce qui correspond respectivement à 0,7 et 3,5 µm d'épaisseur de cuivre au fond du TSV. Le cas correspondant à 10 % de conformité du cuivre est celui déjà étudié dans les paragraphes précédents (de la figure 16 à la figure 23).

Les résultats montrent des niveaux de contrainte globalement plus faibles dans le cas de plus haute conformité et ce, dans l'ensemble des matériaux du fond du TSV (cf. figures 19 et 24). La comparaison des valeurs des contraintes radiales le long des deux lignes L3 et L4 permet de quantifier cette différence. L'intensité du pic de contrainte de tension sur la ligne L3 est 46 % moins importante dans le cas de 50 % de conformité (cf. figure 25). La contrainte radiale est également 37 % plus faible dans le cuivre du fond du TSV, au centre de ce dernier (cf. figure 26). Le pic de contrainte compressive est totalement inexistant dans cette configuration.

<sup>8</sup> On rappelle que la conformité de la couche de cuivre est définie comme étant le rapport entre l'épaisseur de cette couche au fond du TSV et celle en haut du TSV.

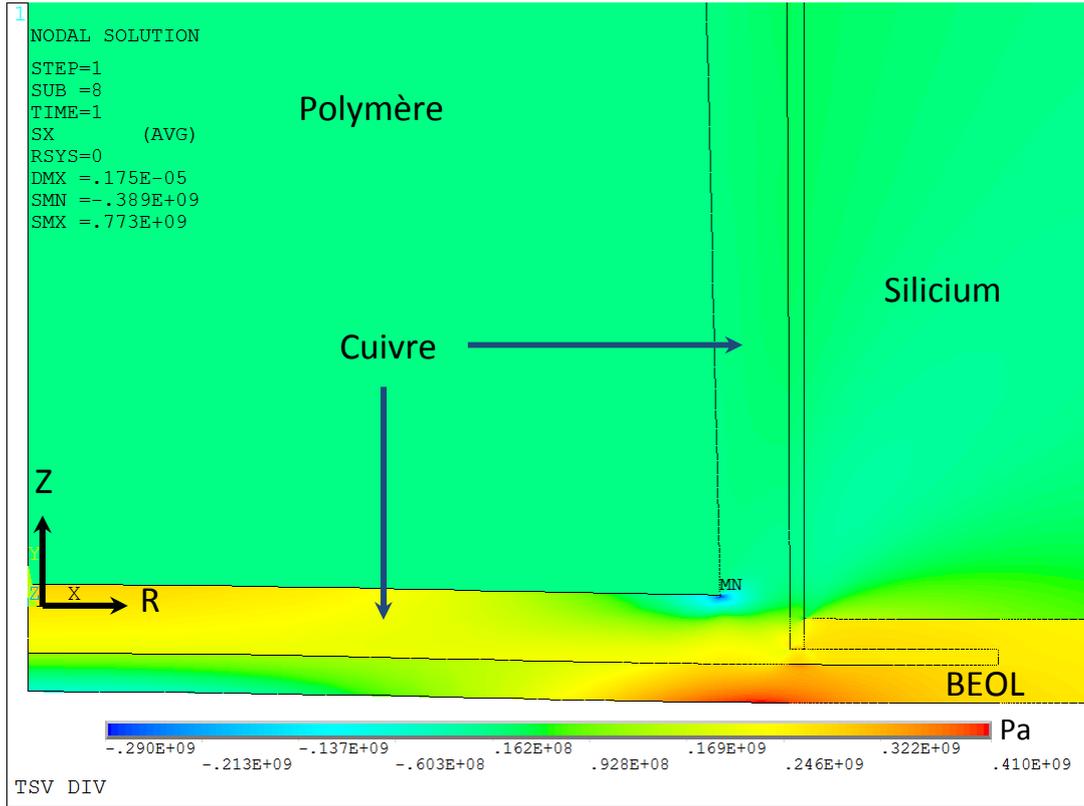


Figure 24 : profil de la contrainte radiale dans le cas d'une conformité de 50 % de l'électrolyse du cuivre, zoom au fond du TSV. Diamètre du TSV = 40  $\mu\text{m}$ .

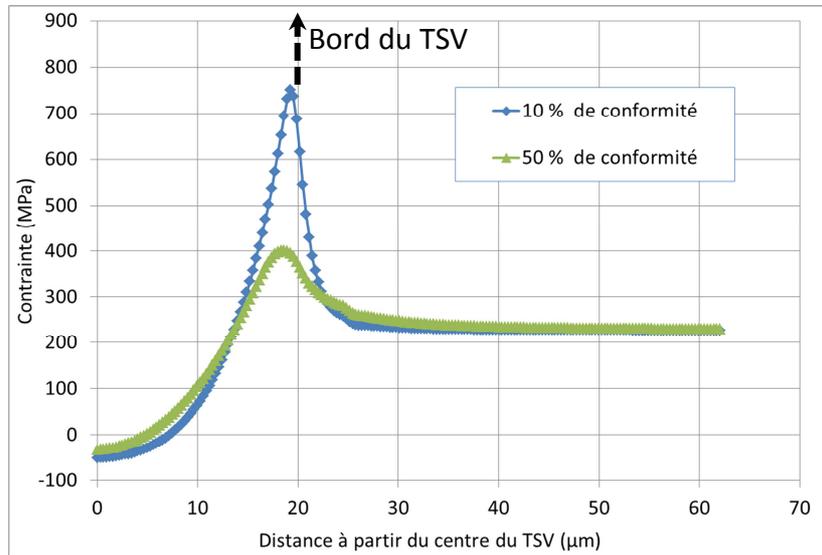


Figure 25 : contrainte radiale le long de la ligne L3, comparaison des deux conformités d'électrolyse du cuivre. Diamètre du TSV = 40  $\mu\text{m}$ .

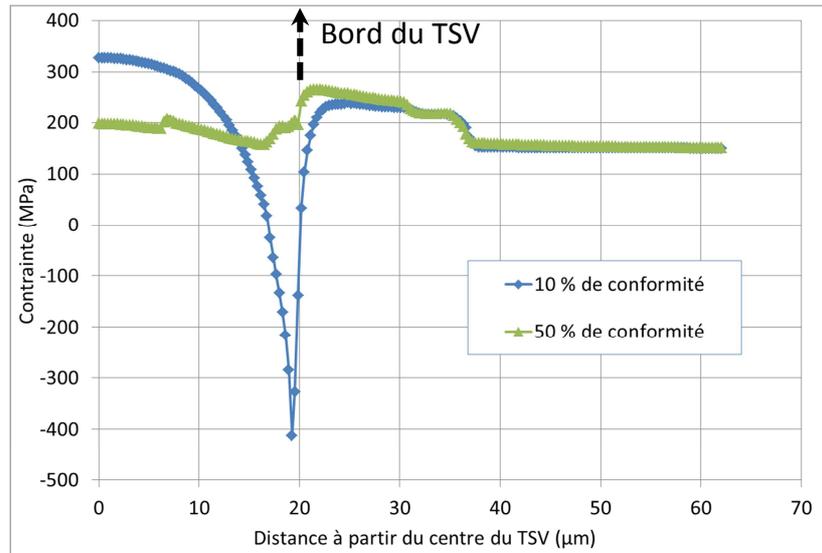


Figure 26 : contrainte radiale le long de la ligne L4, comparaison des deux conformités d'électrolyse du cuivre.

Les contraintes thermomécaniques au niveau de la membrane circulaire située au fond du TSV sont ainsi plus faibles dans le cas d'un dépôt de cuivre plus conforme. Afin d'expliquer cette constatation on introduit la notion de rigidité à la flexion pour une plaque circulaire [11]. Cette rigidité  $D$  s'exprime de la manière suivante :

$$D = \frac{Eh^3}{12(1-\nu^2)} \quad (\text{Équation 1})$$

où  $E$  désigne le module d'Young de la plaque,  $h$  son épaisseur et  $\nu$  son coefficient de Poisson. Ainsi, la rigidité augmente avec l'épaisseur de la plaque. L'amplitude  $\omega$  de la déflexion d'une telle plaque soumise à une pression  $P$  est donnée par l'équation suivante :

$$\omega = \frac{Pa^4}{64D} \quad (\text{Équation 2})$$

où  $a$  désigne le rayon de la plaque. L'amplitude de déflexion diminue donc avec la rigidité de la plaque. En résumé, une épaisseur de membrane plus importante implique une rigidité plus importante et donc une amplitude de déflexion plus faibles. Ceci induit des déformations (et donc des contraintes) plus faibles. La comparaison des profils de déformation de cette membrane dans les deux configurations confirme cette explication : l'amplitude de la déflexion est plus importante dans le cas correspondant à 10 % de conformité du cuivre (700 nm) que dans le cas correspondant à 50 % de conformité (275 nm) soit un rapport de 2,5 (cf. figure 27).

Afin de diminuer les contraintes thermomécaniques au fond du TSV et réduire ainsi les risques de défaillances (propagation de fissures ou fatigue), il est important de réaliser une couche de métallisation épaisse à cet endroit en assurant un dépôt conforme de cuivre lors de l'étape d'électrolyse. Ces conclusions seront étayées par des exemples expérimentaux lors de l'étude de fiabilité dans le chapitre suivant.

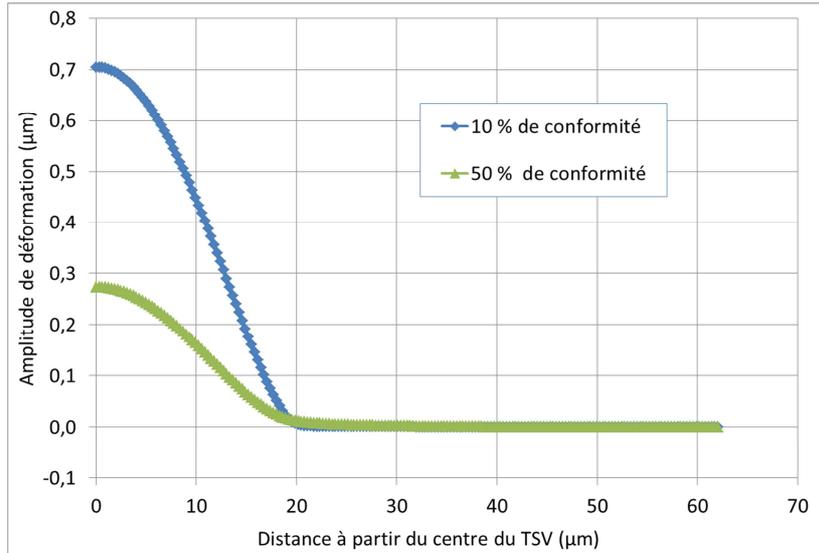


Figure 27 : profils de déformation de la membrane du fond du TSV pour deux conformités de la métallisation en cuivre. Cas d'un TSV de 40 μm de diamètre.

### 3.5 Influence du diamètre du TSV

Le véhicule de test utilisé dans l'ensemble de l'étude expérimentale inclue deux variantes de TSV : celui de diamètre 40 μm et celui de diamètre 60 μm, pour une profondeur commune égale à 120 μm. On se propose de comparer les niveaux de contraintes dans ces deux configurations et plus particulièrement au fond du TSV. Une conformité de 10 % pour la couche de métallisation en cuivre a été choisie pour les deux cas de figure (il s'agit du cas le plus défavorable en termes de contraintes et de déformations induites dans le TSV). La comparaison des valeurs des contraintes radiales le long des lignes L3 et L4 montrent que les pics de contrainte de tension et de compression sont plus intenses dans le cas du TSV de 60 μm de diamètre (cf. figures 28 et 29).

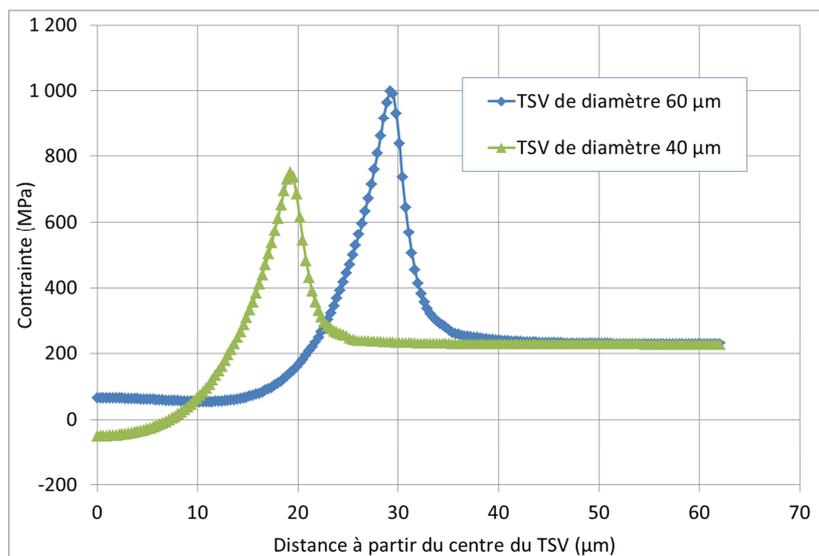


Figure 28 : contrainte radiale le long de la ligne L3 pour les deux tailles de TSV.

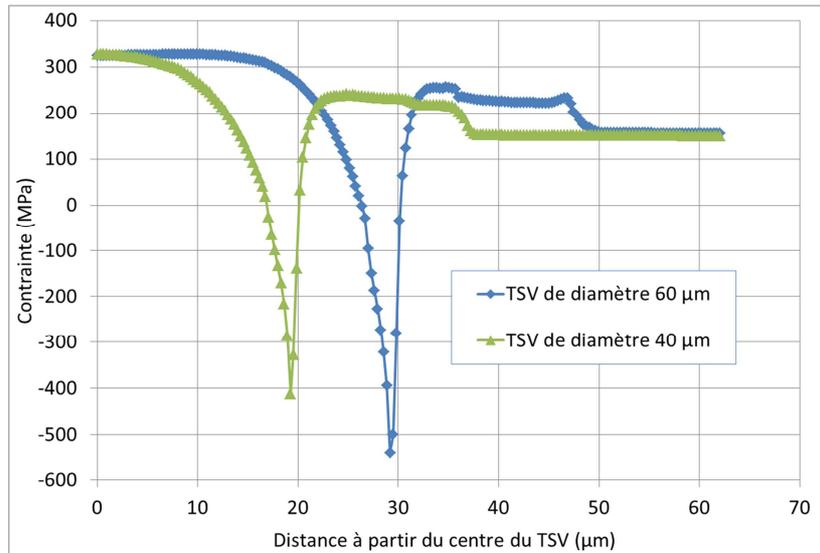


Figure 29 : contrainte radiale le long de la ligne L4 pour les deux tailles de TSV.

### 3.6 Plan de simulations : minimisation des contraintes dans le TSV

Les simulations par élément finis effectuées dans le paragraphe précédent ont permis de mettre en évidence une zone de concentration des contraintes thermomécaniques au fond du TSV. Cette zone qui inclue les contraintes les plus élevées de la structure, concerne une partie de la couche du BEOL et du cuivre (niveau de métal et métallisation au fond du TSV) (cf. figure 19). On se propose dans ce paragraphe d'utiliser la modélisation par éléments finis développée ci-dessus afin d'étudier l'impact des propriétés thermomécaniques du polymère de remplissage sur les contraintes dans cette zone critique.

Un plan de simulations a été établi à cet effet. Les propriétés thermomécaniques du polymère (module d'Young, coefficient de Poisson et coefficient de dilatation thermique) constituent les paramètres d'entrée du plan. Les intervalles de variation de ces paramètres sont résumés dans le tableau 5. Leurs valeurs ont été choisies de manière à couvrir les propriétés des principaux polymères susceptibles de convenir au remplissage des TSV. Les paramètres de sortie du plan de simulations sont les contraintes dans la zone critique du TSV. Afin de simplifier l'analyse, seule la contrainte moyenne de von Mises est considérée. Sa valeur est relevée en deux points de la zone d'intérêt : un point P1 dans l'empilement du BEOL et un point P2 dans le niveau de métal (cf. figure 30). Dans les deux cas, la valeur de la contrainte retenue est moyennée sur 15 nœuds centrés autour du point considéré.

Comme démontré dans le paragraphe précédent, l'épaisseur de la métallisation en cuivre au fond du TSV a un impact sur l'intensité des contraintes dans la zone critique. Une conformité de 10 % a été choisie pour cette couche dans le cadre de cette étude, ce qui correspond à la configuration la plus défavorable.

Tableau 7 : intervalles de variation des paramètres d'entrée dans le plan de simulations

	Valeur minimale	Valeur maximale
E (GPa)	0,1	5
$\nu$	0,25	0,4
$\alpha$ ( $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )	10	200

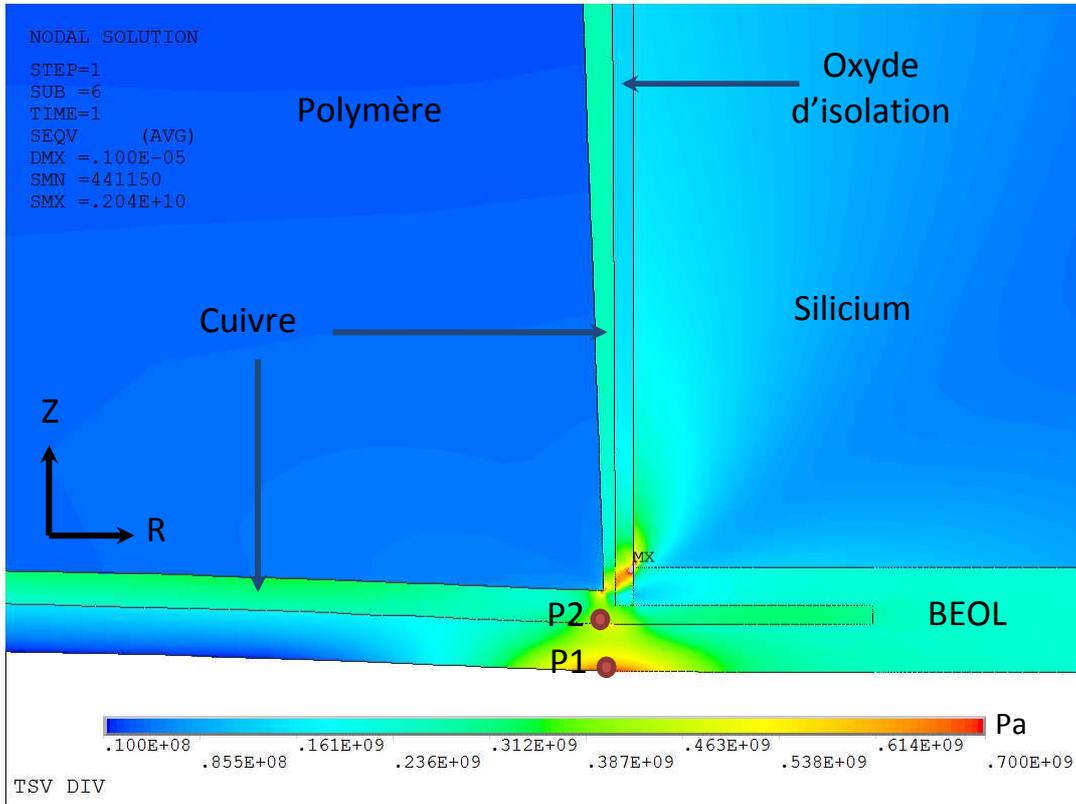


Figure 30 : contrainte moyenne de von Mises (en Pa) au fond du TSV de diamètre 40  $\mu\text{m}$ . Cas d'une conformité de la métallisation du TSV de 10 %. Emplacement des points P1 et P2.

La méthodologie adoptée est la même que celle utilisée précédemment, lors de la calibration du modèle par éléments finis. Un plan de simulations incluant 90 points répartis sur l'ensemble des domaines de définition des variables d'entrée a été construit : 15 points issus d'un plan composite à faces centrées et 75 points provenant d'un plan hypercube latin. Les simulations par éléments finis pour chacun de ces points ont permis de calculer les valeurs des contraintes de Von Mises dans la zone d'intérêt. Une interpolation mathématique des valeurs simulées a été effectuée avec le logiciel Design-Expert® : un modèle du cinquième degré avec interactions a été choisi pour chacune des deux variables de sortie.

Design-Expert® permet de tester si une variable d'entrée a un effet significatif sur l'un des paramètres de sortie à travers un test de « Fischer – Snédecor ». Ce test permet donc de classer les variables d'entrée du plan de simulation par ordre de significativité par rapport à l'une des variables de sortie. Les résultats montrent que, pour les deux variables de sortie (la contrainte dans le cuivre et dans l'empilement du BEOL), le coefficient de dilatation thermique

est le paramètre le plus influent. Ceci peut s'expliquer par le fait que la variation de ce paramètre couvre un domaine large.

Des surfaces de réponse sont construites à partir des modèles mathématiques d'interpolation déterminés précédemment ce qui nous permet de visualiser les variations des paramètres de sortie en fonction des paramètres d'entrée. On s'intéresse par exemple à la variation de la contrainte aux deux points P1 et P2 en fonction du coefficient de dilatation thermique et du module d'Young du polymère de remplissage. Les surfaces de réponse montrent que, dans les deux cas, les contraintes les plus faibles (couleur bleue) correspondent aux domaines de faibles valeurs de coefficient de dilatation thermique ou de faibles valeurs de module d'Young (cf. figures 31 et 32). Les contraintes les plus élevées (couleur rouge) se situent dans les domaines correspondant aux plus fortes valeurs des deux variables d'entrée à la fois. Ainsi, afin de minimiser les contraintes dans la zone critique au fond du TSV, il est nécessaire d'imposer au polymère de remplissage soit un faible module d'Young soit un faible coefficient de dilatation thermique.

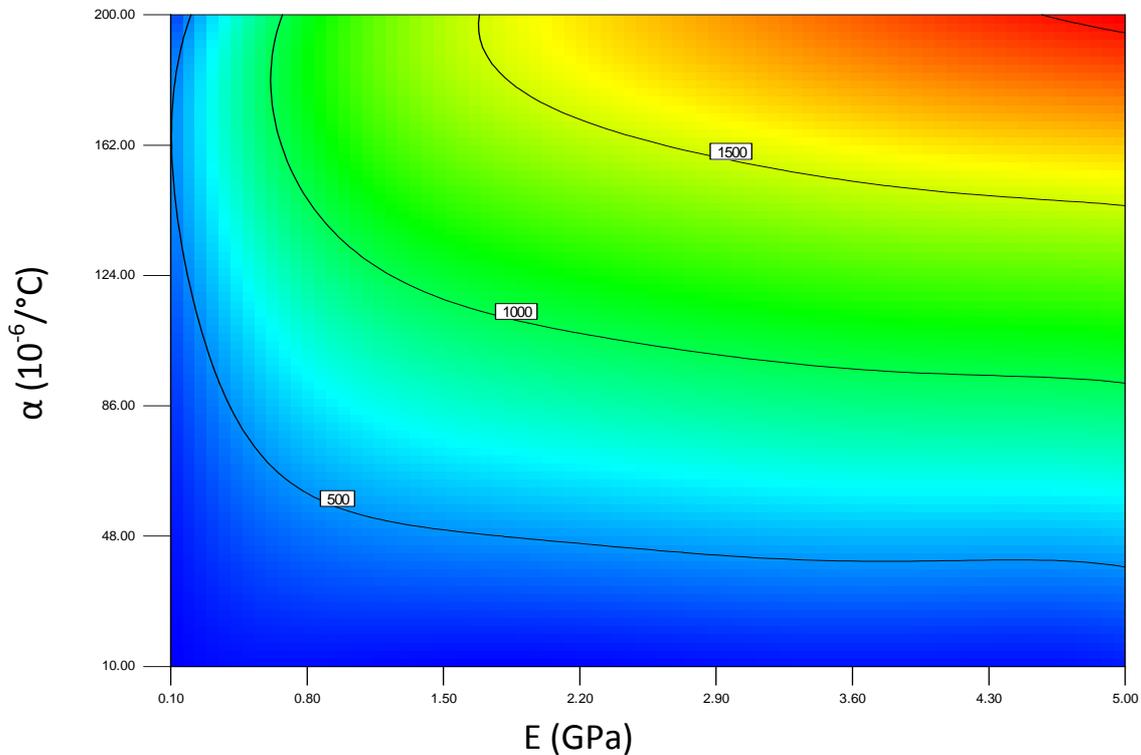


Figure 31 : surface de réponse représentant la contrainte de Von Mises (en MPa) en fonction du module d'Young et du coefficient de dilatation thermique du polymère de remplissage au point P1. Coefficient de Poisson = 0,35



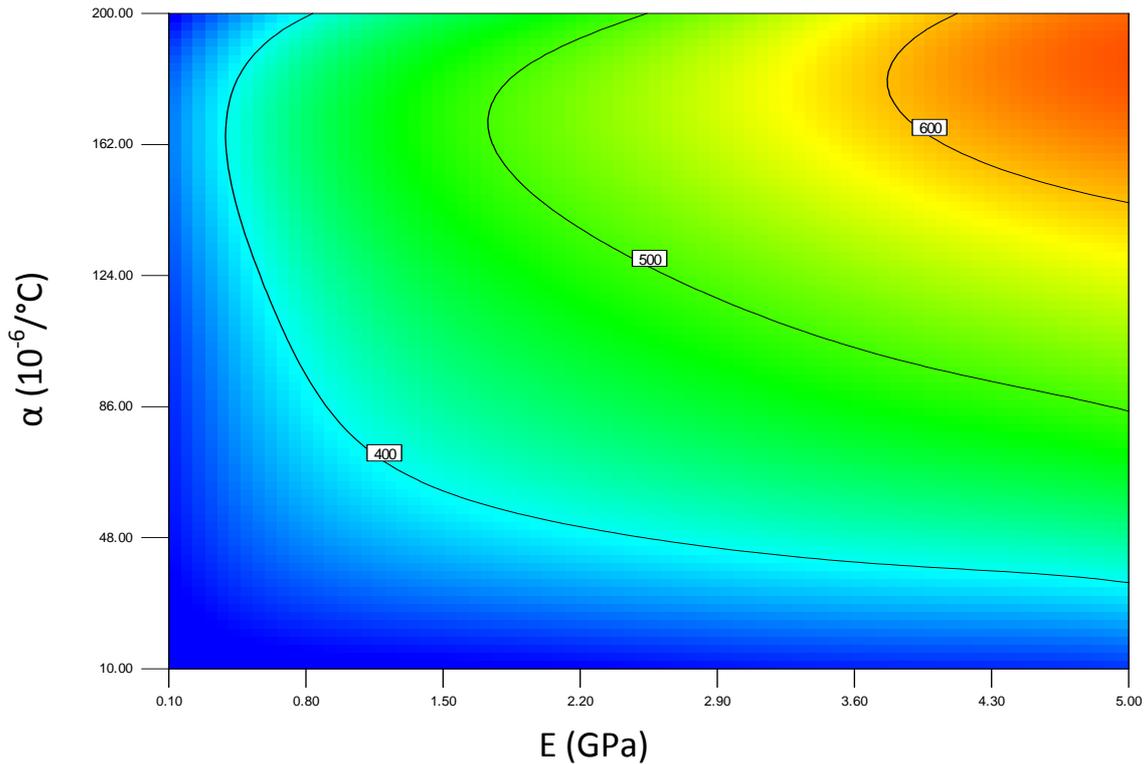


Figure 32 : surface de réponse représentant la contrainte de Von Mises (en MPa) en fonction du module d'Young et du coefficient de dilatation thermique du polymère de remplissage au point P2. Coefficient de Poisson = 0,35



Une optimisation a été réalisée en utilisant le logiciel Design-Expert® dans le but de rechercher les jeux de paramètres d'entrée qui minimisent les contraintes aux deux points d'intérêt P1 et P2. Trois familles de solutions peuvent être distinguées (cf. tableau 8) : les solutions ayant un faible module d'Young et un fort coefficient de dilatation thermique (S1), les solutions ayant un module d'Young moyen (au centre de l'intervalle) et un faible coefficient de dilatation thermique (S2) et enfin les solutions ayant un faible module d'Young et un faible coefficient de dilatation thermique. Ces trois solutions permettent d'obtenir des contraintes de Von Mises minimales aux points P1 et P2 et donc une désirabilité maximale de 1.

Tableau 8 : exemple de solutions qui minimisent les contraintes dans la zone critique

	E (GPa)	$\nu$	$\alpha$ ( $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ )
S1	0,11	0,36	198
S2	2,55	0,25	11
S3	0,12	0,26	16

La première famille de solutions (S1) correspond aux propriétés du polymère SINR, utilisé tout au long de cette étude. Cependant, il n'existe pas de solution correspondant aux propriétés du polymère TMMR. Ainsi, en plus de minimiser les contraintes à l'échelle de la plaque amincie, comme démontré dans le chapitre 2, le polymère SINR permet aussi de minimiser les contraintes à

l'échelle du TSV. Cette étude permet ainsi de conforter le choix du polymère de remplissage.

## 4 Conclusions

L'objectif de cette étude a été de caractériser, via des simulations par éléments finis, l'impact du remplissage en polymère des TSV sur les contraintes thermomécaniques dans les différents matériaux qui le constituent. Pour ce faire, une modélisation de la structure du TSV a été réalisée en utilisant un logiciel approprié. Une calibration du modèle a d'abord été réalisée via des mesures expérimentales effectuées sur un véhicule de test conçu à cet effet. Une étude quantitative et qualitative des contraintes a ensuite été réalisée avec le modèle calibré : les valeurs des contraintes induites par la présence du polymère de remplissage ont été évaluées dans les différents matériaux et une zone de concentration des contraintes a été localisée au fond du TSV. Cette zone peut être critique lors de la réalisation d'essais de fiabilité qui incluent des variations importantes de température. Ces conclusions peuvent ainsi être utiles lors de l'étude de fiabilité et plus particulièrement en analyse de défaillance. Le modèle par éléments finis a enfin été utilisé pour étudier l'influence des propriétés thermomécaniques du polymère sur les contraintes induites dans le TSV et plus précisément dans la zone potentiellement critique déterminée précédemment. Les résultats ont permis de confirmer le choix du polymère effectué dans le chapitre 2.

## 5 Bibliographie

- [1] C. S. Selvanayagam, J. H. Lau, X. W. Zhang, S. K. W. Seah, K. Vaidyanathan, et T. C. Chai, « Nonlinear Thermal Stress/Strain Analyses of Copper Filled TSV (Through Silicon Via) and Their Flip-Chip Microbumps », *Ieee Transactions on Advanced Packaging*, vol. 32, n° 4, p. 720-728, 2009.
- [2] N. Ranganathan, K. Prasad, N. Balasubramanian, et K. L. Pey, « A study of thermo-mechanical stress and its impact on through-silicon vias », *Journal of Micromechanics and Microengineering*, vol. 18, n° 7, 2008.
- [3] T. Chidambaram, C. McDonough, R. Geer, et Wei Wang, « TSV Stress Testing and Modeling for 3D IC Applications », in *Physical and Failure Analysis of Integrated Circuits, 2009. IPFA 2009. 16th IEEE International Symposium on the*, 2009, p. 727-730.
- [4] P. Dixit, S. Yaofeng, J. Miao, J. H. L. Pang, R. Chatterjee, et R. R. Tummala, « Numerical and Experimental Investigation of Thermomechanical Deformation in High-Aspect-Ratio Electroplated Through-Silicon Vias », *Journal of The Electrochemical Society*, vol. 155, n° 12, p. H981-H986, 2008.
- [5] R. Hull, *Properties of Crystalline Silicon*. INSPEC, 1999.
- [6] A. Wikström et M. Nygård, « Anisotropy and texture in thin copper films—an elasto-plastic analysis », *Acta Materialia*, vol. 50, n° 4, p. 857-870, févr. 2002.
- [7] W. F. Gale et T. C. Totemeier, *Smithells Metals Reference Book*. Butterworth-Heinemann, 2004.
- [8] V. Fiori, X. Zhang, et T. Y. Tee, « Multi-level numerical analysis on the reliability of Cu/low-k interconnection in FCBGA package », in *Electronic Packaging Technology Conference, 2005. EPTC 2005. Proceedings of 7th*, 2005, vol. 1, p. 8 pp.
- [9] G. E. P. Box et N. R. Draper, *Empirical model-building and response surfaces*. Wiley, 1987.
- [10] T. J. Santner, B. J. Williams, et W. Notz, *The Design and Analysis of Computer Experiments*. Springer, 2003.
- [11] S. P. Timoshenko et S. Woinowsky-Kreiger, *Theory of Plates and Shells*. McGraw-Hill Publishing Co., 1964.

# Chapitre 5 : étude de fiabilité

---

## Table des matières

1	Présentation des motifs de test .....	108
2	Cycles thermiques.....	110
2.1	Description du test .....	110
2.2	Résultats expérimentaux.....	111
3	Stockage en milieu humide .....	119
3.1	Description du test .....	119
3.2	Résultats expérimentaux.....	119
4	Electromigration .....	128
4.1	Descriptif du test.....	129
4.2	Résultats expérimentaux.....	130
5	Conclusions .....	133
6	Bibliographie.....	134

Le procédé du remplissage en polymère des TSV a été décrit dans le chapitre 2 pour deux cas de figure : avec une solution polymère liquide et avec un film sec. Suite aux différentes études de remplissage réalisées et étant donné qu'aucun équipement de laminage sous vide n'était disponible au Léti au moment de l'étude, la solution de remplissage avec le polymère liquide SINR a été retenue pour réaliser les tests de fiabilité environnementale.

On se propose dans ce chapitre d'étudier l'impact du remplissage en polymère sur le fonctionnement du TSV, au travers de tests de fiabilité. Ces tests sont normalisés par l'organisme JEDEC qui propose des recommandations pour l'industrie de la microélectronique en général. On s'intéresse dans notre cas de figure aux normes qui concernent les applications du packaging, et plus particulièrement le vieillissement accéléré des composants à travers des stockages dans des conditions particulières de température, d'humidité et de polarisation électrique. Ainsi, les effets des contraintes thermomécaniques induites par la présence du polymère dans le TSV seront mis en évidence via des cycles de température. Les aspects reliés à l'isolation par le polymère de la couche de cuivre dans le TSV seront étudiés via un stockage en milieu humide. Les effets combinés de la température et de la polarisation électrique seront inspectés via des essais d'électromigration.

Un véhicule technologique comportant différentes structures de tests électriques à base de TSV sera décrit puis utilisé pour les tests de fiabilité. Le cas du remplissage en polymère SINR sera comparé à celui de l'isolation standard en polymère BCB afin de caractériser la contribution du polymère de remplissage.

## 1 Présentation des motifs de test

Le véhicule de test utilisé dans cette étude inclue plusieurs structures qui permettent de réaliser différents types de mesures électriques et d'investiguer ainsi différents mécanismes de dégradation. On s'intéresse dans notre cas aux mesures de résistance électrique de chaînes de TSV ainsi qu'aux mesures de courant de fuite dans le polymère de remplissage (cf. figure 1). Une plaque de silicium contient 192 champs (ou véhicules) soient autant d'exemplaires de chaque motif de test.

Comme cela a été mentionné dans le chapitre 2, deux variantes de TSV sont disponibles sur le véhicule de test : les TSV de rapport de forme 2/1 (60  $\mu\text{m}$  de diamètre et 120  $\mu\text{m}$  de profondeur) et les TSV de rapport de forme 3/1 (40  $\mu\text{m}$  de diamètre et 120  $\mu\text{m}$  de profondeur)<sup>1</sup>. Tous les motifs de test qui incluent des TSV sont ainsi disponibles en deux exemplaires, un pour chacune des deux variantes de TSV (cf. figure 1).

L'accès aux motifs de test se fait par la face avant du dispositif, via des plots en aluminium reliés au niveau de métal M1<sup>2</sup>. Les mesures électriques de courant et de tension se font en configuration quatre points afin de s'affranchir de

---

<sup>1</sup> Dans un souci de simplification de la nomenclature des différents motifs de test, le terme TSV 60 sera utilisé pour désigner les TSV de rapport de forme 2/1 et le terme TSV 40 sera utilisé pour désigner les TSV de rapport de forme 3/1.

<sup>2</sup> Il existe un seul niveau de métal en cuivre sur le véhicule de test utilisé dans cette étude. Bien qu'il soit désigné M1, ce niveau obéit aux règles de dessin d'un dernier niveau de métal (Mz) d'une technologie CMOS065.

la résistance de l'appareillage de mesure et des résistances de contact entre les plots et les pointes de la carte (cf. figure 2).

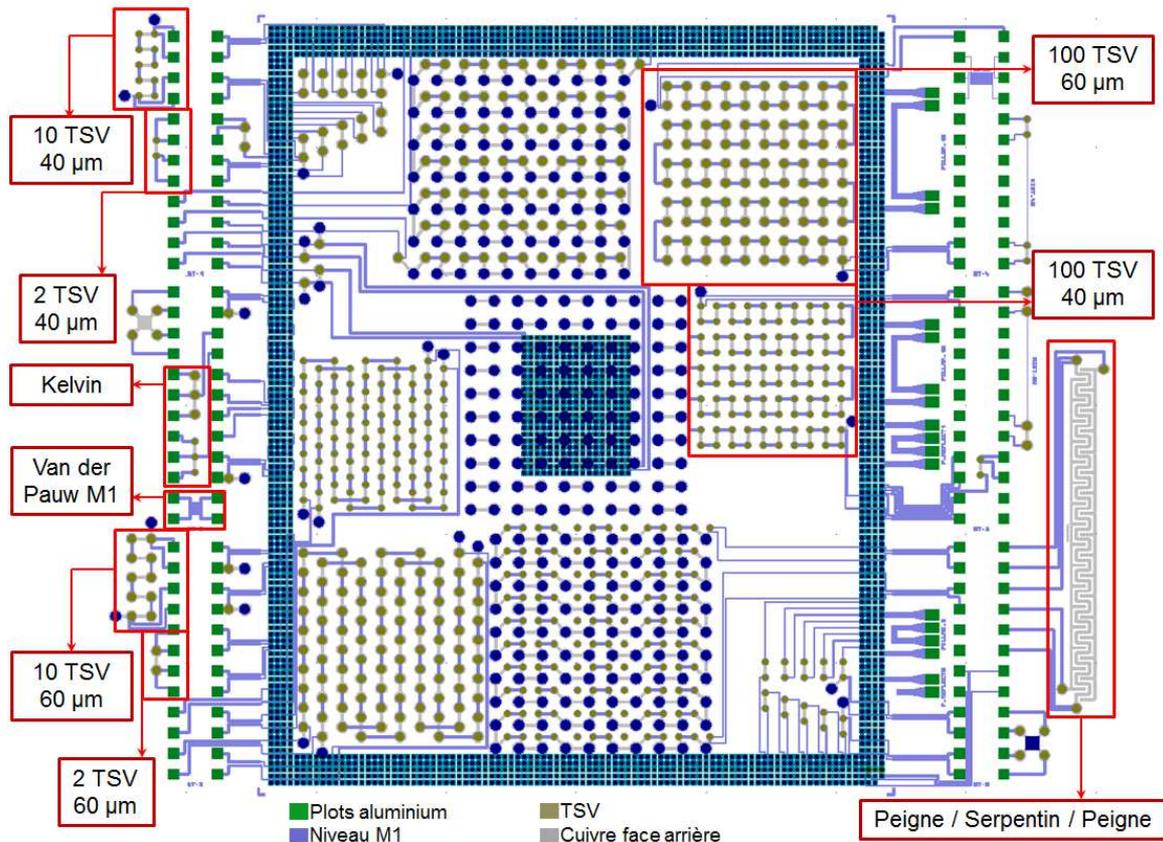


Figure 1 : dessin du champ du véhicule de test utilisé en étude de fiabilité, vu d'ensemble. Les motifs de test utilisés dans cette étude sont encadrés en rouge. Tous les niveaux des deux faces de la puce sont représentés (superposés) sur ce plan.

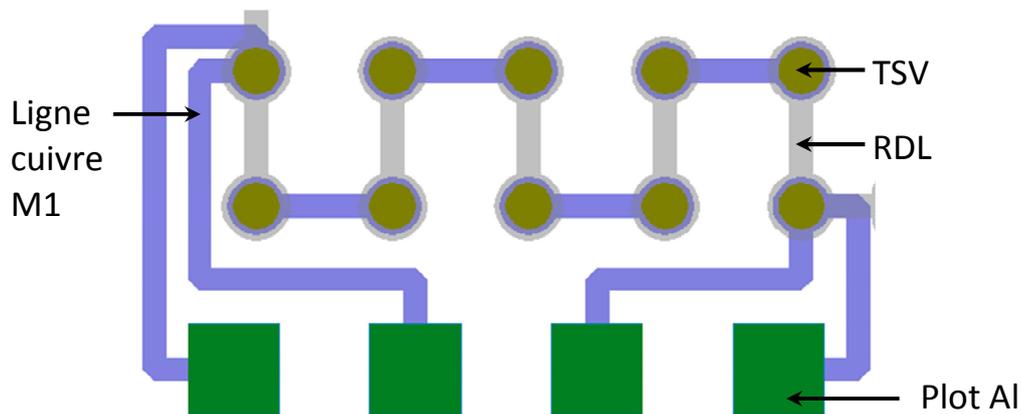


Figure 2 : zoom sur le motif 10 TSV 40 μm. Mise en évidence du motif de mesure quatre points et des plots en aluminium en face avant du dispositif. Tous les niveaux des deux faces de la puce sont représentés (superposés) sur ce plan.

Une chaîne de TSV peut être définie dans notre cas comme une succession de plusieurs TSV reliés entre eux alternativement par le niveau de métallisation M1 de la face avant et les lignes de cuivre RDL de la face arrière (cf. figure 3). Les chaînes de TSV sont disponibles en trois longueurs différentes : 2 TSV, 10 TSV et 100 TSV. La mesure consiste à injecter un courant de 10 mA et à mesurer

la tension aux bornes de la chaîne afin d'en déduire la résistance électrique en appliquant tout simplement la loi d'Ohm. Cette mesure permet ainsi de caractériser l'impact des différents tests de fiabilité sur la résistance électrique de la chaîne.

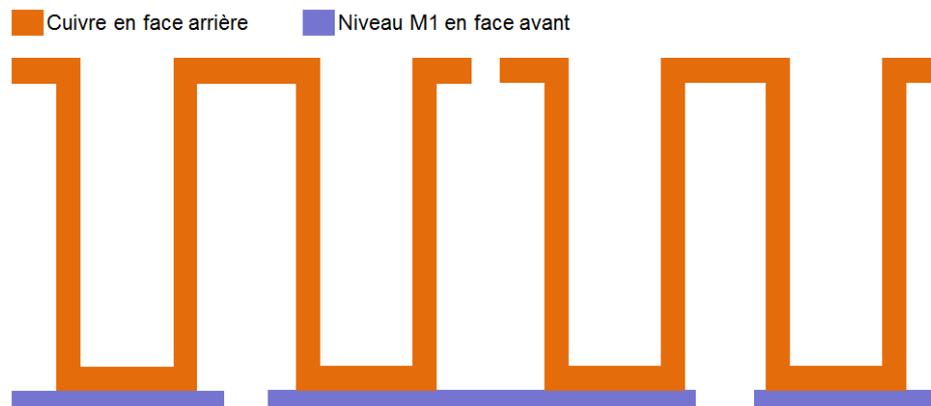


Figure 3 : représentation schématique d'une chaîne de TSV. Succession de liaisons électriques par la face avant et par la face arrière du dispositif.

D'autres motifs permettent d'effectuer des mesures complémentaires à celles de la résistance des chaînes de TSV tels que le motif Kelvin qui mesure la résistance électrique d'un TSV unitaire (cf. figures 1 et 4).

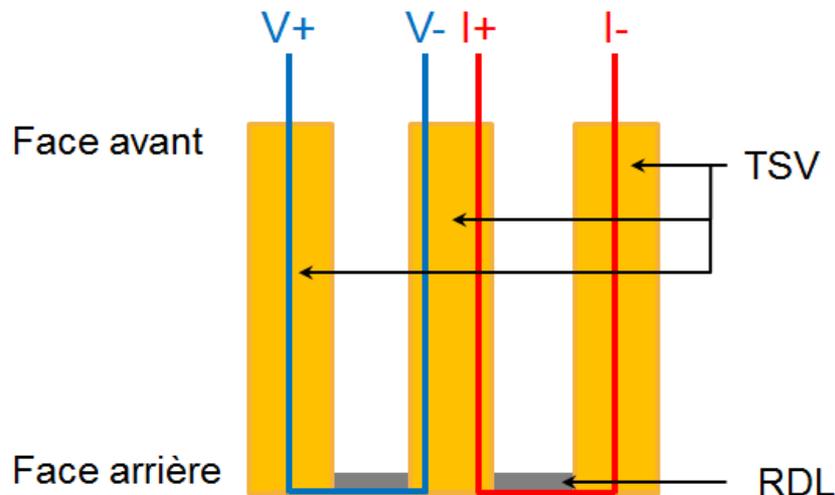


Figure 4 : représentation schématique du motif Kelvin et principe de la mesure de la résistance électrique d'un TSV unitaire. La ligne rouge schématise le courant injecté et la ligne bleue schématise la tension mesurée. La résistance électrique obtenue est celle du TSV central.

## 2 Cycles thermiques

### 2.1 Description du test

Le test des cycles thermiques est mené pour déterminer la capacité des composants en général et des interconnexions du packaging en particulier, à résister aux contraintes thermomécaniques induites par l'alternance de

températures extrêmes. Des changements irréversibles dans les propriétés électriques et physiques du système peuvent alors survenir. La description de la méthodologie du test est disponible dans la norme JEDEC dont la référence est 22-A104D [1].

La norme 22-A104D laisse une certaine liberté au niveau des tests dans la définition de quelques paramètres (températures extrêmes, temps des paliers de température, vitesse des rampes de température et fréquence des cycles). Dans notre cas, les conditions utilisées par STMicroelectronics pour la fiabilité du packaging sont choisies (cf. figure 5). La température varie entre -40 et +150 °C avec un temps de palier de 10 minutes aux températures extrêmes et une fréquence de 2 cycles par heure.

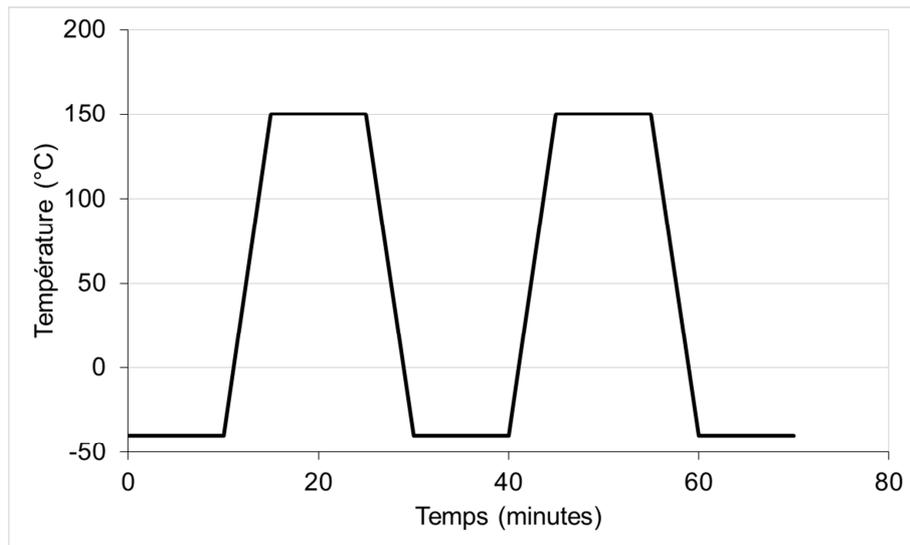


Figure 5 : profil de température durant le test de cycles thermiques selon la norme JEDEC 22-A104D.

## 2.2 Résultats expérimentaux

Une première série de mesures a été effectuée sur deux plaques du même lot : une première plaque avec la configuration remplissage des TSV en polymère SINR et une deuxième plaque avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution. Les mesures électriques ont été effectuées avant les cycles thermiques et après 200 et 400 cycles. Les résultats des mesures sont présentés en pourcentage cumulé<sup>3</sup>.

Le résultat des mesures sur les motifs Kelvin montre que la valeur moyenne de la résistance d'un TSV unitaire est de 13,3 mΩ pour un TSV 40 et de 2,9 mΩ pour un TSV 60 (cf. figures 6 et 7). Comme cela a été mentionné précédemment, ces valeurs concernent uniquement la résistance du TSV et ne prennent pas en compte les lignes de redistribution en face arrière ainsi que les liaisons entre les TSV par le niveau de métal M1 en face avant. Suite aux cycles

<sup>3</sup> Cette méthodologie de représentation des résultats sera utilisée dans toute la suite de cette étude.

thermiques, on observe une baisse de 2 % du rendement<sup>4</sup> pour les TSV 40 (cf. figure 6) alors que les TSV 60 ne montrent aucune variation significative (cf. figure 7).

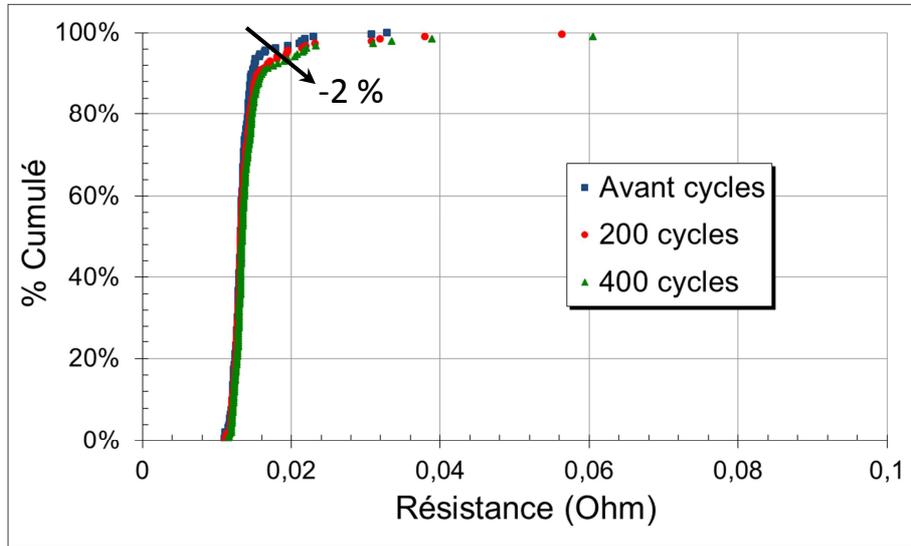


Figure 6 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'un motif Kelvin pour des TSV 40 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Résultats avant et après les cycles thermiques.

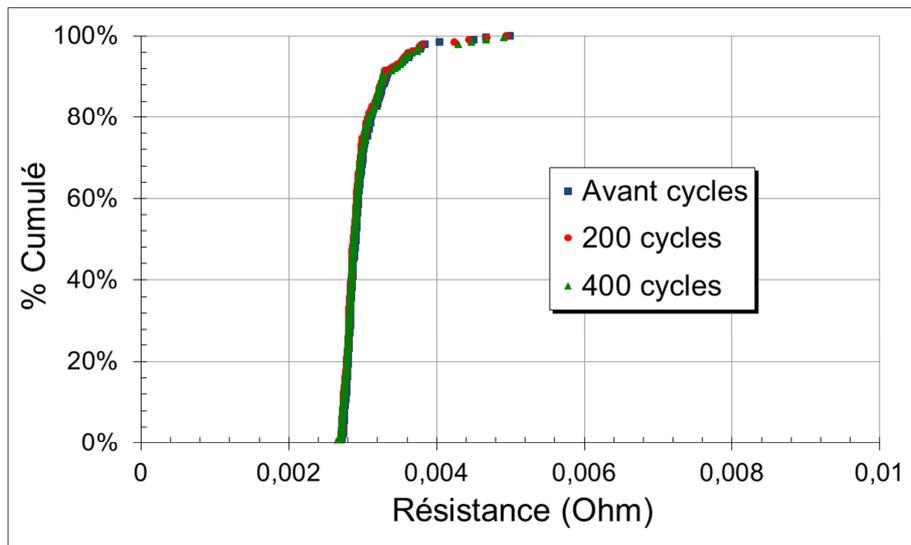


Figure 7 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'un motif Kelvin pour des TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Résultats avant et après les cycles thermiques.

Le résultat des mesures sur les chaînes de 10 TSV avant les cycles thermiques donnent des valeurs de résistance moyenne de 68,5 mΩ par TSV<sup>5</sup> pour les chaînes de 10 TSV 40 et de 60,2 mΩ par TSV pour les chaînes de 10

<sup>4</sup> La valeur du rendement est définie arbitrairement comme étant celle du plateau de la courbe de pourcentage cumulé. A titre d'exemple, la valeur du rendement sur la figure 7 est de 100 %. Cette convention sera respectée dans la suite de cette étude.

<sup>5</sup> Les valeurs de résistance sont rapportées à un TSV en divisant la résistance totale de la chaîne par le nombre de TSV qu'elle contient.

TSV 60 (cf. figures 8 et 9). Ces valeurs sont plus élevées que celles données précédemment par le motif Kelvin car elles incluent les résistances électriques des liaisons entre les TSV par la face avant (niveau M1) et par la face arrière (lignes de redistribution). Après 400 cycles thermiques, on constate une baisse du rendement de 10 % pour les chaînes de 10 TSV 40 et de moins de 2 % pour les chaînes de 10 TSV 60.

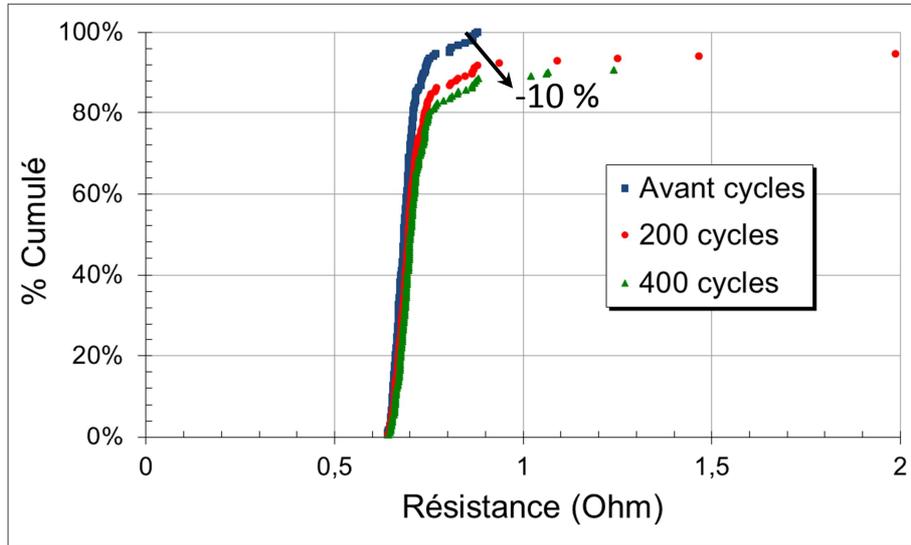


Figure 8 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 10 TSV 40 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Résultats avant et après les cycles thermiques.

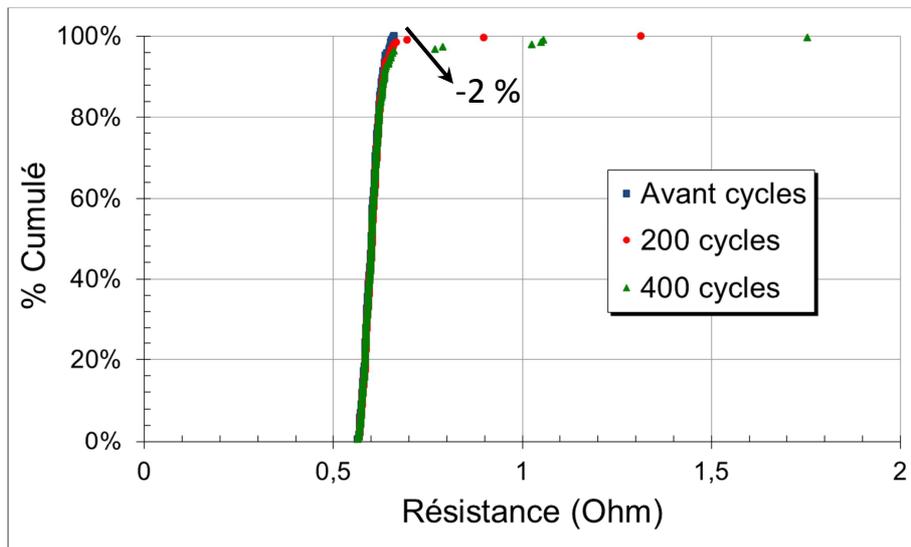


Figure 9 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 10 TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Résultats avant et après les cycles thermiques.

En ce qui concerne les chaînes de 100 TSV, la résistance électrique moyenne rapportée à un TSV est de 88,8 mΩ par TSV pour les chaînes de 100 TSV 40 et de 83,4 mΩ par TSV pour les chaînes de 100 TSV 60, avant les cycles thermiques (cf. figures 10 et 11). Les valeurs mesurées sont donc plus élevées que dans le cas des chaînes de 10 TSV car les motifs contiennent plus de lignes métalliques fines (en face avant, côté M1 essentiellement) qui augmentent la

résistance électrique de l'ensemble. Suite aux 400 cycles thermiques, on observe une baisse du rendement de 66 % pour les chaînes de 10 TSV 40 (cf. figure 10) et de 20 % pour les chaînes de 100 TSV 60 (cf. figure 11).

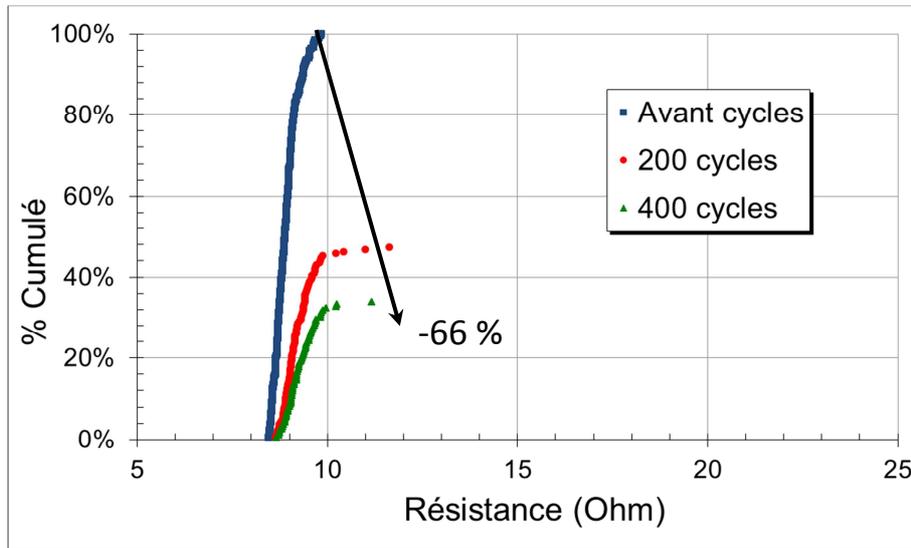


Figure 10 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 10 TSV 40 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Résultats avant et après les cycles thermiques.

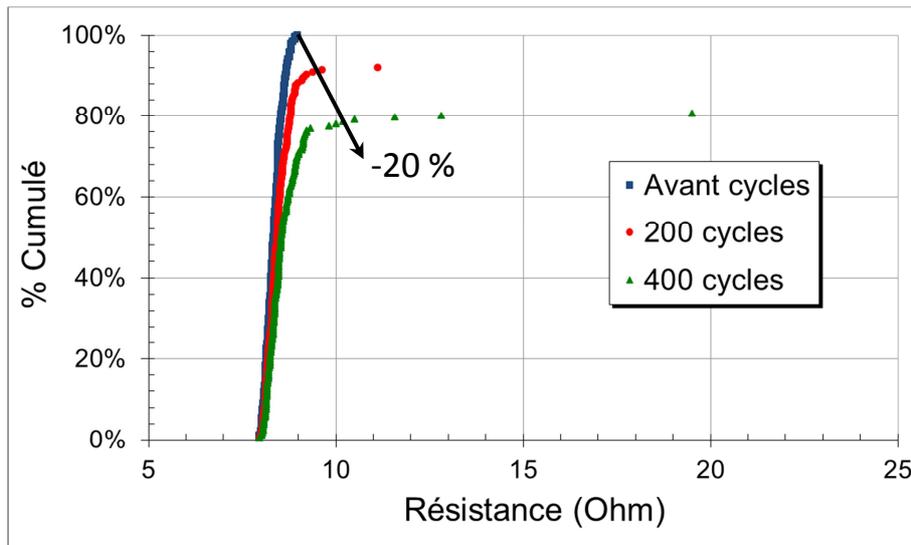


Figure 11 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 100 TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Résultats avant et après les cycles thermiques.

En résumé, deux constatations majeures peuvent être faites quant à l'impact des cycles thermiques sur les chaînes des TSV. Premièrement, pour une même taille de TSV, plus la chaîne est longue, plus la baisse du rendement engendrée par les cycles thermiques est importante. En effet, la probabilité d'engendrer une défaillance quelconque augmente avec le nombre de TSV de la chaîne. Deuxièmement, pour une même longueur de chaîne, les pertes de rendement sont plus importantes dans le cas des TSV 40 que dans celui des TSV 60. En effet, étant symptomatique d'une coupure de la continuité électrique dans la chaîne, une perte de rendement indique la présence d'une rupture dans les

lignes métalliques. Or la différence entre les deux types de TSV à ce niveau réside dans l'épaisseur de la couche de métallisation déposée au fond TSV : le dépôt électrolytique de cuivre est plus conforme dans le cas du TSV 60 (rapport de forme 2/1) que dans le cas du TSV 40 (rapport de forme 3/1). Pour une même épaisseur de cuivre à la surface de la plaque (face arrière), on obtient donc une couche plus épaisse au fond du TSV 60 (cf. figure 12) et donc une membrane globalement plus épaisse (couche de cuivre, M1 et couches d'oxydes du BEOL). Comme cela a été expliqué dans le chapitre précédent, la rigidité de cette membrane augmente avec son épaisseur, ce qui permet de diminuer les contraintes mécaniques et donc les risques de défaillance. Ces résultats sont donc en accord avec les conclusions de l'étude par éléments finis, réalisée précédemment.

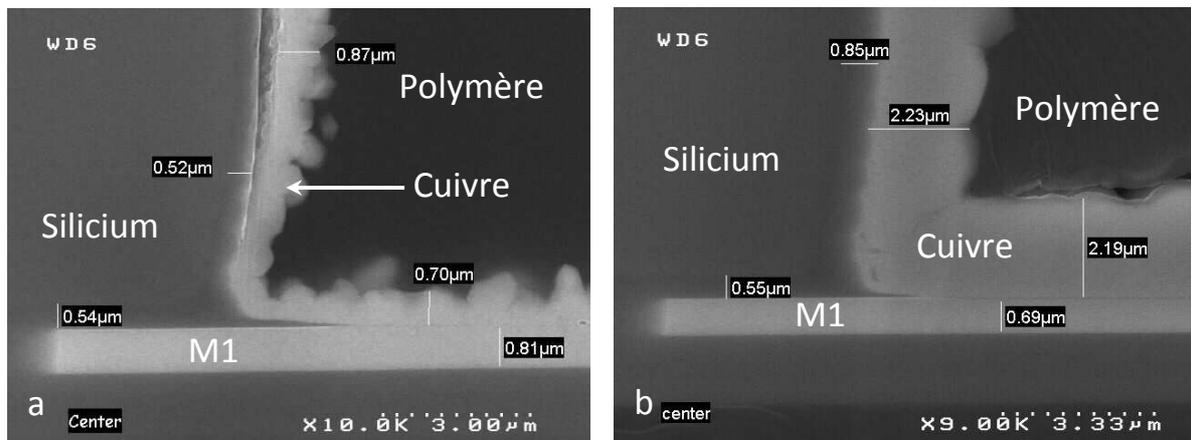


Figure 12 : images au microscope électronique à balayage de coupes au fond du TSV. a- cas d'un TSV 40, rapport de forme 3/1 (épaisseur du cuivre 0,7 µm). b- cas d'un TSV 60, rapport de forme 2/1 (épaisseur du cuivre 2,2 µm). L'épaisseur du cuivre en haut du TSV est de 7 µm.

Les mesures montrent que l'impact des cycles thermiques est significativement moins important dans le cas de l'isolation en polymère BCB des lignes de redistribution. Dans le cas des chaînes de 100 TSV 40 par exemple, la perte de rendement est de 2 % après 400 cycles (cf. figure 13). S'agissant essentiellement de sollicitations mécaniques durant ce test, cette constatation confirme la conclusion faite dans le chapitre précédent et qui affirme que les contraintes thermomécaniques induites dans le TSV sont majoritairement dues à la présence du polymère de remplissage.

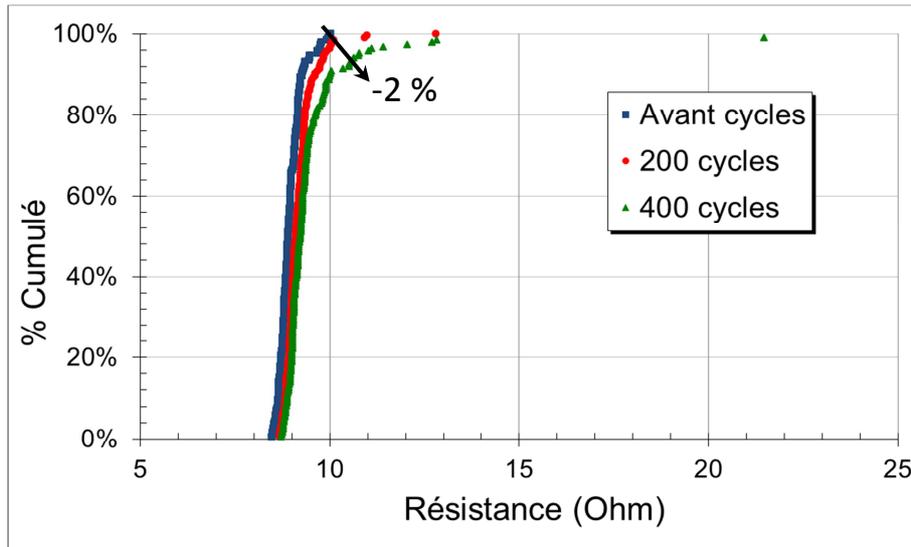


Figure 13 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 100 TSV 40 avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution. Résultats avant et après les cycles thermiques.

Afin de déterminer le mode de défaillance des chaînes de TSV suite aux cycles thermiques, des coupes ont été réalisées sur les motifs présentant une rupture du contact électrique qui se traduit par une résistance de chaîne infinie. Par soucis de simplification, les recherches se sont limitées aux chaînes de 10 TSV.

Des fractures ont été observées dans les TSV, au niveau de la zone de concentration des contraintes mécaniques, définie dans le chapitre précédent (cf. figure 14). La fracture se propage dans le polymère, dans la couche de métallisation du TSV ainsi que dans la couche du BEOL. Ce type de défaillance est très probablement à l'origine des coupures de contact électrique détectées par les mesures précédentes de résistance de chaînes de TSV. Ces résultats permettent de confirmer les conclusions faites dans le chapitre précédent quant à la présence d'une zone critique de concentration des contraintes au fond du TSV.

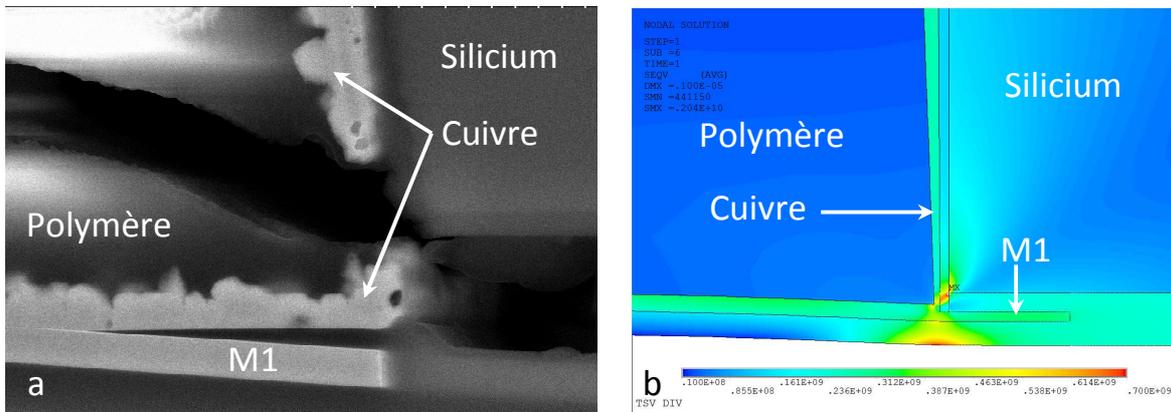


Figure 14 : analyse de défaillance des chaînes de TSV suite aux cycles thermiques. a- fracture au fond d'un TSV 40 d'une chaîne de 10 TSV après 400 cycles thermiques. b- contraintes de Von Mises calculées par éléments finis, mise en évidence d'une zone de concentration des contraintes (en rouge et jaune) qui correspond à l'emplacement de la fracture.

La caractérisation par DSC présentée dans le chapitre 3 ne montre aucune transition de phase du polymère SINR dans la gamme de température des cycles thermiques, ce qui indique que le matériau reste dans la phase caoutchoutique durant tout le test et exclue ainsi la possibilité d'une rupture fragile du polymère. Cependant l'hypothèse d'une rupture par fatigue dynamique due à une contrainte répétée dans le domaine plastique est envisageable (cf. chapitre 2). Dans le cas du cuivre, la rupture peut être due à une fatigue du matériau suite à des sollicitations répétées dans le domaine plastique. Cette hypothèse est appuyée par les résultats des simulations par éléments finis qui montrent que les contraintes dans le cuivre dépassent sa limite élastique (cf. chapitre 4). En ce qui concerne les oxydes du BEOL, une rupture fragile est possible car il s'agit d'un empilement de matériaux fragiles ( $\text{SiO}_2$  et  $\text{SiON}$ ). L'amorce de la fracture observée sur la figure 14-a s'est probablement produite dans le polymère car on observe, sur d'autres échantillons, des fissurations localisées dans ce matériau (cf. figure 15). La fracture se serait par la suite propagée dans le cuivre déjà fragilisé par la fatigue due aux cycles thermiques.

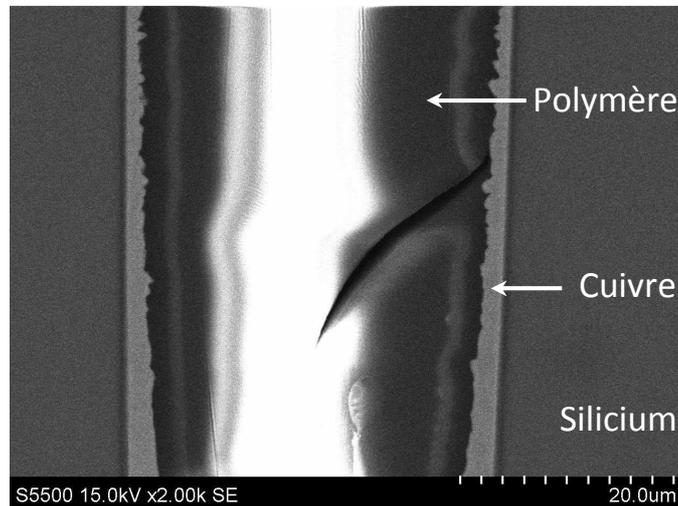


Figure 15 : coupe dans un TSV 40 après 400 cycles thermiques. Mise en évidence d'une fissuration localisée dans le polymère SINR.

Les essais de cyclage thermique se sont déroulés dans une étuve dédiée dans laquelle l'atmosphère n'est pas contrôlée. Cette atmosphère contient donc de l'oxygène, ce qui implique un risque d'oxydation du cuivre. Afin de vérifier cette éventualité, des images par balayage ionique ont été réalisées sur les échantillons précédents. Les résultats permettent d'affirmer qu'aucune couche d'oxyde n'est perceptible sur les images, seuls des grains de cuivre sont observables (cf. figure 16). Les défaillances engendrées suite aux cycles thermiques sont donc uniquement dus aux effets thermomécaniques.

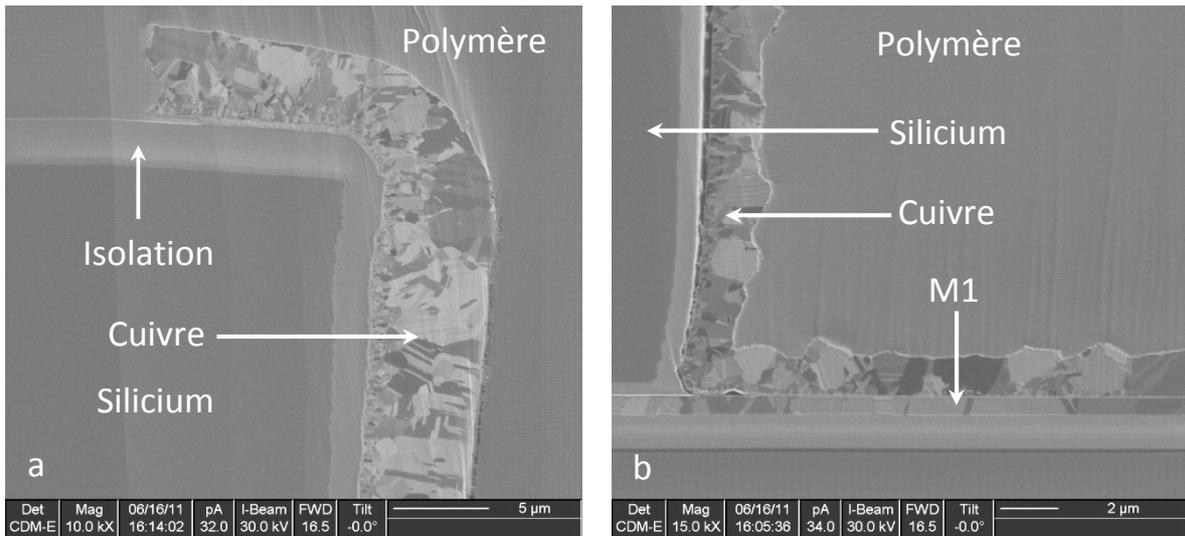


Figure 16 : images par balayage ionique d'une coupe dans un TSV 60 après 400 cycles thermiques. Absence de toute oxydation dans le cuivre. a- zoom en haut du TSV (face arrière). b- zoom au fond du TSV (face avant).

Les différences observées entre les chaînes de TSV 40 et les chaînes de TSV 60 ont été attribuées à la différence d'épaisseur de la couche de métallisation en cuivre du TSV : plus cette couche est épaisse, plus elle est capable de supporter les contraintes thermomécaniques. Afin de valider cette explication, un deuxième lot de plaques a été réalisé en modifiant la recette d'électrolyse du cuivre afin d'obtenir un dépôt plus conforme dans les TSV. Ainsi, on obtient une épaisseur de cuivre au fond des TSV de  $1,7 \mu\text{m}$  pour les TSV 40 et de  $3,2 \mu\text{m}$  pour les TSV 60. Les mesures de résistance électrique des chaînes de TSV ont été réalisées avant les cycles thermiques et après 200 cycles<sup>6</sup>.

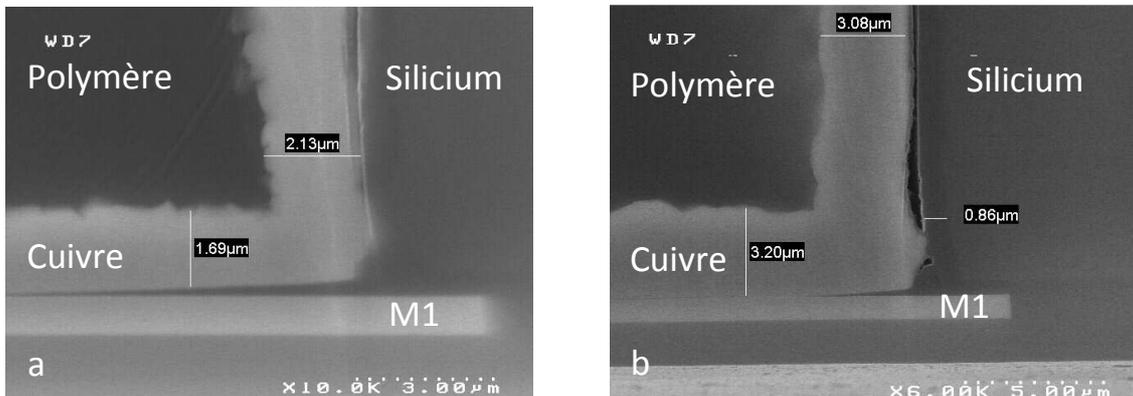


Figure 17 : images au microscope électronique à balayage de coupes en fond de TSV. Lot de plaques réalisé avec une recette d'électrolyse améliorée. a- cas d'un TSV 40, épaisseur du cuivre  $1,7 \mu\text{m}$ . b- cas d'un TSV 60, épaisseur du cuivre  $3,2 \mu\text{m}$ .

Dans le cas des chaînes de 100 TSV 60 par exemple, on n'observe aucune perte de rendement significative après 200 cycles (cf. figure 18), alors que dans le cas précédent la perte de rendement était de 10 % (cf. figure 11). L'augmentation de l'épaisseur de la couche de cuivre dans le TSV, et plus spécifiquement dans la

<sup>6</sup> Les tests n'ont pas pu continuer au-delà de 200 cycles car les plaques ont été endommagées lors de la manipulation dans la chambre de cyclage thermique.

zone critique de concentration des contraintes a donc permis d'améliorer la résistance aux contraintes mécaniques du TSV et d'améliorer ainsi sa fiabilité. On observe cependant une augmentation homogène de la résistance des chaînes qui se traduit par un faible décalage de la courbe de 3 %.

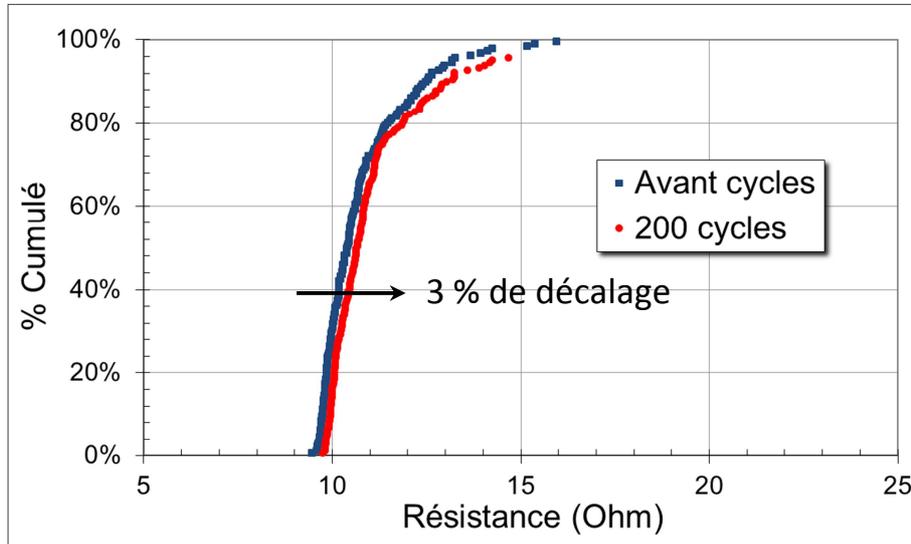


Figure 18 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 100 TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Résultats pour une conformité améliorée de l'électrolyse de cuivre dans les TSV, avant et après les cycles thermiques.

## 3 Stockage en milieu humide

### 3.1 Description du test

Le stockage en milieu humide est une famille de tests qui permettent d'évaluer l'impact de l'humidité sur un dispositif. Comme dans le cas précédant (cycles thermiques), la norme JEDEC laisse une certaine liberté quant à la définition de quelques paramètres comme la température de la chambre de stockage, le pourcentage d'humidité relative, la pression de vapeur d'eau, l'application ou non d'une polarisation électrique au motif testé et la durée du test. Dans notre cas, les conditions utilisées par STMicroelectronics pour la fiabilité du packaging sont choisies. Les dispositifs sont ainsi stockés à une température de 85°C, une humidité relative de 85 % à pression atmosphérique et sans polarisations électrique. La description détaillée de la méthodologie du test est disponible dans la norme JEDEC dont la référence est 22-A101C [2]<sup>7</sup>.

### 3.2 Résultats expérimentaux

Les essais de stockage en milieu humide ont été menés de manière similaire au test précédent des cycles thermiques. Deux plaques du véhicule de

<sup>7</sup> La norme 22A-101C inclue dans toutes ses variantes une polarisation électrique du dispositif testé. Cette polarisation n'est pas appliquée dans notre cas afin d'isoler les effets de la température et de l'humidité. On utilise ainsi une version modifiée de la norme 22A-101C.

test ont ainsi été réalisées à cet effet : une première plaque avec la configuration remplissage des TSV en polymère SINR et une deuxième plaque avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution en cuivre. Les mesures électriques ont été effectuées sur l'ensemble des deux plaques avant le début des essais de stockage (T0). Le stockage a été par la suite mené et interrompu plusieurs fois afin d'effectuer des mesures intermédiaires. On obtient ainsi l'évolution des grandeurs mesurées au cours du test<sup>8</sup>. La durée totale cumulée du stockage en milieu humide réalisé est de 1054 heures ( $\approx 44$  jours).

Représentées en pourcentage cumulé, les mesures de la résistance électrique du motif Kelvin ne montrent aucune variation significative au cours du stockage pour les deux configurations (cf. figures 19 et 20). Cependant, la représentation en pourcentage cumulé de la résistance électrique ne permet pas de suivre l'évolution de chaque motif de manière individuelle. Un traitement des données de mesures électriques puce à puce a donc été réalisé. Cette approche permet de confirmer les résultats précédents : il n'y a pas de variation significative des résistances des motifs Kelvin 60 suite au stockage en milieu humide pour les deux configurations.

Les mesures réalisées sur les chaînes de 2 TSV 60 montrent des résultats similaires. Ainsi les représentations en pourcentage cumulé des résistances électriques au cours de l'essai de stockage en milieu humide ne montrent pas de variations perceptibles pour les deux configurations. Ces résultats sont confirmés par l'analyse puce à puce des données de mesures électriques.

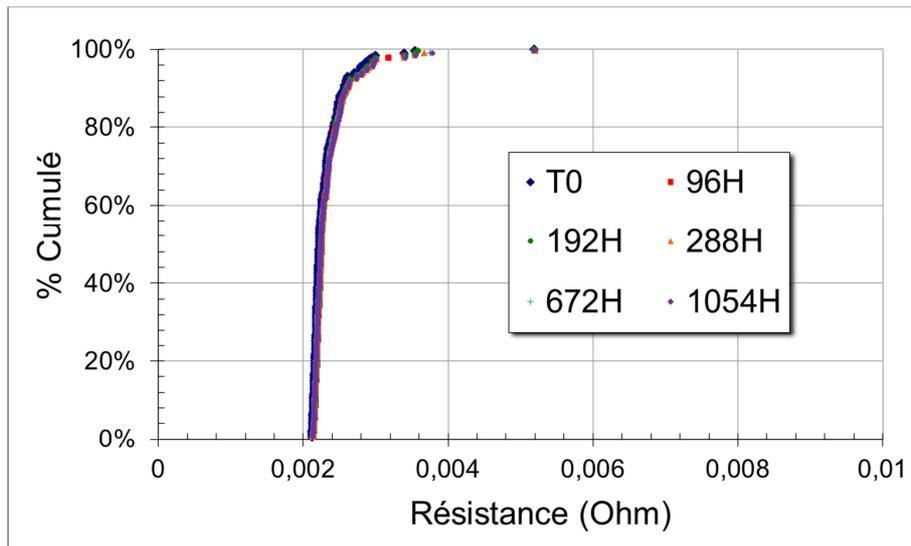


Figure 19 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'un motif Kelvin pour des TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

<sup>8</sup> Lors de la métallisation des TSV, une dérive du procédé d'électrolyse a engendré des défauts dans le cuivre déposé dans les TSV40. Les résultats des mesures électriques des chaînes de TSV40 ne sont donc pas exploitables. Tous les résultats présentés dans la suite de ce paragraphe ne concernent que les motifs incluant des TSV60.

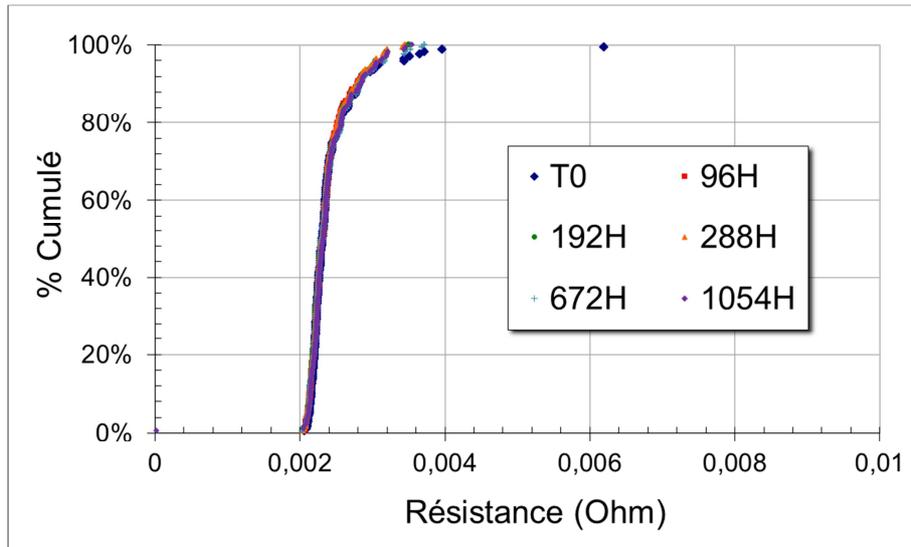


Figure 20 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'un motif Kelvin pour des TSV 60 avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

Les résistances électriques des chaînes de 10 TSV 60 présentent désormais des écarts par rapport à la mesure initiale, suite au stockage en milieu humide. On observe ainsi des pertes de rendement dès les mesures à 96 heures de stockage pour les deux configurations. A la fin des essais (1054 heures), cette perte de rendement est d'environ 10 % pour le cas du remplissage en SINR et de 25 % pour le cas de l'isolation en BCB (cf. figures 21 et 22).

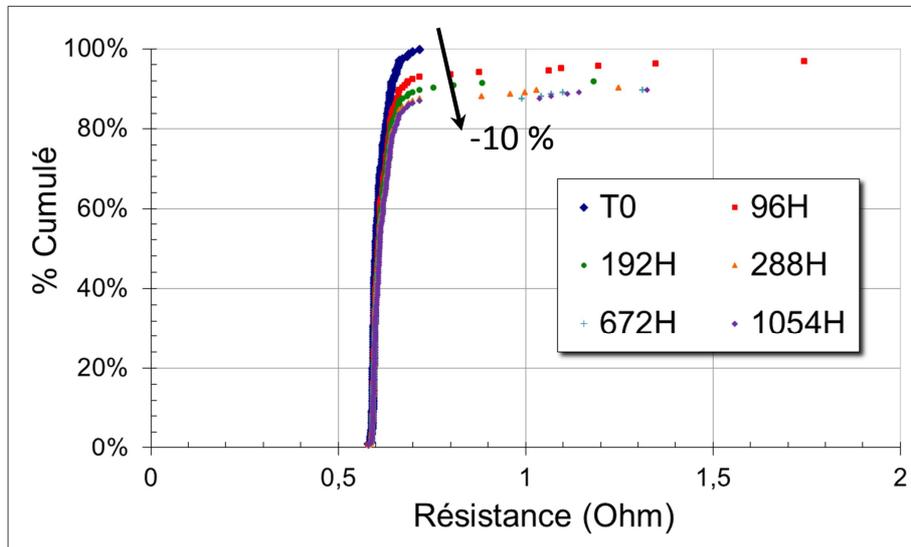


Figure 21 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 10 TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

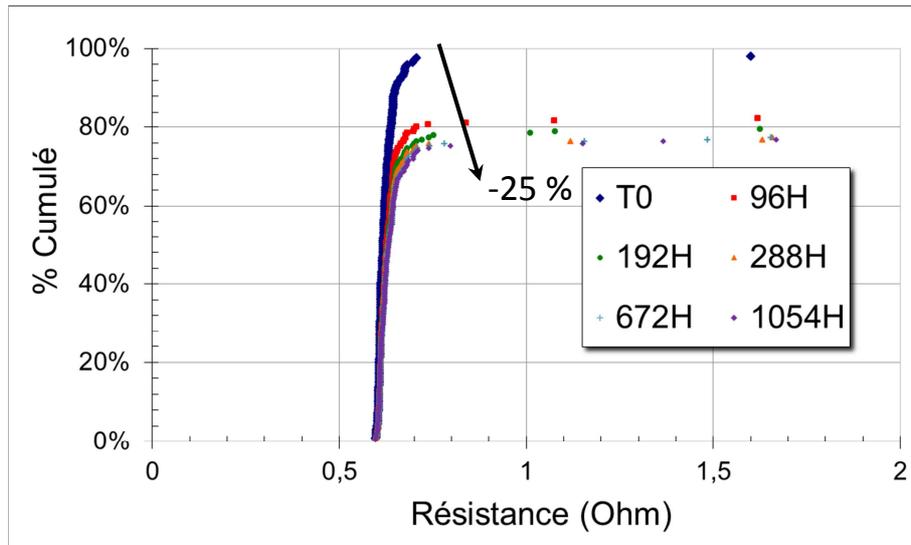


Figure 22 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance d'une chaîne de 10 TSV 60 avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

Une perte de rendement dans le cas de la mesure de la résistance d'une chaîne de TSV correspond à un circuit ouvert (résistance infinie). Afin d'identifier l'origine des défaillances observées, des coupes ont été réalisées sur les chaînes défectueuses. Etant donné la nature de la sollicitation exercée sur les chaînes de TSV durant ce test (température et humidité), on s'attend à observer une oxydation du cuivre. Pour ce faire, des observations par balayage ionique ont été effectuées sur les coupes.

Dans le cas du remplissage en SINR, les observations mettent en évidence des grains de cuivre et ne révèlent aucune oxydation perceptible de ce dernier (cf. figure 23). Dans le cas de l'isolation en BCB, on constate également l'absence d'oxydation du cuivre, sauf au fond du TSV où on observe une fine couche amorphe d'une centaine de nanomètres d'épaisseur (cf. figure 24). Cette couche se situe à la surface du cuivre non protégé par le BCB, ce qui peut signifier qu'il s'agit d'une légère oxydation. Une telle couche d'oxyde ne peut pas expliquer la perte de rendement constatée sur les courbes de pourcentage cumulé. Cette couche d'oxyde peut cependant être due à l'encapsulation, par le BCB, d'une quantité d'air (et donc d'oxygène) dans la cavité du TSV. L'oxydation du cuivre s'est donc arrêtée quand toute la quantité d'oxygène piégée a été consommée.

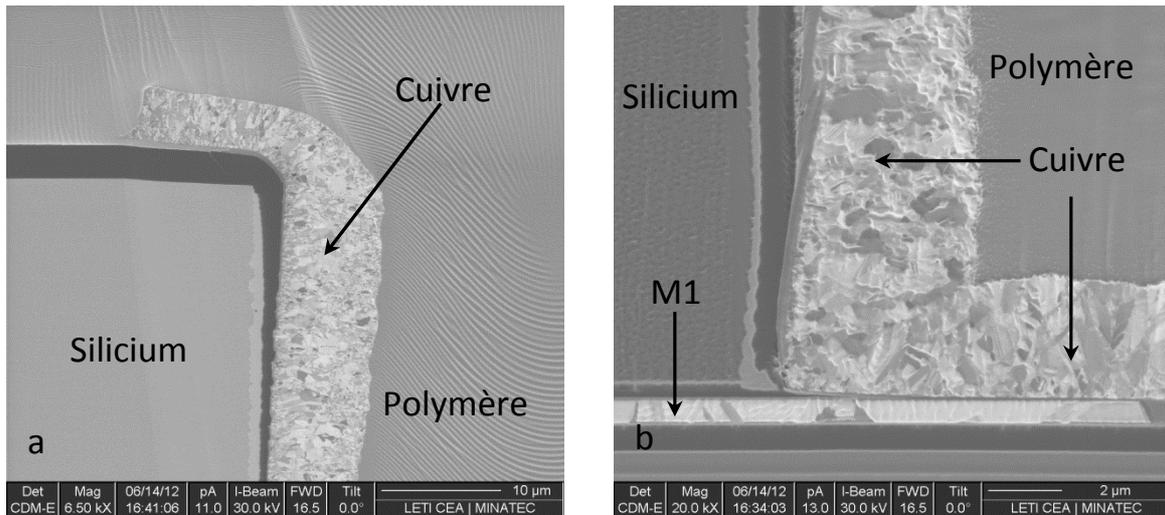


Figure 23 : images par balayage ionique de coupe dans un TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Chaîne de 10 TSV 60 défaillante après 1054 heures de stockage en milieu humide. a- zoom en haut du TSV. b- zoom au fond du TSV.

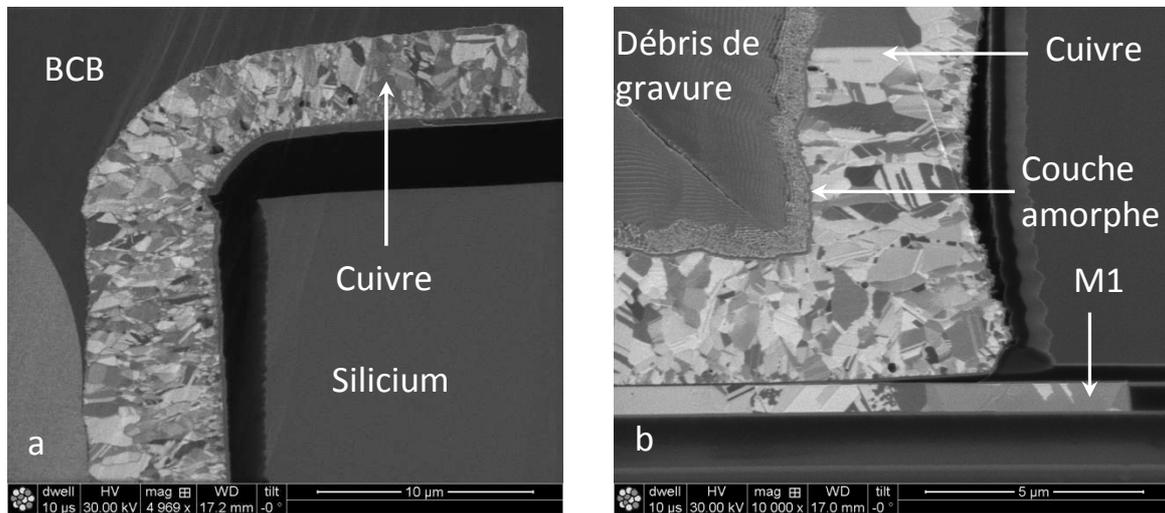


Figure 24 : images par balayage ionique de coupe dans un TSV 60 avec la configuration isolation en polymère BCB du cuivre. Chaîne de 10 TSV 60 défaillante après 1054 heures de stockage en milieu humide. a- zoom en haut du TSV. b- zoom au fond du TSV (les débris de gravure sont déposés au cours de la préparation de l'échantillon pour les observations).

Une analyse plus fine des résultats des mesures électriques précédentes et plus précisément du test de continuité électrique du motif quatre points<sup>9</sup>, montre que la totalité des motifs défaillants présentent des écarts importants par rapport à la moyenne. Ceci signifie qu'une défaillance se localise probablement soit au niveau des plots en aluminium soit au niveau des lignes de cuivre (niveau M1) qui relie ces plots à la chaîne de TSV (cf. figure 25).

<sup>9</sup> Lors des mesures de résistance électrique sur les chaînes de TSV, l'équipement effectue une mesure de continuité électrique qui permet de vérifier que l'accès à la chaîne à travers le motif quatre points est assuré. On appelle « motif quatre points » l'ensemble constitué des quatre plots en aluminium et de lignes en cuivre (M1) qui les relie à la chaîne de TSV (cf. figure 26).

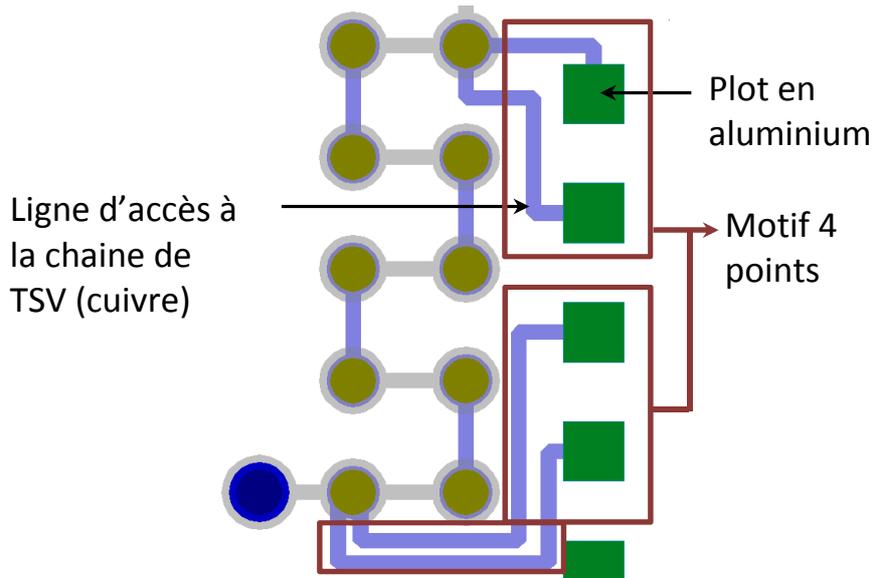


Figure 25 : motif 10 TSV 60, vue par la face avant du véhicule de test. Mise en évidence du motif quatre points d'accès à la chaîne de TSV.

Des observations au microscope optique des faces avant des deux plaques, à la fin des essais de fiabilité (après 1054 heures de stockage) montrent la présence d'une oxydation avancée au niveau des plots en aluminium (cf. figure 26). En se basant sur la couleur verte de cette oxydation, on peut émettre l'hypothèse qu'il s'agit d'un oxyde de cuivre. Il s'agirait donc de l'oxydation du niveau de métal M1 situé en dessous du plot en aluminium. Ceci n'est possible que si le cuivre est localement révélé pendant le stockage et mis en contact avec l'humidité.

La révélation du cuivre situé en dessous du plot en aluminium peut être expliquée de la manière suivante : lors de la réalisation des piliers en cuivre sur la face avant du dispositif (avant la fabrication des TSV), une gravure dans un bain d'acide fluorhydrique (HF) est effectuée afin de retirer la couche barrière à la diffusion et la couche de nucléation de l'électrolyse. Si le rinçage de l'acide à la fin de cette étape n'est pas optimisé, on peut supposer qu'il en reste des traces sur la plaque et notamment sur les plots en aluminium. Le stockage en milieu humide aurait donc réuni des conditions suffisantes (humidité et chaleur) pour activer la gravure de l'aluminium par les traces résiduelles d'acide fluorhydrique. Le niveau de métal en cuivre ainsi révélé peut subir une oxydation pendant le stockage sous l'action de l'humidité et de la chaleur.

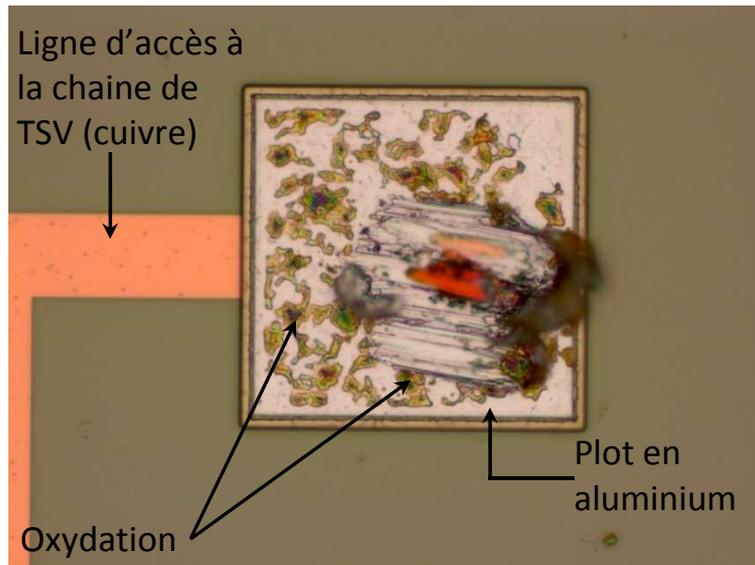


Figure 26 : image au microscope optique d'un plot en aluminium après 1054 heures de stockage en milieu humide. Mise en évidence de l'oxydation du cuivre.

L'analyse des résultats de mesure pour les chaînes qui ne présentent pas d'anomalies au niveau du test de continuité électrique du motif quatre points montre que les augmentations de plus de 10 % de la résistance électrique concernent moins de 1 % de la population dans les deux configurations. Ainsi, si l'on se restreint à la population qui ne présente pas d'anomalie du test de continuité, on constate l'absence de variation significative des représentations en pourcentage cumulé de la résistance électrique des chaînes de 10 TSV 60 au cours du stockage (cf. figures 27 et 28). Les effets du stockage en milieu humide sur la résistance électrique des chaînes de 10 TSV 60 sont donc négligeables dans le cas du remplissage en polymère SINR, mais aussi dans le cas de l'isolation en polymère BCB des lignes de redistribution.

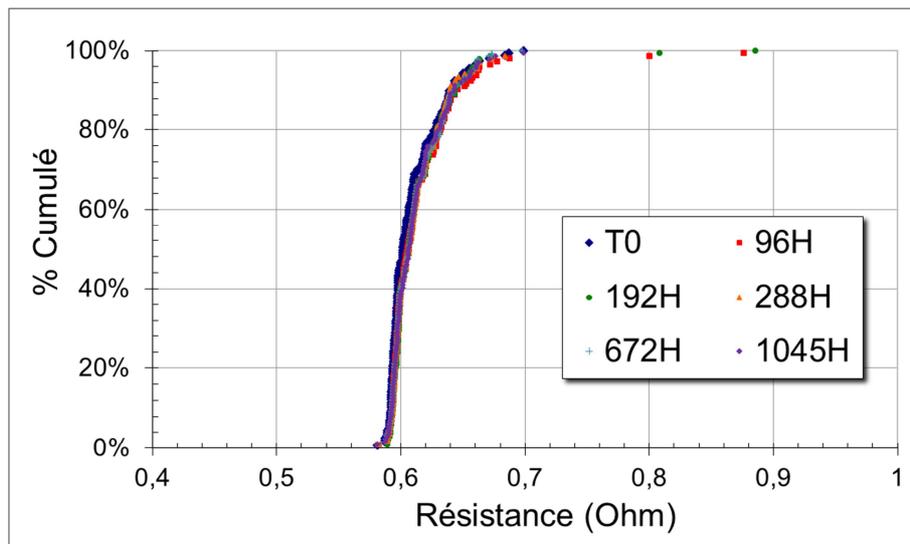


Figure 27 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance des chaînes de 10 TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR, après retrait de la population présentant une anomalie du test de continuité. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

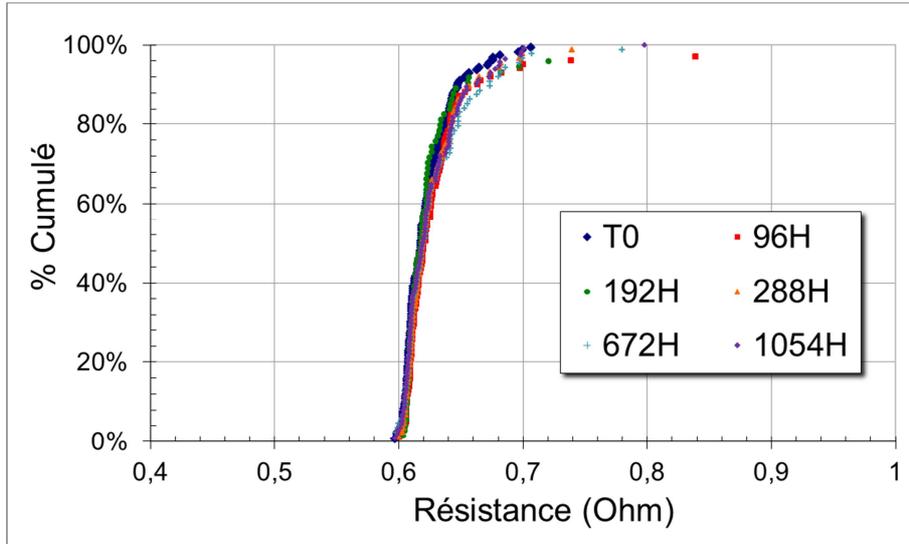


Figure 28 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance des chaînes de 10 TSV 60 avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution, après retrait de la population présentant une anomalie du test de continuité. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

Dans le cas des chaînes de 100 TSV 60, on constate une perte de rendement de près de 30 % pour les deux configurations à la fin du stockage en milieu humide (cf. figures 29 et 30). L'analyse des résultats des tests de continuité électrique des motifs quatre points montre, dans ce cas aussi, des dérives par rapport à la moyenne qui concernent l'ensemble des motifs responsables de la perte de rendement. Cette perte peut donc être expliquée de la même manière que dans le cas précédent des chaînes de 10 TSV 60. Sur les 70 % restant de la population initiale, les augmentations de plus de 10% de la résistance électrique ne concernent que 3 % des chaînes, dans les deux configurations.

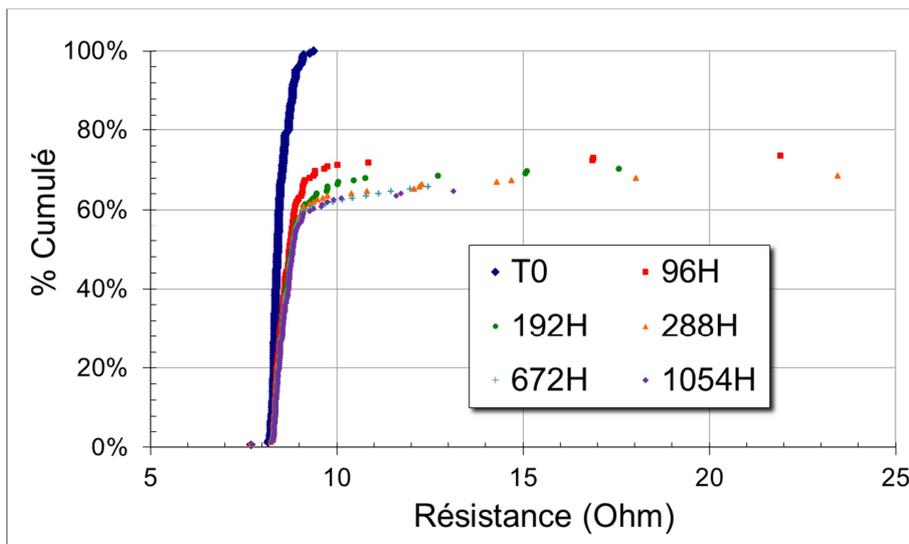


Figure 29 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance des chaînes de 100 TSV 60 avec la configuration remplissage en polymère SINR. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

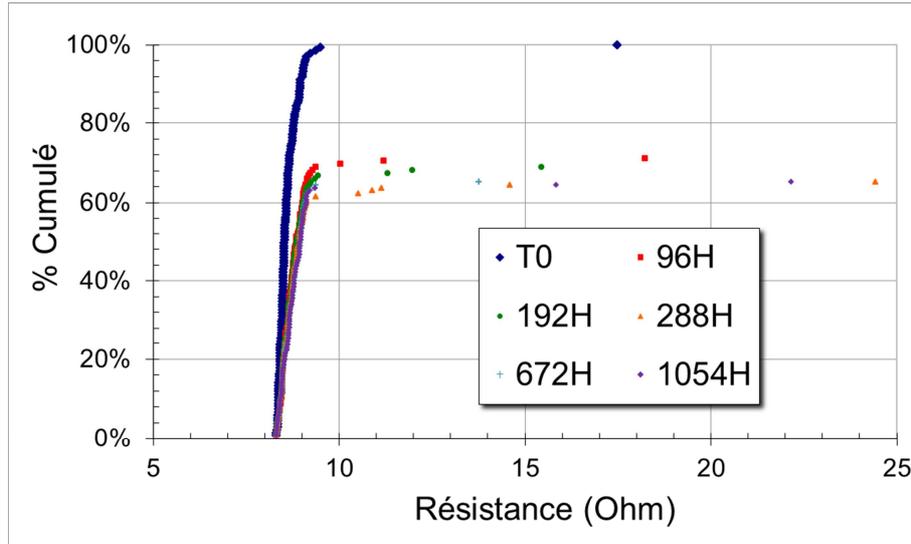


Figure 30 : représentation en pourcentage cumulé de la résistance des chaînes de 100 TSV 60 avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution. Mesures avant et au cours du stockage en milieu humide.

Les figures 29 et 30 mettent en évidence un changement de pente des courbes initiales (T0) pour les deux configurations. Ce phénomène se déroule essentiellement dans les premières 96 heures du stockage et peut être expliqué par l'évolution de la cristallographie de la couche de cuivre sous l'effet de la température. Cette explication est en accord avec les résultats des mesures de courbure de plaque présentées dans le chapitre précédent et qui mettent en évidence une évolution puis une stabilisation de la courbe contrainte-température lors des premiers recuits de la couche de cuivre.

En résumé, dans le cas du remplissage en polymère SINR, le stockage en milieu humide à 85°C et 85 % d'humidité relative n'engendre pas de défaillances perceptibles au niveau des TSV. Ceci est confirmé par les mesures de résistance électrique et les coupes dans les chaînes de TSV. A cette température, le polymère SINR permet donc d'isoler les lignes de redistribution d'une humidité de l'environnement relativement élevée. Une oxydation avancée a cependant été observée au niveau des plots en aluminium situés en face avant du dispositif, ce qui a engendré des difficultés d'accès aux chaînes de TSV et des pertes de rendement apparentes.

## 4 Electromigration

Dans le but d'étudier la fiabilité du TSV en approche *via-last*, des essais d'électromigration ont été réalisés dans le cadre du programme de collaboration entre STMicroelectronics et le Lėti sur les thématiques de l'intégration 3D et du Wafer Level Packaging. Le test d'électromigration consiste à imposer des conditions particulières de courant et de température au motif étudié afin de provoquer un transport de matière dans le matériau conducteur sous l'effet du flux électronique. Ces essais ont été réalisés sur le même véhicule de test que celui qui est utilisé dans notre étude, avec la configuration isolation en polymère BCB des lignes de redistribution. Deux motifs de test ont été étudiés : le motif appelé NIST et les chaînes de 10 TSV qui ont été décrites dans les paragraphes précédents. En ce qui concerne le motif NIST<sup>10</sup>, il s'agit dans notre cas d'une ligne située dans le niveau de métal M1 (en face avant) et ayant une très faible section ( $0,5 \times 1 \mu\text{m}$  dans notre cas) afin d'y créer une forte densité de courant (cf. figure 31). La longueur de cette ligne peut être importante par rapport aux autres dimensions du motif ( $800 \mu\text{m}$  dans notre cas). L'accès à la ligne se fait à travers des TSV situés à ses deux extrémités.



Figure 31 : motif NIST utilisé dans les tests d'électromigration. Les dimensions de la ligne fine de cuivre sont  $800 \mu\text{m}$  de longueur,  $0,5 \mu\text{m}$  de largeur et  $1 \mu\text{m}$  d'épaisseur. Sur cette vue, les niveaux des deux faces avant et arrière sont superposés.

Lors de l'analyse de défaillance, une oxydation avancée du cuivre du niveau de métal M1 a été constatée en plus du phénomène d'électromigration (transport de matière). Cette oxydation est localisée dans la section du niveau de métal située en regard du TSV (cf. figure 32-a). Une coupe dans le TSV montre aussi une oxydation avancée de la métallisation du TSV, au proche voisinage du niveau de métal (cf. figure 32-b).

On se propose dans ce paragraphe d'étudier l'impact de l'intégration du remplissage en polymère des TSV sur l'oxydation du cuivre (niveau de métal M1 et métallisation du TSV) au cours du test d'électromigration et donc sous des conditions extrêmes de courant et de température.

<sup>10</sup> Le motif NIST [3] a été conçu afin de réaliser des essais d'électromigration sur les lignes métalliques du BEOL des circuits intégrés. Le motif représenté dans la figure 31 et qui est utilisé dans cette étude est une forme adaptée à l'intégration 3D et qu'on appellera abusivement NIST dans ce paragraphe.

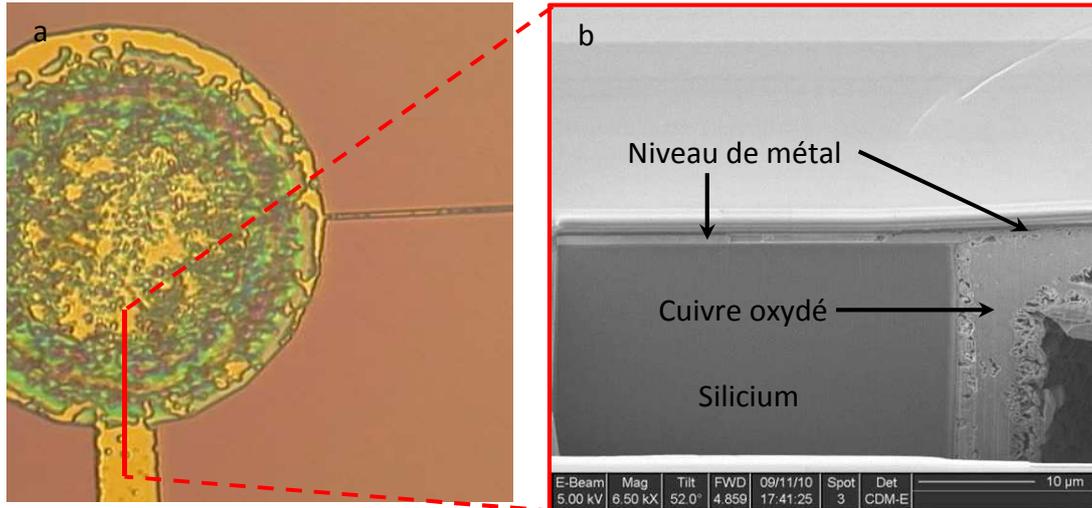


Figure 32 : oxydation du cuivre dans le TSV suite à un essai d'électromigration (10 mA / 300 °C). a- vue au microscope optique par la face avant du dispositif, oxydation du niveau M1 localisée en regard du TSV. b- vue au microscope électronique à balayage en coupe du TSV, oxydation de la métallisation du TSV. Source STMicroelectronics.

## 4.1 Descriptif du test

Contrairement aux deux cas précédents (cycles thermiques et stockage en milieu humide), le test d'électromigration n'a pas été réalisé à l'échelle de la plaque de silicium car les équipements qui nous sont accessibles permettent de réaliser des tests à l'échelle de la puce. La découpe et le report des motifs testés dans un boîtier sont donc nécessaires. Les motifs découpés sont d'abord collés sur le boîtier par leur face arrière. Les plots en aluminium situés en face avant du dispositif sont par la suite reliés aux plots de contact du boîtier par un câblage en fil d'aluminium (cf. figure 33). Un courant est enfin injecté et la tension est mesurée aux bornes du motif. Un système de chauffage permet de contrôler la température tout au long de l'essai.

Il existe une norme JEDEC qui propose une méthodologie et des conditions expérimentales pour les tests d'électromigration à l'échelle de la plaque [4]. Cette norme indique des gammes de températures et de densités de courant à appliquer aux motifs testés. Dans le cas du cuivre d'un BEOL par exemple, la température peut être choisie entre 150 et 400 °C. La densité de courant est comprise entre  $10^6$  et  $10^8$  A/cm<sup>2</sup>. Dans le cas d'un test en boîtier, les conditions de courant et de température doivent être adaptées aux matériaux en présence (alliage à faible point de fusion, polymères...). Dans cette étude, les conditions choisies pour les tests présentés précédemment ont été reprises. Le courant appliqué au motif NIST est de 20 mA, ce qui implique une densité de courant maximale<sup>11</sup> de  $4.10^6$  A/cm<sup>2</sup>. Dans le cas des chaînes de 10 TSV 60, le courant appliqué est de 180 mA, ce qui implique une densité de courant maximale de  $10^6$  A/cm<sup>2</sup>. Les essais sont réalisés à une température de 300 °C.

<sup>11</sup> La densité de courant maximale est calculée à la plus petite section du matériau conducteur pour chaque motif testé.

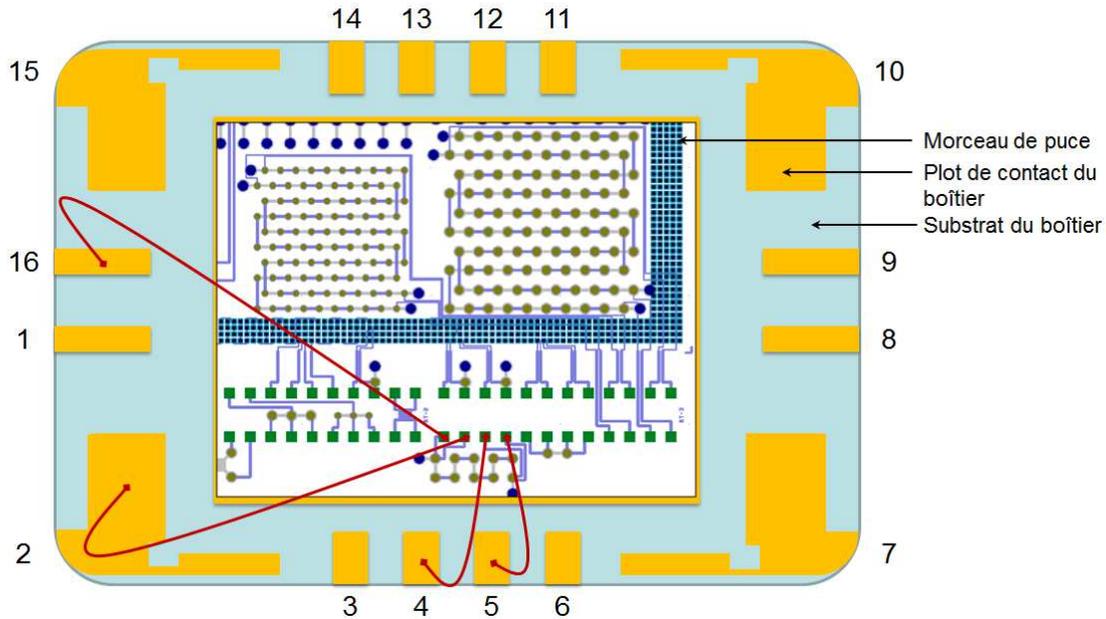


Figure 33 : exemple d'un schéma de câblage du motif chaîne de 10 TSV 60 dans un boîtier pour un test d'électromigration. La conception du véhicule de test utilisé ne permet pas la découpe de chaque motif de manière séparée de ceux qui l'entourent sur le même champ. Il est ainsi inévitable de sacrifier plusieurs motifs autour de celui visé à chaque découpe.

## 4.2 Résultats expérimentaux

Un remplissage en polymère des TSV a été réalisé sur une plaque du véhicule de test. Des échantillons ont été préparés à partir de cette plaque, comme décrit précédemment, en utilisant les motifs NIST et les chaînes de 10 TSV 60. Les essais d'électromigration ont été réalisés sur ces échantillons.

Les résultats montrent pour tous les motifs testés une période de faible variation de la résistance électrique (inférieure à 1 %) suivie d'une forte augmentation qui finit par provoquer un circuit ouvert (cf. figures 34 et 35). Les premières défaillances apparaissent à 105 heures pour les motifs NIST et à 40 heures pour les chaînes 10 TSV 60. Les courbes de résistance électrique en fonction du temps ainsi obtenues sont caractéristiques des essais d'électromigration sur des lignes métalliques et évoquent la coupure du contact électrique par la formation de lacunes dans le matériau conducteur sous l'effet de la forte densité de courant électrique. Cette hypothèse doit cependant être vérifiée par une analyse de défaillance.

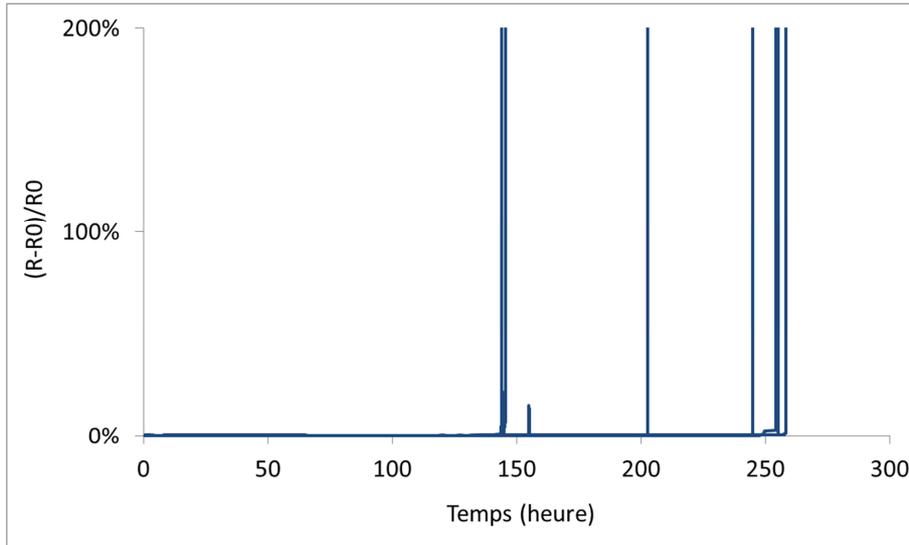


Figure 34 : variation de la résistance électrique du motif Nist au cours du test d'électromigration. Les conditions du test sont 300 °C et 20 mA.

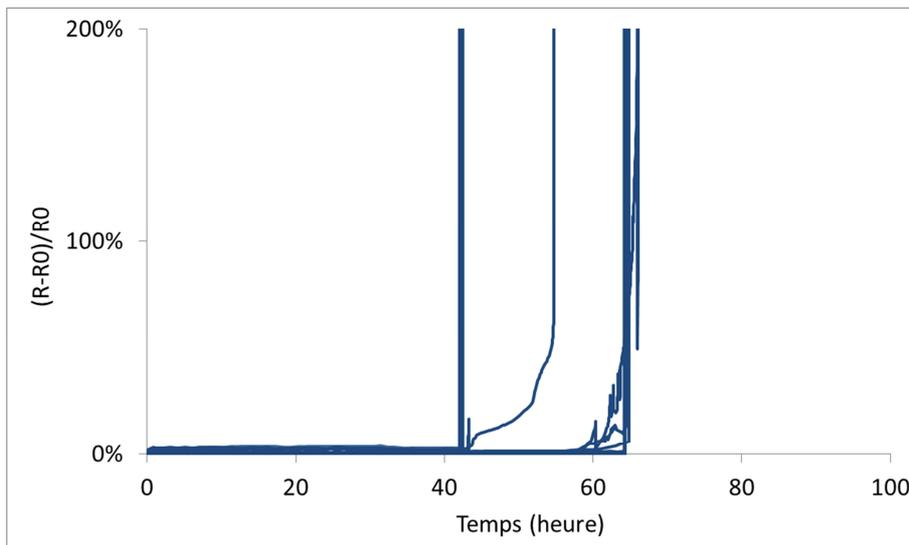


Figure 35 : variation de la résistance électrique des chaînes de 10 TSV 60 au cours du test d'électromigration. Les conditions du test sont 300 °C et 180 mA.

L'observation au microscope des motifs par la face avant du dispositif après les tests met en évidence une oxydation avancée du niveau de métal M1. Cette oxydation est localisée en regard du TSV, comme cela est le cas dans l'étude décrite dans le paragraphe précédent (cf. figure 36). Les images réalisées par balayage ionique sur des coupes de ces mêmes TSV confirment l'oxydation du niveau de métal et d'une partie de la couche de cuivre, au proche voisinage de ce dernier (cf. figure 37-a). Il s'agit ainsi d'une corrosion localisée uniquement au fond du TSV, ce qui signifie qu'elle n'est pas induite par l'infiltration d'espèces oxydantes depuis l'environnement extérieur à travers le polymère (oxygène ou humidité atmosphérique). On constate également la présence des cavités caractéristiques de l'électromigration au niveau M1 (cf. figure 37-b). Deux mécanismes de défaillance sont donc en concurrence : l'électromigration et la corrosion dans le cuivre. L'estimation de la durée de vie par la loi de Black [5]

n'est donc pas possible dans ce cas, car il faudrait déterminer le mécanisme responsable de la défaillance en premier. Il est cependant intéressant de noter que l'oxydation du cuivre concerne aussi bien les TSV polarisés que ceux qui ne subissent pas de polarisation électrique pendant le test d'électromigration (cf. figure 36-a). Ce phénomène est donc essentiellement activé par la température.

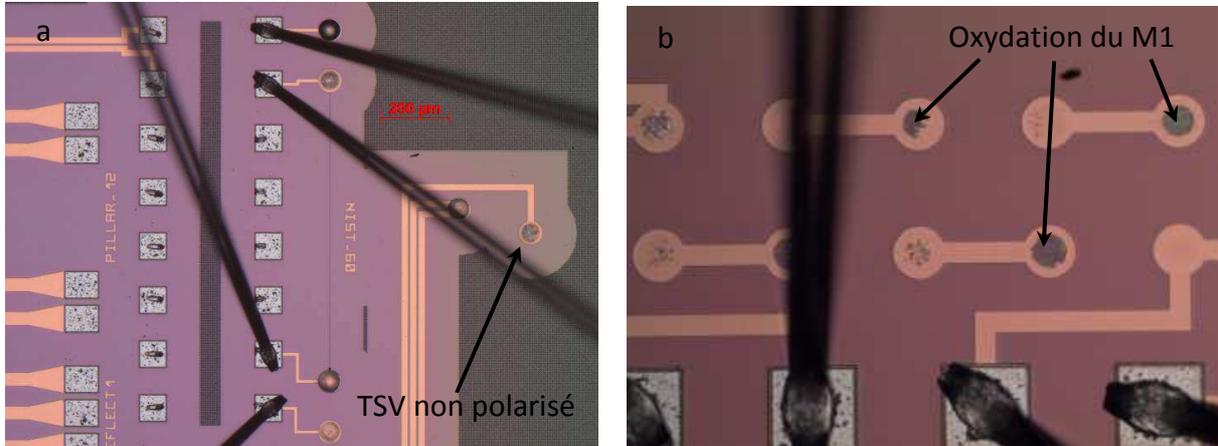


Figure 36 : oxydation du cuivre du niveau M1 suite aux essais d'électromigration, observations au microscope optique par la face avant du dispositif. a- motif Nist et TSV non polarisé pendant le test. b- chaîne de 10 TSV 60.

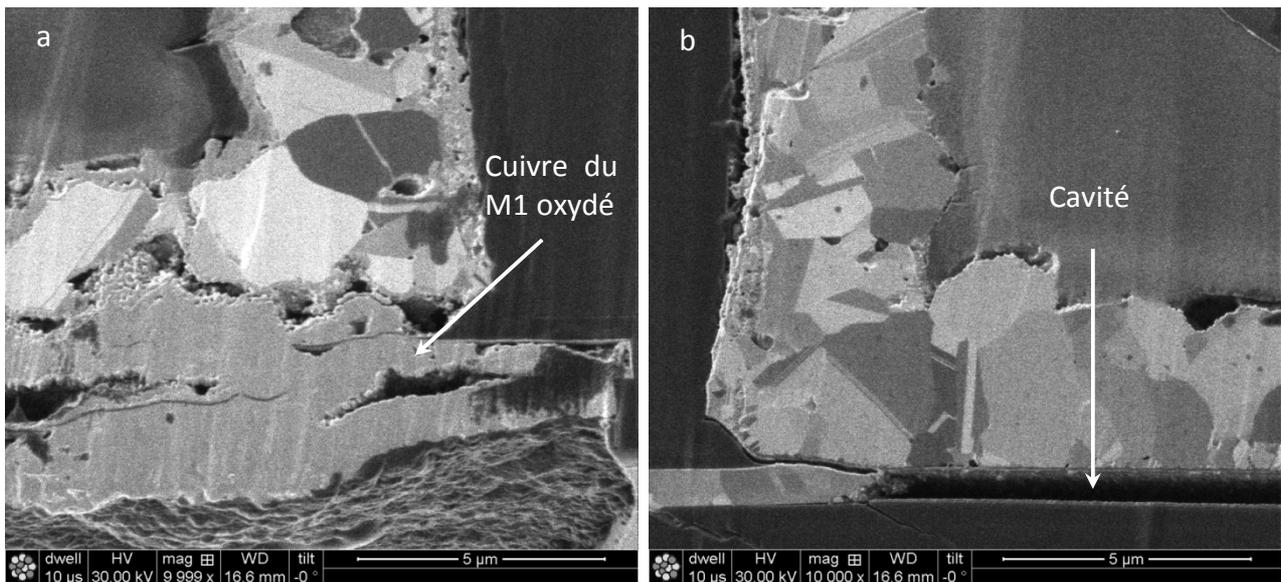


Figure 37 : observations par balayage ionique de coupes dans des TSV après les essais d'électromigration. a- oxydation complète du niveau M1 en dessous du TSV. b- création d'une cavité dans le niveau M1.

Les observations réalisées en coupes sur des TSV suggèrent que l'oxydation ne s'initie pas à l'interface entre le polymère et le cuivre mais à celle entre le cuivre et le niveau de métal (cf. figure 37-a). Afin de vérifier cette hypothèse, un nettoyage dans un bain ultra-propre et un séchage optimisé ont été réalisés sur une plaque avant d'effectuer le remplissage en polymère. Ce nettoyage a pour objectif d'éliminer les éventuelles traces d'espèces oxydantes qui se seraient piégées au fond du TSV comme par exemple la solution de gravure de la couche d'accroche pour l'électrolyse du cuivre. Cette solution est constituée

essentiellement d'acide sulfurique et d'eau oxygénée. Après 50 heures de stockage à 300 °C, on constate le même comportement que celui observé après les essais d'électromigration. L'origine de l'oxydation ne semble donc pas provenir d'éventuels résidus piégés au fond des TSV à l'interface entre le polymère et la couche de cuivre.

Par un raisonnement d'élimination, on peut ainsi conclure que l'oxydation du cuivre observée au fond du TSV lors des essais d'électromigration est initiée à l'interface entre le niveau M1 et la couche de métallisation du TSV. Les espèces responsables de cette oxydation se seraient déposées soit lors de la gravure de révélation du niveau de métal soit lors du dépôt de la couche barrière à la diffusion du cuivre dans le TSV. Une analyse par microscopie électronique à transmission de l'interface entre le niveau de métal et la couche de métallisation du TSV permettrait d'identifier les espèces responsables du phénomène d'oxydation observé. Ainsi, cette étude a permis d'isoler les causes possibles de la corrosion du cuivre et d'affirmer qu'elle n'est pas due à une isolation insuffisante du polymère de remplissage des TSV.

## 5 Conclusions

Tout d'abord, les essais de cyclage thermique ont permis de mettre en évidence les effets des contraintes thermomécaniques dans le TSV et de valider ainsi les résultats de l'étude par éléments finis présentée au chapitre précédent. La gestion des contraintes mécaniques au fond du TSV est donc essentielle pour assurer la fiabilité du TSV rempli en polymère. Ainsi, plus la membrane du fond du TSV est rigide, plus elle sera capable de supporter les contraintes mécaniques induites par la présence du polymère. L'augmentation de l'épaisseur de la couche de métallisation du TSV par un dépôt conforme peut être une solution à cette problématique. La fiabilité mécanique du TSV est favorisée dans le cas où ce dernier débouche sur un empilement de plusieurs niveaux de métal.

Le stockage en milieu humide a par la suite validé l'efficacité de l'isolation par le polymère des lignes de cuivre en face arrière du dispositif, dans les conditions de température et d'humidité testées.

Enfin, l'étude d'électromigration a permis de mettre en évidence un phénomène de corrosion au fond du TSV. Les différentes expériences et observations microscopiques ont permis d'éliminer l'hypothèse d'une oxydation par apport d'espèces oxydantes de l'environnement extérieur et d'isoler les étapes technologiques potentiellement responsables de cette corrosion. Ces résultats ont ainsi confirmé les conclusions précédentes sur l'efficacité de l'isolation du cuivre par le polymère de remplissage des TSV.

## 6 Bibliographie

- [1] JEDEC standard, « Temperature cycling ». [Online]. Available: <http://www.jedec.org>.
- [2] JEDEC standard, « Steady State Temperature Humidity Bias Life Test ». [Online]. Available: <http://www.jedec.org>.
- [3] H. A. Schafft, « Thermal analysis of electromigration test structures », *IEEE Transactions on Electron Devices*, vol. 34, n°. 3, p. 664 - 672, mars 1987.
- [4] JEDEC standard, « Isothermal Electromigration Test Procedure ». [Online]. Available: <http://www.jedec.org>.
- [5] J. R. Black, « Electromigration failure modes in aluminum metallization for semiconductor devices », *Proceedings of the IEEE*, vol. 57, n°. 9, p. 1587 - 1594, sept. 1969.

# Conclusions générales et perspectives

---

L'objectif de ces travaux de thèse a été d'étudier la solution de remplissage en polymère des TSV pour les applications 3D-Wafer Level Packaging, dans le but de remplacer le procédé d'isolation des lignes de redistribution qui s'est avéré incompatible avec une approche tridimensionnelle du packaging.

La première étape a été de présélectionner quelques polymères pour cette étude, en se basant sur un cahier des charges que l'on a établi. Le développement et l'optimisation de deux procédés de remplissage a par la suite été réalisé afin de démontrer la faisabilité et la compatibilité industrielle de cette solution. Un remplissage sans défauts des TSV a ainsi été réalisé. Les problématiques technologiques qui découlent de l'intégration de ce nouveau procédé telles que l'uniformité de l'épaisseur de la couche de polymère ou encore la déformation induite dans la plaque de silicium amincie ont également été abordées. Les résultats de cette étude ont permis d'identifier le matériau le plus adapté technologiquement au remplissage des TSV.

Une fois la réalisation technologique du remplissage des TSV démontrée, des caractérisations des propriétés des matériaux a été réalisée en prévision des besoins des études de simulations par éléments finis et de fiabilité environnementales. Les caractérisations ont été effectuées sur le polymère de remplissage ainsi que sur le cuivre qui assure la fonction de conduction électrique dans le TSV. Les essais de nanoindentation ont ainsi permis d'accéder aux modules élastiques des deux matériaux et d'établir un modèle de comportement mécanique non-linéaire pour le cuivre. La technique de la mesure de flèche de plaque a été utilisée afin de confirmer les résultats de nanoindentation sur le cuivre. Cependant, cette technique s'est avérée inadaptée dans le cas du polymère. Des caractérisations spécifiques au polymère ont également été menées telles que la calorimétrie différentielle à balayage (DSC) et la spectroscopie diélectrique qui permettent d'accéder respectivement aux transitions vitreuses et à la permittivité diélectrique du matériau. Ces données sont utiles pour l'analyse de défaillance lors des tests de fiabilité.

Une fois les caractérisations des propriétés des matériaux réalisées, une étude prédictive de l'impact du remplissage en polymère sur les contraintes mécaniques dans le TSV a pu être menée. Cette étude se base sur des simulations par éléments finis à l'aide d'un logiciel commercial adapté à cet effet. De plus, une méthodologie de calibration du modèle par des mesures expérimentales de contraintes ou de déformations a été développée afin d'obtenir des calculs précis. L'analyse des résultats des simulations a ainsi permis de localiser une zone de concentration des contraintes au fond du TSV qui pourrait être critique dans le cas de variation de température. Une étude de sensibilité, incluant l'établissement de plans de simulations, a permis d'analyser la variation des contraintes mécaniques dans le TSV en fonction des propriétés du polymère de remplissage et des paramètres géométriques du TSV.

La dernière étape de cette étude concerne les essais de fiabilité. Des cycles de température ont d'abord été réalisés afin de mettre en évidence les effets des contraintes thermomécaniques dans le TSV. Des défaillances mécaniques ont été

observées dans la zone critique localisée précédemment au fond du TSV. On retient de cette étude que la raideur de la membrane du fond du TSV est un élément clé pour assurer sa fiabilité mécanique. Ainsi, plus cette raideur est élevée, moins il y aura de déformations qui peuvent engendrer de la fatigue et des fissurations au fond du TSV. Ensuite, des essais de stockage en milieu humide ont montré que le polymère de remplissage assure une isolation du cuivre de l'environnement extérieur. En effet, aucune oxydation n'a été observée suite à plus de 1000 heures de stockage à 85 °C et à 85 % de taux d'humidité. Enfin, les essais d'électromigration ont permis de mettre en évidence un phénomène de corrosion activé essentiellement par la température (300 °C) et localisé au fond du TSV à l'interface entre la couche de métallisation en cuivre et le niveau de métal M1. Cette corrosion est très probablement due à l'incorporation à cette interface d'espèces oxydantes lors de la fabrication du TSV. Cette étude a ainsi permis de soulever une problématique au sein du procédé de fabrication des TSV et de confirmer les conclusions des tests de stockage en milieu humide.

Pour conclure, cette étude a mis en évidence l'importance de la connaissance et de la gestion des contraintes mécaniques, à l'échelle de la plaque et surtout à l'échelle du TSV, afin de garantir une intégration viable du remplissage en polymère. Ces conclusions découlent du couplage entre les résultats des simulations par éléments finis, des mesures des contraintes/déformations et des tests de fiabilité.

Le remplissage en polymère des TSV est une étape indispensable à la fabrication des interposeurs silicium passifs, en approche via-last (faible coût). Plusieurs autres aspects doivent donc être prospectés afin de pouvoir répondre à une demande de plus en plus concrète pour ce type d'applications. En termes de matériaux, les composites polymère/silice sont une option qui peut minimiser les contraintes thermomécaniques induites dans le dispositif. Les fournisseurs de matériaux organiques pour les applications du packaging proposent des matériaux dans cette catégorie. En termes d'intégration, la réalisation de niveaux supplémentaires au-dessus du polymère (couches de redistribution, piliers en cuivre...) permet d'augmenter la densité d'interconnexion.

# Glossaire

---

- FEOL pour *Front End Of the Line* : l'ensemble des étapes permettant la réalisation des transistors sur la face supérieure d'une plaque de silicium.
- BEOL pour *Back End Of the Line* : l'ensemble des étapes permettant la réalisation des niveaux d'interconnexions au-dessus des transistors.
- PCB pour *Printed Circuit Board* : le circuit imprimé.
- BGA pour *Ball Grid Array* : l'une des variantes les plus évoluées des substrats de packaging.
- Wire bonding : interconnexions par câblage
- Fan-out : approche qui consiste à réaliser les interconnexions du packaging à la périphérie de la puce.
- Fan-in : approche qui consiste à réaliser les interconnexions du packaging au centre de la puce.
- WLP pour *Wafer Level Packaging* : packaging à l'échelle de la plaque.
- 3D-WLP pour *3D Wafer Level Packaging* : packaging tridimensionnel à l'échelle de la plaque.
- Flip-chip : technique de report de puces sur une autre puce ou sur un substrat en packaging.
- PVD pour *Physical Vapor Deposition* : dépôt physique en phase vapeur.
- CVD pour *Chemical Vapor Deposition* : dépôt chimique en phase vapeur.
- RDL pour *Re-Distribution Layer* : niveau ou couche de redistribution.

# Résumé

---

Les technologies d'empilement vertical de circuits intégrés, plus connues sous le terme « intégration 3D », ont connu un développement important durant les six dernières années, dans l'optique de proposer une alternative aux approches bidimensionnelles traditionnelles comme les *Systems on Chip* (SoC). Cette nouvelle architecture a été adaptée au domaine du packaging des circuits intégrés à travers le packaging en 3D réalisé à l'échelle de la plaque ou 3D-WLP pour *3D-Wafer Level Packaging*. L'intégration 3D-WLP permet une diminution des tailles des dispositifs finaux, une augmentation de la densité des interconnexions ainsi qu'une réduction des coûts de fabrication. La maîtrise de la réalisation des via traversant, ou TSV pour *Through Silicon Via*, est une étape clé qui permet d'assurer une connexion électrique entre les différents niveaux empilés. On s'intéresse dans ces travaux de thèse au TSV dans son approche *via-last*, c'est-à-dire fabriqué en face arrière du dispositif, après les transistors et les niveaux de métallisation de la face avant, et plus particulièrement à l'étape de passivation organique des TSV. En effet, ce via traversant est d'un diamètre trop important pour être complètement rempli avec sa métallisation en cuivre. L'étude concerne donc une solution incluant un remplissage en polymère afin d'améliorer la solution existante en termes de fiabilité et de compatibilité avec des empilements verticaux supplémentaires. La réalisation technologique du procédé de remplissage en polymère des TSV a d'abord été effectuée ainsi que la caractérisation des propriétés du polymère. Une étude prédictive de l'impact sur le TSV de cette nouvelle configuration en termes de contraintes mécaniques a par la suite été réalisée au travers de simulations par éléments finis couplées à des mesures expérimentales. Pour ce faire, une méthodologie permettant une mesure précise des contraintes et des déformations induites dans le TSV a été développée. Enfin des essais de fiabilité environnementale (température, humidité et polarisation électrique) ont été menés. L'analyse de défaillance a permis d'identifier et de traiter les problématiques apparues lors de ces tests. L'ensemble de ces résultats a permis de définir les conditions permettant l'intégration de cette solution de remplissage en packaging 3D et d'en cerner les avantages et les limites.

# Abstract

---

3D integration technologies for integrated circuits have been widely developed during the six last years in order to propose an alternative to bi-dimensional approaches such as the *Systems on Chip* (SoC). This new architecture is also used for integrated circuits packaging through *3D-Wafer Level Packaging* (3D-WLP). Thus, vertical stacking allows smaller package footprint, higher interconnection density and lower fabrication costs. *Through silicon via* (TSV) is a key technology that insures vertical electrical interconnection between the stacked levels. This thesis deals with the *via-last* approach which consists in realizing the TSV at the back-side of the wafer, after the *Front End Of the Line* (FEOL) and the *Back End Of the Line* (BEOL), both located at the front-side. During the metallization steps, only a copper liner is electroplated in the TSV since its diameter is too large to achieve a complete metal filling. This study focuses on the TSV polymer insulation step and more specifically, a solution including a TSV polymer filling in order to improve the existing configuration in terms of reliability and compatibility with further 3D stacking. Firstly, a process is developed and optimized in order to achieve a defect-free TSV polymer filling. Material characterizations are also performed. Secondly, polymer filling mechanical impact on TSV is investigated through finite element modeling and experimental stress/strain measurements. A methodology is developed to this aim, based on an innovative test structure. Finally, a reliability study is realized including tests at temperature, humidity and bias specific conditions. Failure analysis is then performed in order to identify and deal with the reliability issues. Thanks to these results, the optimum conditions and limitations of TSV polymer filling integration are established.