



HAL
open science

Polymères underfills innovants pour l'empilement de puces électroniques.

Alisée Taluy

► **To cite this version:**

Alisée Taluy. Polymères underfills innovants pour l'empilement de puces électroniques.. Autre. Université de Grenoble, 2013. Français. NNT : 2013GRENI047 . tel-00965616

HAL Id: tel-00965616

<https://theses.hal.science/tel-00965616>

Submitted on 25 Mar 2014

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

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

THÈSE

Pour obtenir le grade de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE GRENOBLE

Spécialité : **Matériaux, Mécanique, Génie Civil, Electrochimie**

Arrêté ministériel : 7 août 2006

Présentée par

Alisée TALUY

Thèse dirigée par **Alain Sylvestre** et
coencadrée par **Alexis Farcy** et **Amandine Jouve**

préparée au sein du **Laboratoire de Génie Electrique de
Grenoble (G2ELab)**
dans l'**École Doctorale Ingénierie Matériaux Mécanique
Environnement Energétique Procédés Production (IMEP²)**

Polymères underfills innovants pour l'empilement de puces électroniques

Thèse soutenue publiquement le **18 décembre 2013**,
devant le jury composé de :

M. Gilbert TEYSSEDE

Docteur CNRS, Université de Toulouse, Président

M. Thien-Phap NGUYEN

Professeur, Université de Nantes, Rapporteur

Mme Hélène FREMONT

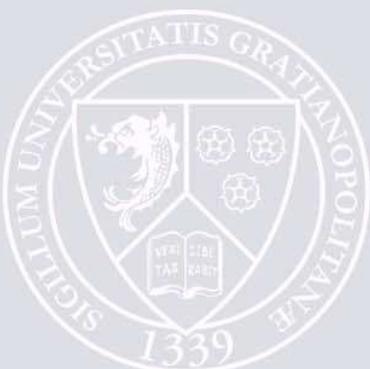
Maître de conférences, IMS Bordeaux, Rapporteur

M. Alain SYLVESTRE

Professeur, UJF Grenoble, Membre

M. Alexis FARCY

Ingénieur, STMicroelectronics, Membre



Remerciements

Tout d'abord, je tiens à remercier les membres du jury d'avoir bien voulu évaluer mes travaux, en commençant par monsieur Gilbert TEYSSÉDRE, qui a accepté de présider ma soutenance, ainsi que monsieur Thien-Phap NGUYEN et madame Hélène FREMONT, qui ont expertisé mon manuscrit.

Je voudrais également remercier mon directeur de thèse Alain SYLVESTRE pour sa confiance et ses conseils, en particulier lors de la rédaction du manuscrit. J'exprime également toute ma reconnaissance à mes encadrants de thèse, qui ont su orienter mes recherches aux bons moments. Tout d'abord, à Sandrine LHOSTIS, qui est à l'origine du développement de ces travaux de recherche. Merci également à Alexis FARCY pour ses conseils, sa disponibilité et son sens de la diplomatie. Je le remercie aussi pour avoir cru en moi et m'avoir fait confiance. Je tiens également à remercier Amandine JOUVE pour ses encouragements et conseils, ainsi que sa disponibilité. Pour tout cela, ainsi que le temps consacré aux nombreuses corrections de mes articles et de mon manuscrit : merci.

Plus généralement, un merci chaleureux à ce quatuor d'encadrants à la fois pour leur rigueur scientifique mais aussi pour leur bonne humeur.

J'ai eu également le plaisir de collaborer avec les équipes 3D et T2D de STMicroelectronics, S3D du CEA-LETI, de l'IM2NP, de CPA et du G2ELab. Je tiens à remercier notamment Pierre BAR et Olga KOKSHAGINA pour leurs brillantes idées de brevets, Guillaume MARCHAND pour ses simulations ainsi que Lionel TOFFANIN et Julien PRUVOST pour leur aide. Un merci tout particulier à Sylvain JOBLOT, Nicolas HOTELLIER, Pascal CHAUSSE, Arnaud GARNIER, Rémi FRANIATTE et Catherine BRUNET-MANQUAT : ça a été un véritable plaisir de travailler avec vous pendant ces trois années.

Un grand merci aussi à mes amis thésards pour leur soutien et leur bonne humeur : Larissa, Andréa, Rémi, Louis-Michel, Benoit mais surtout Olivier et Julien. Je leur souhaite tous mes vœux de succès pour leur future carrière scientifique.

Je remercie également les membres de ma famille pour leur soutien et leurs encouragements lors de ma soutenance.

... Plus généralement, merci à toutes les personnes que je ne cite pas mais que je n'oublie pas.

Table des matières

Glossaire.....	6
Introduction générale.....	7
Chapitre 1	9
Introduction	10
1 Evolution de l'architecture en microélectronique	11
1.1 Vue d'ensemble.....	11
1.2 Les freins de l'architecture 2D	13
1.3 L'intégration 3D : une réponse aux limites de densification	14
2 Briques technologiques de l'architecture 3D	17
2.1 Stratégie d'assemblage	17
2.2 Le scellement.....	18
2.2.1 Les collages directs	18
2.2.2 Les collages indirects	19
2.2.2.1 Le collage par adhésif conducteur.....	19
2.2.2.2 Le collage par brasure	19
3 L'assemblage avec polymère <i>underfill</i>	25
3.1 Origine des défaillances des interconnexions	25
3.2 Les procédés de dépôt	27
3.2.1 Remplissages après report.....	27
3.2.2 Remplissages avant report.....	33
3.2.3 Domaines d'application des différentes techniques	39
3.3 Formulation des <i>underfills</i>	39
3.3.1 États physiques des polymères	39
3.3.2 Polymères utilisés.....	40
3.3.3 Les charges.....	42
3.3.4 Autres agents	44
3.3.5 Cahier des charges du matériau <i>WLUF</i>	45
4 Contributions du doctorat.....	46
4.1 Les problématiques prioritaires	46
4.2 Démarche proposée	47

Chapitre 2	48
Introduction	49
1 Protocole expérimental.....	50
1.1 Critères de sélection	50
1.2 <i>Underfills</i> étudiés	50
1.3 Présentation des équipements utilisés	51
1.4 Véhicule de test <i>DIVI</i>	54
1.5 Techniques d'observation	55
2 Sélection des <i>underfills</i>	58
2.1 Optimisation du procédé	58
2.2 <i>Underfills</i> répondant aux critères morphologiques	63
3 Performances électriques des <i>underfills</i> sélectionnés	65
3.1 Résistance des chaînes d'interconnexions en courant continu.....	65
3.2 Isolation en courant alternatif.....	68
4 Comparaison avec d'autres techniques de remplissage par polymère <i>underfill</i>	74
Conclusion.....	76

Chapitre 3	77
Introduction	78
1 Etude bibliographique sur la rhéologie des polymères	79
1.1 Ecoulements libres	79
1.2 Paramètres influençant le remplissage des cavités.....	80
1.3 Mise en équation du procédé d'emboutissage à l'échelle nanométrique.....	81
2 Modélisation de l'écoulement pendant le procédé de thermocompression.....	84
2.1 Hypothèses sur le système étudié.....	84
2.2 Modèles rhéologiques	86
2.2.1 Description de la structure.....	86
2.2.2 Modélisation des différentes phases de la thermocompression	87
3 Description des structures de test	92
3.1 Disposition des micro-piliers	92
3.2 Présentation de l'empilement	93
4 Protocole expérimental.....	93
4.1 Défectivité du film laminé.....	93
4.2 Conditions d'assemblage.....	94
4.3 Mesure de l'épaisseur résiduelle	95
5 Confrontation aux modèles	96
5.1 Domaine de validité des modèles.....	96
5.2 Prédications du modèle	99
5.3 Application aux structures réelles utilisant des micro-piliers	102
5.3.1 Vérification de la validité du deuxième modèle.....	102
5.3.2 Facteurs limitant la précision du modèle.....	105
Conclusion.....	109

Chapitre 4	110
Introduction	111
1 Impact de <i>l'underfill</i> sur les micro-piliers	112
1.1 Outils de caractérisation de contraintes thermomécaniques in-situ	112
1.2 Etude de la contrainte thermomécanique par rayonnement synchrotron	114
1.2.1 Protocole expérimental.....	114
1.2.2 Impact des défauts cristallographiques sur les résultats obtenus	117
1.3 Simulation de l'effet de <i>l'underfill</i>	119
1.4 Robustesse des empilements lors de tests thermiques	122
2 Conséquences de la compression verticale de l'underfill	125
2.1 Déformation de la puce reportée	126
2.2 Contrainte du silicium	129
2.3 Variation de la résistance électrique des chaînes d'interconnexions lors de tests thermiques	131
Conclusion.....	137
Conclusion générale et perspectives	138
Annexe A: Propriétés diélectriques des polymères.....	141
Annexe B: Courbe de viscosité de <i>l'underfill DF3770v9</i> de la société Shin Etsu Chemical Company	143
Bibliographie.....	144
Abstract	154
Résumé.....	155

Glossaire

3D-IC (three-dimensional integrated circuit) : architecture d'intégration verticale très haute densité

3D-stacked IC (three-dimensional stacked integrated circuit) : architecture d'intégration verticale haute densité

3D-WLP (three-dimensional wafer-level packaging) : architecture d'intégration verticale moyenne densité

ACA (anisotropic conductive adhesive) : adhésif conducteur anisotrope

BEOL (back end of line) : succession de couches d'isolants et de conducteurs assurant la connexion électrique des transistors

CTE (coefficient of thermal expansion) : coefficient d'expansion thermique

CUF (capillary underfill) : remplissage de l'espace entre les puces empilées par un polymère inséré par capillarité

D2D (die to die) : empilement puce à puce

D2W (die to wafer) : empilement puce à plaque

E : module de Young

FEOL (front end of line) : étapes de réalisation des transistors

ICA (isotropic conductive adhesive) : adhésif conducteur isotrope

JEDEC (Joint Electron Device Engineering Council) : protocole de test de fiabilité

MEMS (microelectromechanicals systems) : systèmes microélectromécaniques

MUF (molded underfill) : remplissage de l'espace entre les puces empilées par un polymère moulé

NCF (non-conductive film) : remplissage de l'espace entre les puces empilées par un film isolant

NCP (non-conductive paste) : remplissage de l'espace entre les puces empilées par une colle isolante

PCB (printed circuit board) : circuit imprimé reliant électriquement les différents composants

SAC (alliage SnAgCu) : joint de brasure

T_g : température de transition vitreuse

TSV (through silicon via) : interconnexions intra-puces

UBM (under-bump metallization) : sites de billage

W2W (wafer to wafer) : empilement plaque à plaque

WLUF (wafer-level underfill) : remplissage de l'espace entre les puces empilées par un polymère pré-appliqué à l'échelle de la plaque

Introduction générale

Depuis l'invention du transistor dans les années 50, les performances des composants microélectroniques n'ont cessé de progresser, en passant notamment par l'augmentation de leur densité. Malheureusement, la miniaturisation des composants augmente les coûts de fabrication de façon prohibitive. Une solution, permettant d'accroître la densification et les fonctionnalités, tout en limitant les coûts passe par une intégration 3D.

L'architecture 3D consiste à empiler les composants microélectroniques et à les relier électriquement. Diverses stratégies d'assemblages sont développées et dépendent du niveau de l'empilement considéré. La plus commune est celle utilisant des interconnexions verticales entre les puces, brasées au moyen d'un joint de brasure. Lors de la fabrication ou de l'utilisation finale du produit, les variations de température provoquent, du fait des différences de coefficients de dilatation thermique, des contraintes pouvant entraîner la rupture des interconnexions. Ces dernières doivent donc être protégées afin de s'assurer de la fiabilité des architectures 3D. Une solution est l'introduction d'un polymère entre les composants empilés, appelé *underfill*.

La technologie d'*underfill* la plus utilisée actuellement est le remplissage par capillarité. Elle consiste à reporter le composant supérieur puis à insérer le polymère. Bien que possédant un développement technologique important, les limites de ce procédé sont visibles. En effet, étant basé sur l'effet capillaire, sa durée de remplissage dépend de la densité des interconnexions et de leurs dimensions. Les tendances actuelles, consistant à réduire le pas et la hauteur des interconnexions tout en augmentant la surface des composants, conduisent donc à une diminution critique du rendement.

Par conséquent, l'objectif de cette thèse est d'évaluer la pertinence d'une nouvelle solution de remplissage par polymère, appelée *wafer-level underfill (WLUF)*. Ce procédé consiste à introduire l'*underfill* avant le scellement du composant supérieur. L'originalité de ce travail repose sur l'utilisation de matériaux en cours de développement par les fournisseurs, et de ce fait, la participation à leur amélioration. Les travaux réalisés sont détaillés dans les quatre chapitres qui constituent ce manuscrit.

Le premier chapitre est consacré à la présentation du concept de l'intégration 3D et ses avantages par rapport à l'approche planaire. Les différentes stratégies d'assemblages y sont également décrites. Puis, nous précisons les procédés de scellement et de remplissage par polymère *underfill*. Cela nous conduira à finalement présenter les agents composant ces polymères innovants.

Afin de répondre aux enjeux spécifiques du procédé *WLUF*, de nouvelles formulations de polymère sont développées par les industriels de la microélectronique. Elles possèdent des propriétés thermomécaniques, visqueuses et isolantes différentes. Il est donc nécessaire de déterminer si elles sont susceptibles de répondre aux besoins du procédé qui nous intéresse ici.

Dans le deuxième chapitre, nous nous intéressons à la sélection du polymère *underfill*, basée sur des critères morphologiques et électriques. Pour cela, nous nous attachons à développer un

protocole expérimental et à optimiser le procédé. Puis, *l'underfill* répondant au mieux aux critères de sélection est choisi et ses propriétés isolantes sont étudiées. L'objectif est de pouvoir comparer les performances du procédé *WLUF* aux autres technologies utilisant des *underfills*.

L'optimisation du procédé effectuée dans le deuxième chapitre souligne les enjeux de l'étape de scellement, qui dépend de nombreux paramètres tel que l'emplacement et le nombre d'interconnexions, le polymère utilisé, la surface de la puce... L'optimisation de cette étape est donc à recommencer à chaque changement de structure scellée. De ce fait, elle est coûteuse en temps et en hommes pour les industriels. Nous proposons donc **dans le chapitre 3** de développer des modèles prédictifs de l'écoulement de *l'underfill* pendant le scellement. L'objectif étant de pouvoir prévoir les paramètres idéaux à l'obtention d'empilements correctement assemblés. Les résultats de ces modèles sont commentés par comparaison avec des structures de tests développées pour la circonstance.

L'intégration de nouveaux *underfills*, possédant des propriétés thermomécaniques différentes, soulève également de nouvelles problématiques. En effet, ces différences de propriétés induisent des contraintes non seulement dans le polymère lui-même mais également dans les matériaux qui l'entourent. **Le quatrième et dernier chapitre** est donc consacré à l'étude de l'impact thermomécanique de *l'underfill* sur les interconnexions et la puce reportée. Des simulations corrélées à des mesures de diffraction par rayonnement synchrotron nous permettent d'étudier les contraintes locales dans les interconnexions tandis que des mesures par interférométrie infrarouge sont utilisées pour étudier la déformation induite par *l'underfill* sur la puce reportée. L'objectif de cette démarche est de localiser et quantifier les contraintes mécaniques induites par le polymère afin d'en anticiper les éventuels effets sur l'intégrité et le fonctionnement du dispositif. La dernière partie de ce chapitre est ainsi consacrée à l'étude de la robustesse du procédé *WLUF* et, par conséquent, à l'évaluation de sa possibilité d'industrialisation.

Chapitre 1:

L'assemblage par polymère underfill : généralités

Introduction

Les architectures 3D sont considérées comme des solutions prometteuses aux limites de densification et de performance des circuits intégrés actuels. Ces architectures sont encore loin d'être matures et de nombreuses pistes sont actuellement exploitées pour atteindre ces nouveaux challenges de densification accrue des composants et fonctions dans ces circuits. Afin de bien positionner notre étude et le choix technologique qui a guidé ce travail, les briques technologiques nécessaires à l'empilement de puces sont dans un premier temps décrites dans ce chapitre. Nous allons notamment nous attarder sur les différentes techniques de scellement entre puces, et plus particulièrement celles qui se pratiquent par brasure des interconnexions car ces dernières montrent un bon potentiel pour répondre à ces enjeux 3D et elles vont ainsi constituer l'état de départ de nos travaux.

Dans un deuxième temps, nous présenterons les modes de défaillances qui apparaissent au niveau de ces interconnexions et la solution développée par les industriels de la microélectronique qui consiste à les protéger par 'remplissage' des 'vides' grâce à des polymères appelés *underfills*. La description des divers procédés de dépôt, ainsi que leurs limitations et enjeux, nous conduiront à nous focaliser sur l'étude d'une solution émergente, appelée *wafer-level underfill (WLUF)* et qui constituera le cœur de ces travaux de thèse.

La dernière partie de ce chapitre sera alors consacrée à la présentation de la composition des différents *WLUFs* aux comportements rhéologiques propres. Ils sont donc formulés pour répondre à des caractéristiques précises, et dans ce sens ils contiennent des charges (*fillers*) et autres agents que nous décrirons brièvement. Le balayage de l'ensemble des caractéristiques de ces *WLUF*, conjugué à nos préoccupations d'intégration 3D ultime, nous permettra de dégager un cahier des charges sur les caractéristiques souhaitées des *WLUF* au niveau électrique, mécanique, physique, chimique et thermique.

L'impossibilité d'avoir un matériau pouvant répondre à l'ensemble de ces souhaits nous a donc amené à faire des choix et à identifier des problématiques prioritaires. Une fois ces problématiques posées, nous pouvons alors conclure ce chapitre par la démarche que nous avons adoptée pour les résoudre et qui, par la même occasion, introduit le déroulement du plan de ce travail de thèse.

1 Evolution de l'architecture en microélectronique

1.1 Vue d'ensemble

Depuis quelques années, les circuits intégrés se font de plus en plus présents dans notre quotidien. En effet, le nombre de transistors doublant tous les deux ans depuis les années 60, nous assistons à une progression technologique exponentielle des performances des composants appelée loi de Moore ^[Moore 1965]. Cette évolution croissante conduit à des étapes de réalisation des circuits intégrés plus longues et complexes, qui se divisent en trois étapes majeures.

La fabrication des transistors est tout d'abord effectuée. Cette série d'étapes, réalisée sur la face supérieure d'une plaque de silicium, est communément appelée *front end of the line* ou FEOL. Les motifs les plus fins sont ceux de la longueur de la grille du transistor. Ils ont actuellement une dimension caractéristique de 22 nm ^[Electroiq 2012].

Le *back end of line* ou BEOL est ensuite conçu. Cette succession de couches d'isolants et de conducteurs assure la connexion électrique des transistors. La taille des motifs se réduisant sans cesse afin de suivre la loi de Moore, ces deux premières phases deviennent de plus en plus coûteuses et complexes (figure 1.1).

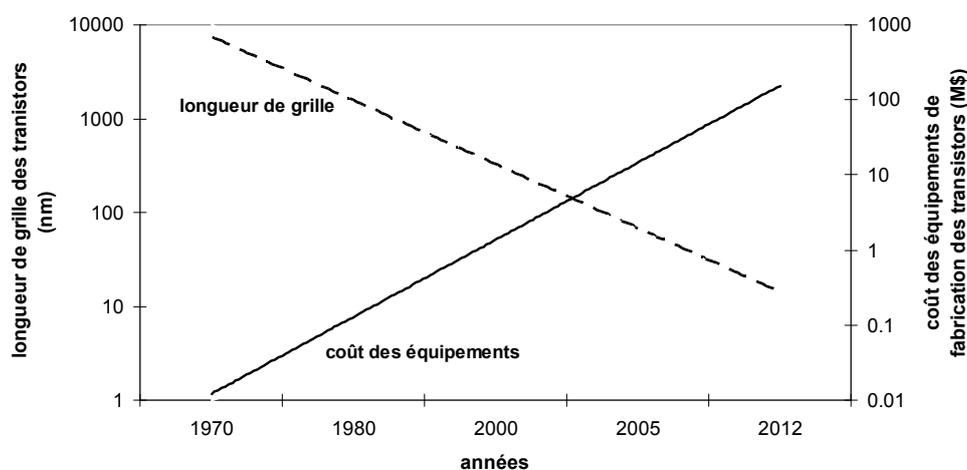


Figure 1.1 : Evolution du coût des équipements de fabrication des transistors en fonction de leur longueur de grille ^[Thompson 2006]

La troisième et dernière étape est l'assemblage, qui représente l'ensemble des liaisons entre le circuit intégré et son boîtier. Cette étape regroupe la réalisation des connexions électriques permettant la transmission des signaux, la protection de la puce vis-à-vis de l'environnement extérieur mais également la prise en compte des contraintes d'évacuation de la chaleur générée par la puce. Concrètement, la plaque de silicium est tout d'abord découpée pour obtenir des puces unitaires. Ces dernières sont ensuite installées dans un boîtier de protection (figure 1.2). Celui-ci est constitué d'une résine de moulage encapsulant la puce et d'un substrat pouvant être de différente nature : organique, céramique... Une connexion électrique

est réalisée entre la puce et le substrat du boîtier. Ce dernier est lui-même monté sur un circuit imprimé ou PCB (*printed circuit board*). Le rôle du PCB est de transmettre l'alimentation électrique mais également de relier les différents composants afin de les transformer en un circuit électronique global.

Les interconnexions apparaissent donc comme des éléments clés de l'empilement. Différentes technologies de connexions peuvent être utilisées pour relier une puce au substrat du boîtier, comme le câblage filaire ou le retournement de puce appelé *flip chip* (figure 1.2).

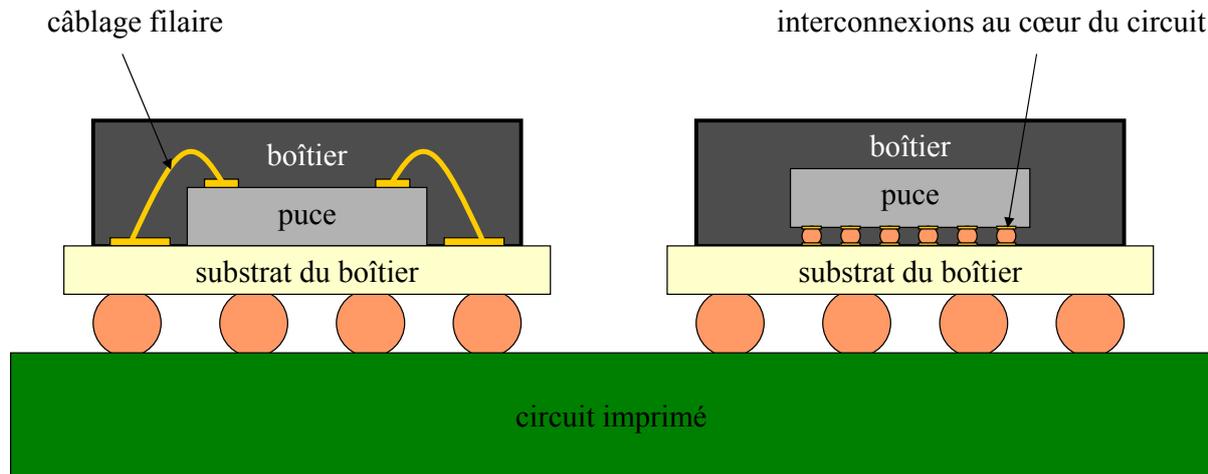


Figure 1.2 : Schéma du principe de connexion de la puce au substrat du boîtier
a) par câblage filaire
b) par retournement de puce

La technologie de câblage, plus ancienne et plus répandue, consiste à braser un fil entre les deux plots des éléments à interconnecter (figure 1.2-a). Plusieurs procédés et matériaux ont été développés, allant jusqu'au câblage par des fils de cuivre de 18 μm de diamètre [Kid 2011]. Cette technique nécessite cependant, de par sa réalisation fil à fil, un temps de cycle important, donc un coût élevé. De plus, la connexion se fait en périphérie du composant afin d'éviter tout risque de courts-circuits entre câbles. Le nombre de configurations de câblage possible est donc faible et nécessite un espace dédié. Cette technique est ainsi limitée en termes de miniaturisation et de densification.

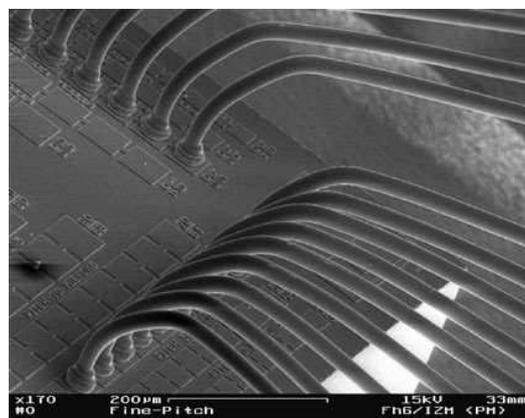


Figure 1.3 : Photographie MEB d'un microcâblage filaire [Toms 2007]

Une grande innovation a été de considérer les interconnexions au cœur des circuits, permettant un gain de place et une augmentation du nombre d'entrées / sorties. Au cœur de cette technologie, le retournement (ou *flip-chip*) est un procédé clef. Il consiste à retourner, puis à reporter une puce électronique sur un substrat de boîtier par collage face à face des interconnexions (figure 1.4).

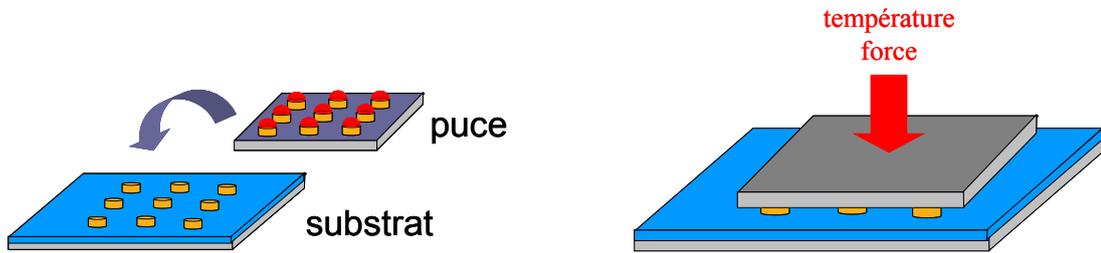


Figure 1.4 : Schéma du principe de retournement de puce (ou *flip-chip*)

1.2 Les freins de l'architecture 2D

De façon schématique, le but des interconnexions est de créer des liaisons entre les différents éléments d'un circuit. Idéalement, les interconnexions n'engendrent aucun délai de propagation du signal, ne prennent pas de place dans la puce, sont bon marché et toujours fiables. En réalité, dès les années 2000, on s'aperçoit que le temps de réponse des interconnexions augmente dramatiquement par rapport à celui des transistors (figure 1.5).

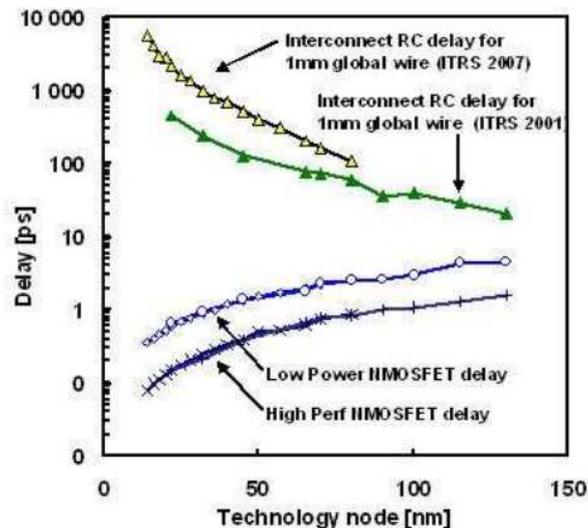


Figure 1.5 : Prévision des délais caractéristiques d'une interconnexion de type câblage filaire et d'un transistor en fonction des nœuds technologiques [ITRS 2005]

En effet, ce délai peut atteindre 100ps pour une interconnexion de longueur 1 mm tandis que le temps de commutation d'un transistor est 100 fois plus faible. A partir de cette simple constatation, il devient clair que le délai généré par les interconnexions est le facteur limitant des performances des circuits intégrés actuels. La réponse des industriels à ce problème a consisté, tout d'abord, à remplacer l'aluminium, métal auparavant utilisé pour les interconnexions, par le cuivre, moins résistif. La permittivité diélectrique des isolants

interlignes a également été diminuée grâce à l'introduction de matériaux poreux. Mais, malgré tous les efforts des industriels, ces améliorations technologiques ont atteint leurs limites physiques, rendant difficile la poursuite de la miniaturisation des circuits 2D classiques tels que prévue par la loi de Moore.

1.3 L'intégration 3D : une réponse aux limites de densification

En réponse aux limites précédemment soulevées, l'intégration 3D est une des solutions les plus prometteuses. En effet, cette architecture regroupe le concept de « *More Moore* », s'attachant à la miniaturisation des dispositifs et celui appelé « *More than Moore* », lié à la fonctionnalisation des circuits. L'intégration 3D consiste à empiler différents composants par *flip-chip* et à les interconnecter verticalement (figure 1.6). Cette architecture est rendue possible par deux développements technologiques :

- Le premier est celui des interconnexions inter-puces mais surtout des connexions intra-puces. Ces dernières sont réalisées grâce à des trous métallisés traversant le silicium et appelés TSV (*Through Silicon Via*).

- Le second est celui de *l'interposeur*. Un écart de dimension et de densité des interconnexions existant entre le circuit imprimé et le circuit intégré, le substrat du boîtier avait jusqu'à présent une fonction d'adaptateur de pas. La miniaturisation de plus en plus poussée des interconnexions conduit cependant à une augmentation prohibitive des coûts de production de cette interface. En effet, cette technologie étant basée sur une succession de couches organiques, céramiques et métalliques, la densification des motifs à des coûts acceptables atteint ses limites. Une solution est l'introduction d'un *interposeur* entre le substrat du boîtier et le circuit intégré (figure 1.6) : la nature en silicium de cet élément permet de disposer des technologies précédemment développées pour les puces. Ces dernières autorisent alors une augmentation considérable de la densification. Le pas entre deux interconnexions peut par exemple être réduit à 40 μm tandis qu'il est limité à 120 μm avec les technologies sur substrats organiques ou céramiques [Yannou 2010].

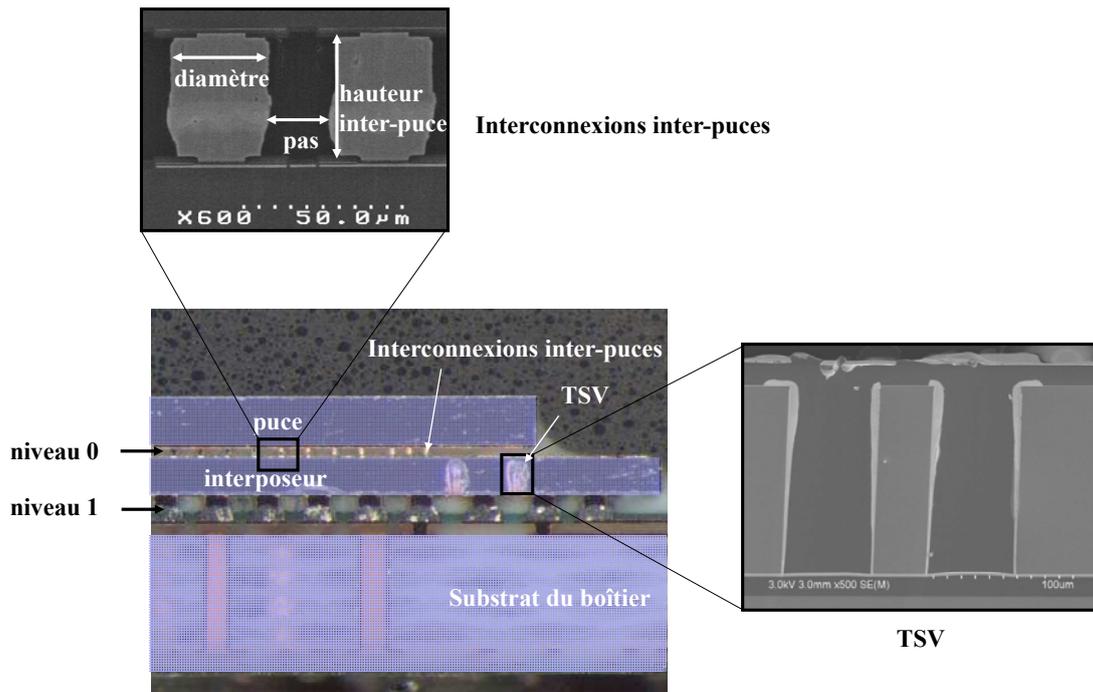


Figure 1.6 : Coupe MEB d'une architecture 3D [Henry 2009]

Le paragraphe suivant décrit les trois grandes catégories d'intégration verticale utilisant la technologie TSV (figure 1.7) : la *3D-WLP* (moyenne densité d'intégration), la *3D-stacked IC* (haute densité d'intégration) et la *3D-IC* (très haute densité d'intégration)¹.

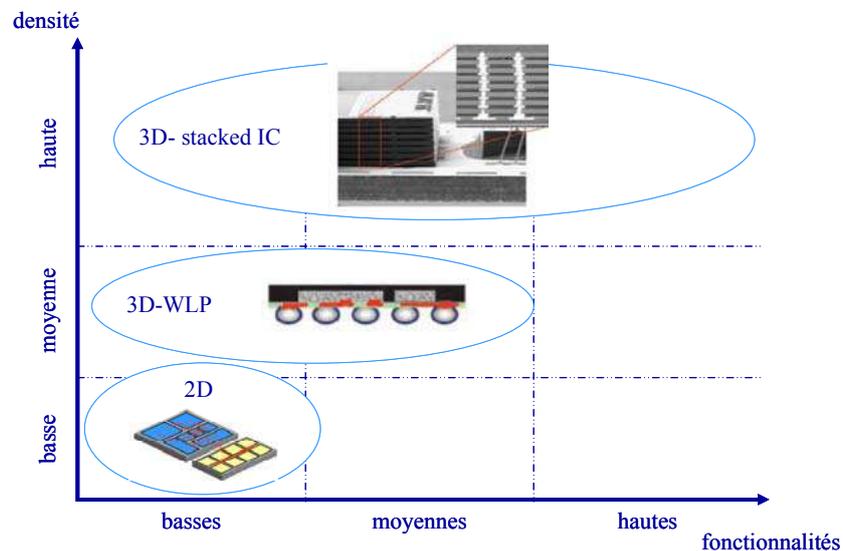


Figure 1.7 : Classification des différentes architectures en fonction de leurs fonctionnalités et de leurs densités d'intégration [Yole 2007]

La *3D-WLP* consiste à réaliser l'ensemble des étapes de packaging, de réalisation des interconnexions et de tests à l'échelle de la plaque, avant le report des puces [Yole 2007]. Les circuits intégrés fabriqués peuvent ainsi être directement montés sur le PCB. Une

¹ Face à la grande diversité des appellations et définitions, les conventions de l'International Roadmap for Semiconductors [ITRS 2011] ont été utilisées dans ce manuscrit.

représentation schématique des différentes étapes du procédé de fabrication est illustrée sur la [figure 1.8](#). Ce type d'intégration est utilisé dans de nombreux produits, tels que la puce WIFI de l'iPhone ou la puce audio de la tablette Samsung Galaxy.

Au premier abord, les intégrations *3D-WLP* et *3D-stacked IC* sont relativement similaires : il s'agit d'interconnecter différentes puces empilées grâce à des TSV. Néanmoins, les processus de fabrication sont différents. En effet, comme illustré sur la [figure 1.9](#), l'ensemble des étapes de packaging, de réalisation des interconnexions et de tests peut être réalisé après découpe et report des puces. C'est en ce point que réside la plus grande différence entre la *3D-WLP* et la *3D-stacked IC*. En effet, la fabrication ou l'ouverture des *vias* après le report des puces permet de diminuer le nombre de manipulations de ces dernières. Il est alors plus aisé de réduire l'épaisseur des puces reportées, le diamètre des *vias* et ainsi d'augmenter la densité d'interconnexions ([tableau 1.1](#)). Ce type d'intégration est donc plutôt destiné à être utilisé pour l'empilement de puces sur *interposeur* ou de puces mémoires entre elles.

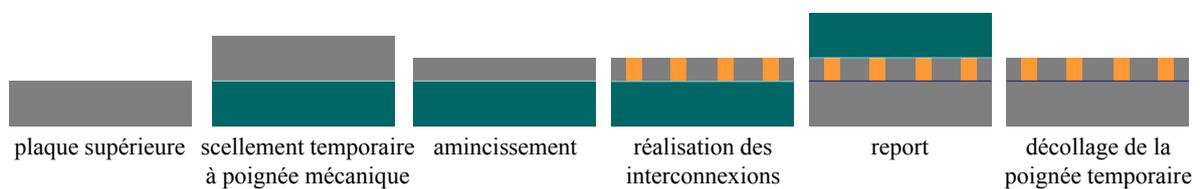
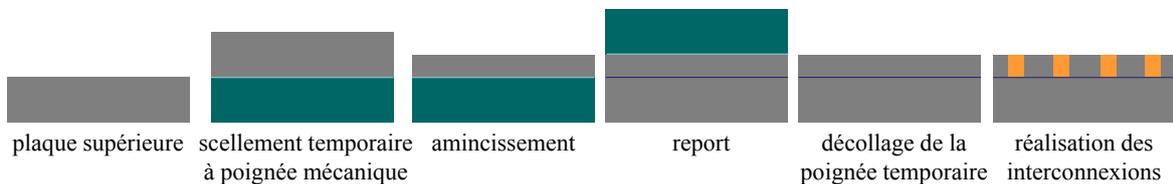
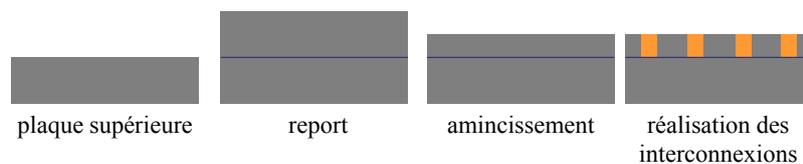


Figure 1.8 : Représentation schématique des différentes étapes du procédé de fabrication d'une architecture *3D-WLP* ^{[ITRS 2011]²}

Procédé 1



Procédé 2



Procédé 3

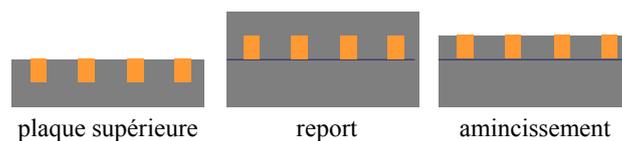


Figure 1.9 : Représentations schématiques de différents procédés de fabrication d'une architecture *3D-stacked IC* ^[ITRS 2011]

² Les termes W2W, D2W et D2D sont définis dans la partie 2.1.

Tableau 1.1 : Principales dimensions des vias utilisés dans les intégrations 3D-WLP et 3D-stacked IC [ITRS 2011]

	3D-WLP	3D- stacked IC
Densité de vias (/mm ²)	10 – 25	25 – 100
Pas des vias (μm)	40 – 100	< 10
Diamètre des vias (μm)	20 – 40	1 – 5
Epaisseur des puces (μm)	40 – 100	10 – 50

Afin d’augmenter la densité d’intégration du 3D-stacked IC, une nouvelle architecture, appelée 3D-IC, est développée. Son principe est complètement différent du précédent. En effet, on cherche ici à directement relier entre eux les composants actifs, tels que les transistors. Les connexions inter-puce sont donc éliminées au profit du collage direct. Ce type d’architecture est donc plutôt utilisé pour du collage plaque à plaque. Elle ne sera donc pas considérée dans ce manuscrit.

2 Briques technologiques de l’architecture 3D

Comme illustré sur les figures 1.8 et 1.9, un large choix d’options technologiques est disponible pour réaliser les architectures 3D-WLP et 3D-stacked IC. La suite de ce paragraphe détaille les différentes stratégies de scellement, indépendamment de la densité de TSV.

2.1 Stratégie d’assemblage

L’empilement des composants dans un produit 3D s’effectue de plusieurs façons : plaque à plaque (W2W pour *Wafer to Wafer*), puce à plaque (D2W pour *Die to Wafer*) ou encore puce à puce (D2D pour *Die to Die*). La figure 1.10 représente un exemple de ces différents empilements.

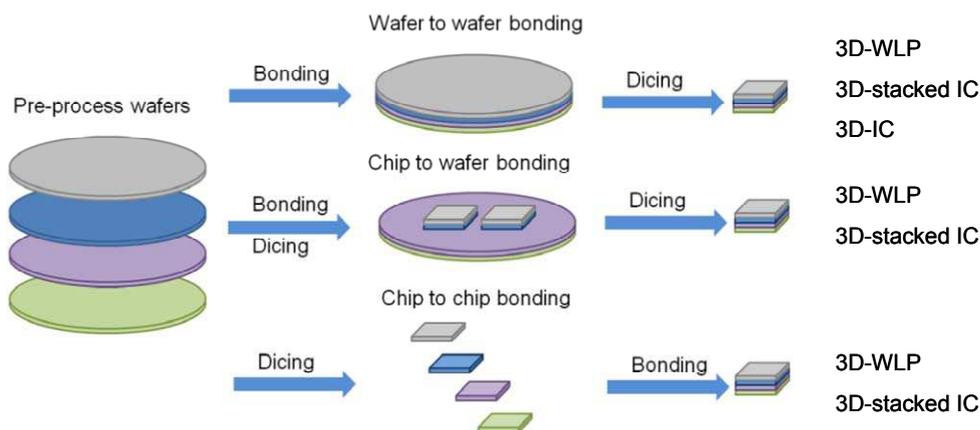


Figure 1.10 : Stratégies d’empilements possibles dans l’intégration 3D [Fan 2012]

L’empilement plaque à plaque est le plus rapide à réaliser grâce au grand nombre de composants assemblés simultanément. Cependant, cette approche a pour inconvénient de voir le rendement diminuer. En effet, toutes les puces, y compris celles non fonctionnelles, sont

empilées. Aucune sélection préalable n'est effectuée, contrairement aux deux autres approches. En effet, dans ces cas-là, les puces que l'on vient empiler ont préalablement été testées et seules les puces fonctionnelles sont sélectionnées. Ces puces sont appelées KGD (*Known Good Die*). Les deux autres approches consistent à reporter la puce sur une plaque (approche D2W) ou sur une autre puce (approche D2D).

L'approche D2D s'effectuant à l'échelle de la puce, elle est plutôt destinée à l'assemblage final avant la mise en boîtier. Elle possède néanmoins l'avantage de pouvoir empiler des puces de taille différente.

En plus de posséder un rendement élevé et de permettre l'empilement de puces de tailles différentes, l'approche D2W autorise un remplissage partiel de la plaque support. Les possibilités de diversification d'empilement sont donc élargies.

2.2 Le scellement

Lors de la réalisation d'une structure 3D, l'une des étapes clés est le scellement des composants. Le collage peut être divisé en deux grandes catégories selon qu'il utilise un matériau intermédiaire ou non. On distingue donc :

- les collages directs des deux composants, sans couche intermédiaire.
- les collages indirects utilisant une couche spécifique comme matériau intermédiaire entre les deux composants à sceller : une brasure métallique ou un adhésif conducteur. L'adhésion mécanique s'effectue alors en même temps que la connexion électrique.

2.2.1 Les collages directs

Cette technique consiste à mettre en contact deux surfaces hydrophiles ou hydrophobes afin de créer une adhérence moléculaire. Une fois l'adhésion effectuée, un recuit de plusieurs heures entre 200 et 400°C permet la diffusion des matériaux en contact, afin d'établir un lien permanent entre les deux composants ^[Di Cioccio 2011]. Cette technique de collage réduit donc l'encombrement vertical en supprimant l'espace inter-puce (figure 1.11). Elle permet également de réduire le pas des interconnexions à des distances inférieures à 10 µm ^[Suga 2000]. Cependant, les températures d'assemblage sont relativement élevées et la planéité des composants doit être totalement maîtrisée.

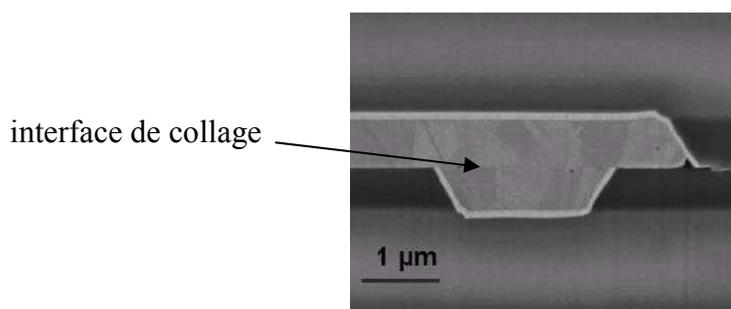


Figure 1.11 : Coupe MEB d'une interface de collage direct ^[Di Cioccio 2011]

2.2.2 Les collages indirects

2.2.2.1 Le collage par adhésif conducteur

Le principe du collage par adhésif est simple : une résine organique liquide est déposée à la surface d'un des deux composants à sceller. Après mise en contact des deux puces, la solution est polymérisée à la température de réticulation du polymère utilisé. Une force peut être appliquée lors du scellement des deux composants, afin d'éviter toute formation de bulles d'air. La connexion électrique inter-puce peut alors s'effectuer soit par l'adhésif lui-même, on parle alors d'adhésif conducteur isotrope (ICA), soit par des particules conductrices contenues dans l'adhésif, on parle alors d'adhésif conducteur anisotrope (ACA). Dans ce dernier cas, lors de l'application de la force d'assemblage, les particules vont se toucher et ainsi créer un chemin de conduction préférentiel vertical. Ces types de collages possèdent néanmoins une résistance de contact élevée et des capacités de passage de courant plus faibles que ceux effectués par brasure [Zhong 2005]. Etant plutôt destinés aux applications microfluidiques et aux systèmes microélectromécaniques (MEMS), ils ne seront pas traités dans ce manuscrit.

2.2.2.2 Le collage par brasure

Cette technique consiste à chauffer un métal ou un alliage métallique au-dessus de son point de fusion afin de créer un joint de brasure entre les deux éléments à sceller. Connue depuis de nombreuses années dans le domaine du *flip-chip*, ce type de collage peut être appliqué aux différentes interconnexions présentes dans les empilements 3D-stacked IC (figure 1.12). Ces dernières se différencient par leurs dimensions et leurs pas, ce qui va guider leur choix d'emplacement dans l'empilement 3D.

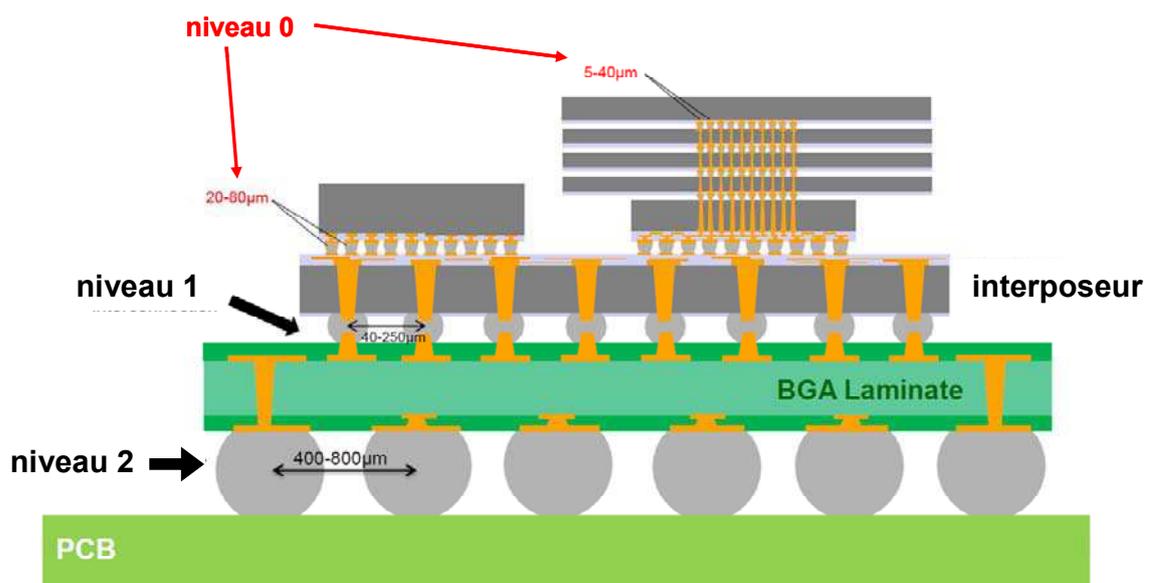


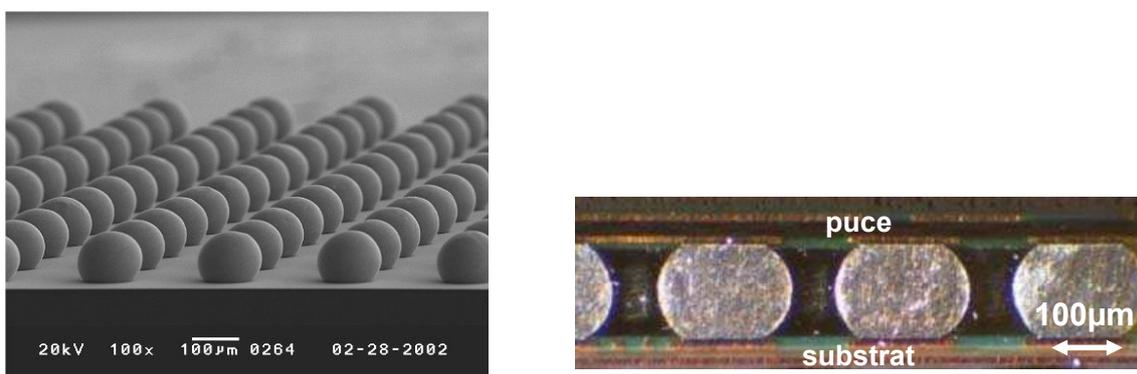
Figure 1.12 : Dimensions des interconnexions utilisées dans les empilements 3D-stacked IC [Yannou 2011]

- **Interconnexions des niveaux 1 et 2 : le bossage**

Ce procédé, introduit en 1969 par IBM ^[Miller 1969], consiste en l'introduction de microbilles conductrices entre les composants empilés. Elles réalisent alors la liaison électrique et mécanique avec le niveau d'assemblage suivant.

Au fil des années, les procédés de fabrication des microbilles ont évolué. Cela a permis la baisse des coûts de production et l'élargissement des procédés de fabrication. De nos jours, le bossage est constitué des trois étapes suivantes :

- la préparation de surface de la plaquette de silicium,
- la formation ou le placement des billes (figure 1.13-a),
- le scellement de la puce billée au substrat (figure 1.13-b).



a) **Figure 1.13 : Observation MEB des microbilles** ^[Leti 2010]
a) Vue après formation
b) Coupe après scellement

La première étape consiste à préparer les sites d'accueil des billes. La plaque est nettoyée et les oxydes sont éliminés. Les sites de billages, appelés *under-bump metallization* (UBM), sont ensuite fabriqués. Ces derniers connectent électriquement et mécaniquement les billes aux composants empilés. Les sites de billage sont composés d'une succession de couches métalliques. On trouve tout d'abord une couche d'accroche, traditionnellement faite à base de titane et de cuivre, qui augmente la tenue mécanique des billes. Puis, une barrière de diffusion en nickel limite la diffusion du métal composant les billes dans les matériaux sous-jacents. Finalement, un dépôt de cuivre permet d'augmenter la mouillabilité des billes lors du scellement, et donc d'obtenir un empilement plus fiable. Une couche supplémentaire d'or peut également être déposée afin d'empêcher l'oxydation des couches métalliques.

La formation ou le placement des billes sur l'UBM se réalise de différentes façons. On distingue ^[Jemai 2010] : l'évaporation, l'électrolyse (figure 1.14), le placement des billes préformées, la sérigraphie et le procédé par jet. Les résultats de ces procédés diffèrent dans le coût, le temps de fabrication, les équipements utilisés, la composition des billes (avec ou sans plomb) et de l'UBM, les températures d'assemblages, les dimensions et le pas des billes.

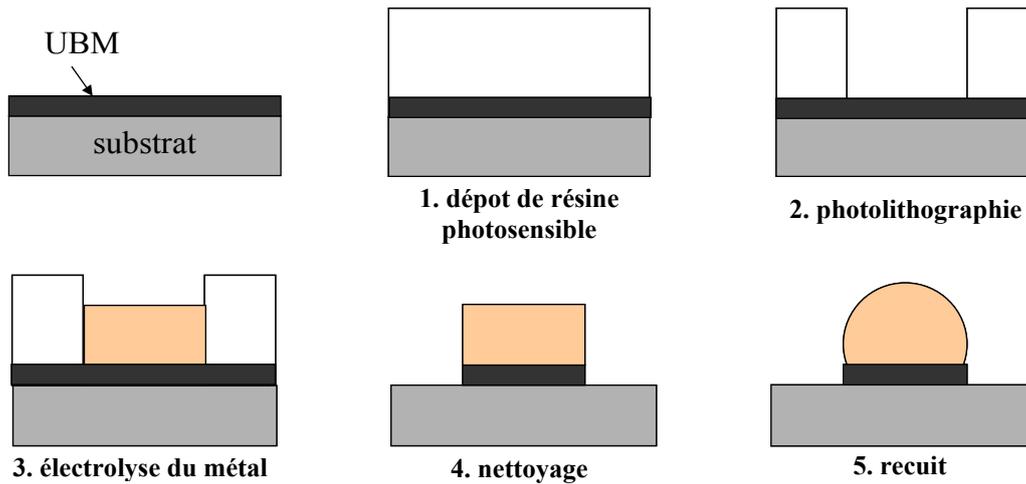


Figure 1.14 : Schéma du principe de formation des microbilles par électrolyse
1,2. définition des zones de croissance des microbilles

3. électrolyse : le métal présent sous forme ionique en solution est réduit et croît sur une cathode (le substrat) grâce à l'apport d'un courant extérieur
4. nettoyage de la résine et de l'UBM non protégé par le dépôt
5. recuit

Après la fabrication des billes, les composants sont scellés lors du procédé d'assemblage. Celui-ci inclut des étapes de transport, placement, alignement, désoxydation et recuit de collage. Lors de ce dernier, l'ampleur de l'effondrement de la bille détermine la hauteur inter-puces entre les composants empilés. Cette technologie devient donc vite limitante lorsque le pas entre les deux microbilles se réduit ^[Orii 2008]. En effet, il existe alors des risques de court-circuit (figure 1.15).

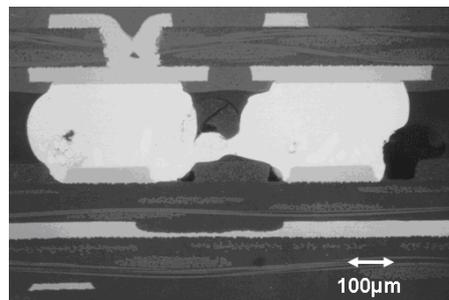


Figure 1.15 : Coupe MEB illustrant un exemple de court-circuit pouvant se produire entre deux microbilles après scellement ^[LETI 2010]

Le bossage est donc destiné à des niveaux d'empilements ne nécessitant pas une réduction de pas extrême, i.e. inférieure à $200\ \mu\text{m}$ ^[Jemai 2010]. Comme le montre la figure 1.12, il sera par exemple utilisé pour relier électriquement le PCB au substrat du boîtier (deuxième niveau d'interconnexions) ou le substrat du boîtier à l'interposeur (premier niveau d'interconnexions).

Pour relier les niveaux supérieurs (niveau 0 d'interconnexion), par exemple deux puces mémoires entre elles, il est alors nécessaire d'utiliser des technologies d'interconnexion à pas réduit, comme par exemple le collage de piliers par brasure.

- **Interconnexions de niveau 0 : les micro-piliers**

Le collage de piliers par brasure est une technologie bien connue du monde de la microélectronique, en utilisation depuis de nombreuses années [Wang 2001]. Son principe repose sur la fusion d'un métal dans le but de former un intermétallique, jouant le rôle de joint de brasure. Dans notre cas, cette technique consiste à faire croître des piliers de cuivre par électrolyse et les braser au moyen d'un alliage cuivre-étain-argent, appelé SAC (pour SnAgCu).

Concrètement, la croissance des interconnexions est tout d'abord effectuée à l'échelle de la plaque de silicium, par électrolyse du cuivre au travers d'un masque de résine photosensible (figure 1.14). Cette dernière est faite sur deux plaques : l'une contenant les puces à reporter et l'autre les puces d'accueil. La convention utilisée dans la suite du manuscrit est d'appeler piliers inférieurs les interconnexions situées sur les puces d'accueil (figure 1.16-a) tandis que les autres sont appelés piliers supérieurs (figure 1.16-b). Ces derniers sont ensuite recouverts par électrolyse du SAC, jouant le rôle de joint de brasure.

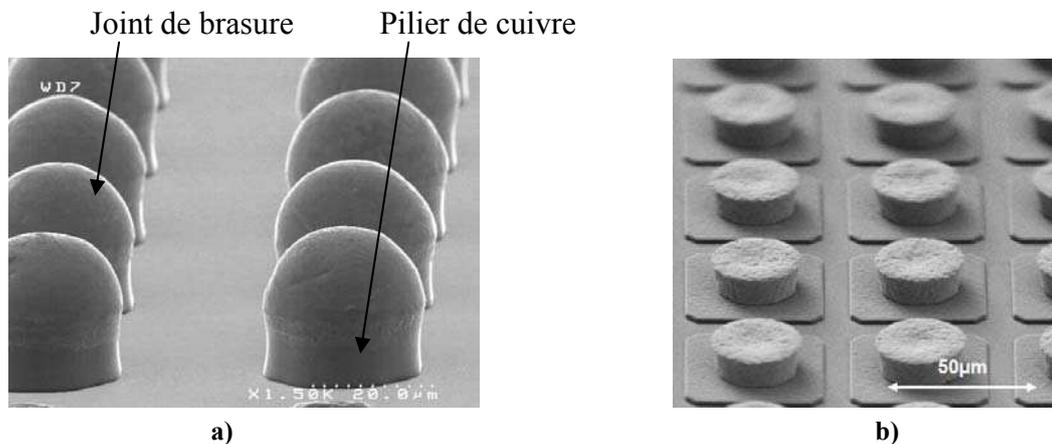


Figure 1.16 : Observations MEB d'interconnexions de type piliers de cuivre
a) piliers supérieurs, b) piliers inférieurs [Leti 2010]

La formation des piliers supérieurs est achevée par leur fusion. Une température adéquate forme l'intermétallique Cu_xSn_y (généralement Cu_6Sn_5), augmentant la fiabilité mécanique. Comme il est possible de le voir sur le diagramme de phase des métaux Cu-Sn (figure 1.17), la température nécessaire pour former cet intermétallique est légèrement supérieure à 218°C.

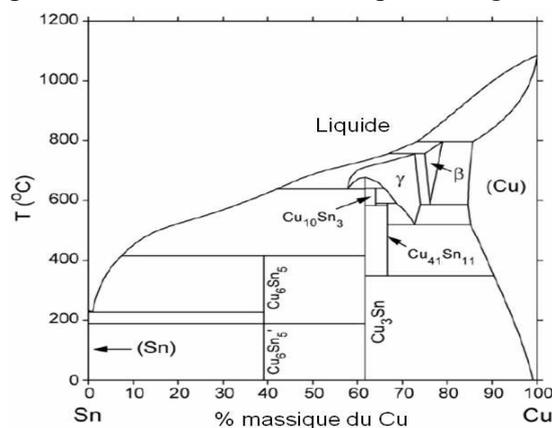


Figure 1.17 : Diagramme de phase des métaux Cu-Sn [Nist 2010]

Les puces contenant les piliers supérieurs sont ensuite retournées et scellées par thermocompression. Ce procédé, généralement réalisé à des températures de l'ordre de 250-270°C [Ko 2011], permet la création d'intermétalliques entre le SAC et le pilier inférieur. En parallèle, l'application d'une force conduit à la brasure définitive.

Ce procédé possède de nombreux avantages par rapport aux microbilles. Tout d'abord, il a été démontré que la géométrie spécifique des microbilles induit une conduction non uniforme du courant de fonctionnement [Xu 2009]. Cela conduit à des effets de surdensification du courant localisés aux coins supérieurs de l'interconnexion, ce qui peut entraîner des déplétions en éléments assez importantes sur ces zones. De plus, l'utilisation de piliers de cuivre permet une conservation précise du pas. Il est alors possible de réduire les dimensions jusqu'à moins de 20 µm avec un risque réduit de court-circuit [Yannou 2011].

Cette technique possède cependant quelques inconvénients. Le premier est le fait que les interconnexions, constituées de cuivre, s'oxydent rapidement. Cette oxydation empêche toute formation d'intermétalliques lors de la thermocompression. Il a donc été nécessaire de développer des solutions. Ces dernières doivent être vues comme complémentaires. La première est la passivation du cuivre par dépôt d'une couche de nickel et d'or sur le pilier inférieur. Cette solution permet de prévenir toute formation d'oxyde de cuivre mais est cependant coûteuse. La seconde solution est l'élimination de l'oxyde de cuivre avant assemblage. Les piliers supérieurs sont ainsi plongés avant la thermocompression dans une solution désoxydante appelée flux. Théoriquement, ce flux s'élimine ensuite totalement à haute température ou par un nettoyage après assemblage. En réalité, un nombre non négligeable de résidus subsiste et provoque des défauts de remplissage polymère de l'espace inter-puce.

Le deuxième inconvénient des interconnexions de type piliers de cuivre, et plus généralement de toutes les interconnexions, concerne leur fiabilité lors des cycles thermiques [Chheda 2010] [Chang 2010]. En effet, lorsque deux composants à coefficients de dilatation thermique différents sont empilés, une accumulation de contraintes dans les interconnexions peut conduire à leur endommagement.

- **Niveau 0 : la connexion par insertion**

Les tendances récentes de densification ont conduit au développement de nouvelles technologies telles que l'insertion. Cette approche, développée à la fin des années 1990, permet de réaliser une interconnexion verticale en déformant plastiquement au moins un des matériaux mis en contact. Initialement, un matériau dur, à haut point de fusion (par exemple de l'or, du cuivre ou du nickel), est utilisé pour déformer un matériau ductile à bas point de fusion, comme de l'aluminium. Lors de l'assemblage, le matériau dur, souvent fabriqué sous forme de pointe ou de plot cylindrique (figure 1.18), pénètre et fracture la couche d'oxyde du matériau déformé pour établir un contact mécanique et électrique entre la puce et son substrat. Les forces utilisées pour le scellement sont donc élevées et peuvent engendrer d'importantes contraintes sur les composants empilés. Ce procédé est donc encore en cours de développement, tout comme les interconnexions innovantes suivantes.

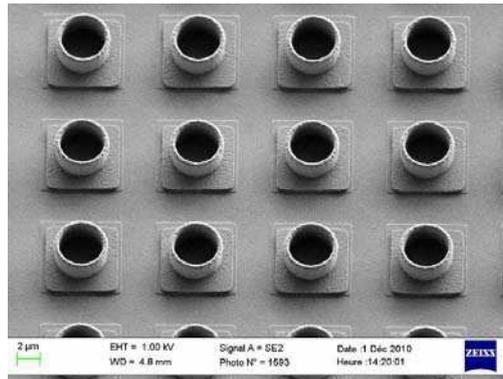


Figure 1.18 : Photographie SEM d'interconnexions utilisées pour le procédé d'insertion ^[Goubault 2012]

- **Les futures interconnexions**

Il a précédemment été évoqué que la défaillance des interconnexions est principalement liée à l'accumulation de contraintes due aux différences de dilatation thermique entre les composants empilés. Pour augmenter la tenue mécanique des assemblages, des interconnexions innovantes sont en cours de développement. Celles-ci sont capables de découpler mécaniquement les composants empilés et réduisent ainsi les contraintes induites thermiquement. Parmi les nombreuses technologies développées ces dernières années, on trouve des interconnexions sur accroche flexible ^[Eidner 2009], à cœur polymère ^[Aggarwal 2007], ou encore des micro-ressorts ^[Cheng 2009] (figure 1.19)

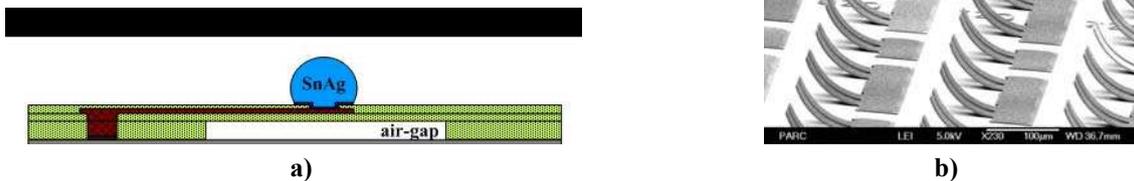


Figure 1.19 : Exemple d'interconnexions innovantes

- a) principe de l'accroche flexible : une ligne d'alimentation de l'interconnexion est intégrée dans un pont en polymère et située sur espace rempli d'air ^[Eidner 2009]
- b) micro-ressorts ^[Cheng 2009]

Le tableau 1.2 synthétise les caractéristiques des principales technologies d'interconnexions utilisables dans l'intégration 3D-stacked IC. Comme nous pouvons le constater, la technologie de connexion par piliers de cuivre présente de nombreux points forts. En effet, elle permet d'atteindre un pas d'interconnexion faible tout en étant bien maîtrisée car déjà en production.

Tableau 1.2 : Récapitulatif des interconnexions utilisées pour l'intégration 3D-stacked IC ^[Goubault 2012]

	Bossage	Piliers	Insertion
Température d'assemblage (°C)	200-250	200-250	60-120
Force d'assemblage	nulle	moyenne	élevée
Pas d'interconnexion (µm)	200-800	40-200	10-50
Configuration	D2D/D2W	D2D/D2W	D2D/D2W
En production	oui	oui	non

Comme nous l'avons précédemment évoqué, l'inconvénient de la majorité des interconnexions réside dans leur fiabilité lors de cycles thermiques. De nouvelles solutions, découplant mécaniquement les niveaux empilés, sont développées mais demeurent coûteuses. La méthode traditionnelle pour augmenter la fiabilité des empilements 3D reste donc d'utiliser des résines organiques placées entre les niveaux empilés. Leur polymérisation permet de verrouiller la structure et par conséquent, d'augmenter la fiabilité des empilements. Ces polymères, appelés *underfills* sont l'objet d'étude de ce manuscrit.

3 L'assemblage avec polymère *underfill*

Afin de réduire les contraintes dans les interconnexions des empilements 3D, des résines organiques appelées *underfills* sont utilisées. Le paragraphe suivant détaille leurs rôles dans la prévention des défaillances des interconnexions, leur composition ainsi que les différents procédés de remplissage.

3.1 Origine des défaillances des interconnexions

Avant que le cuivre ne soit largement utilisé pour la fabrication des piliers, une large gamme de matériaux a été testée, parmi lesquels figurent les alliages à base d'indium. Cet élément se dégradant en présence d'humidité, on chercha donc à le protéger dans un matériau encapsulant. Dans ce cadre, différents polymères sont testés, tels que des silicones, des polyépoxydes ou des amide-imides ^[Gilleo 1998]. Les études de fiabilité révèlent alors que leur utilisation permet en plus d'augmenter la durée de vie des assemblages lors de tests thermiques. En effet, il apparaît que l'utilisation de polymères amide-imides lors de cycles thermiques allonge cette durée de vie de 300% et que le remplissage par polyépoxydes conduit à une amélioration d'un facteur 10 de ce paramètre : le principe de *l'underfill* est né ^[Totta 2001].

Le rôle de *l'underfill* devient ensuite capital lorsque les substrats céramiques sont remplacés par des matériaux organiques, moins coûteux. En effet, il faut alors assembler des matériaux dont les propriétés mécaniques sont différentes, en particulier leurs coefficients de dilatation thermique (CTE) (tableau 1.3).

Tableau 1.3 : Coefficients de dilatation thermique de matériaux utilisés en microélectronique [Saint Martin 2005]
[Chung 1995]

Matériau	Coefficient de dilatation thermique (ppm/°C)
Polyépoxydes	40-80
Silicones	5-100
Silicium	2,3
Verre époxyde	11 à 15 en XY 60 à 80 en Z
Polyimide	40 à 50
Or	13,2
Brasure (SnAgCu)	18-22
Brasure (Sn-Pb)	21
Cuivre	16-17

Que ce soit pendant la fabrication ou lors de l'utilisation finale, toute variation de température provoque, du fait de ces différences de coefficients de dilatation thermique, l'apparition de contraintes mécaniques. Ces contraintes entraînent la rupture des éléments dans des cas extrêmes (figure 1.20) ; elles contribuent de toute manière à réduire la durée de vie du circuit.

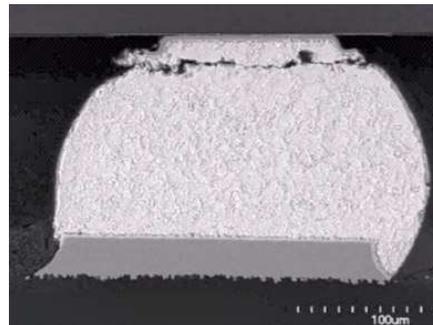


Figure 1.20 : Coupe MEB d'exemple de fissure dans une interconnexion [Edwards 2012]

C'est pourquoi la stabilité de toute nouvelle technologie est vérifiée au travers de tests de fiabilité de la norme JEDEC (*Joint Electron Device Engineering Council*). Cette dernière définit les conditions de tests, dont les degrés de difficultés sont plus ou moins élevés, en fonction de l'application future. Pour le packaging, on teste traditionnellement :

- l'herméticité : par un stockage de courte durée sous atmosphère humide suivi de 3 montées à haute température (260°C) et par un stockage longue durée sous atmosphère humide,
- l'adhésion : par un test reproduisant une chute d'une hauteur pouvant atteindre 150 cm.
- le vieillissement : par des cycles thermiques.

Au cours de ce dernier test, les défaillances thermomécaniques sont de plusieurs types. On distingue [Saint Martin 2005] :

- Lorsque la contrainte dépasse la résistance du matériau, une rupture immédiate se produit : un seul cycle de contrainte provoque alors la défaillance de l'assemblage,

- la fatigue cyclique, lorsque le matériau passe de son domaine de déformation élastique (réversible) à son domaine plastique. Ce domaine est en partie irréversible : au fur et à mesure que les cycles de contraintes sont appliqués, des fissurations apparaissent au sein du matériau, puis se propagent jusqu'à séparation. Ce type de rupture apparaît après quelques dizaines et jusqu'à plusieurs centaines de cycles.

- on parle de fatigue oligocyclique lorsque la contrainte fait approcher un matériau de son domaine de déformation plastique, tout en restant dans son domaine élastique. Là encore, des fissurations apparaissent et se propagent au sein du matériau. Cependant, la rupture n'apparaît qu'après plusieurs dizaines de milliers de cycles.

Même si une contrainte ne provoque pas de défaillance immédiate, elle occasionne tout de même un déplacement de matière à l'échelle microscopique. Tout assemblage de matériaux subissant des cycles thermiques est donc exposé à un phénomène d'écoulement de matière se produisant alternativement dans des sens opposés et provoquant la naissance de fissures.

La fissuration va être fortement réduite par l'incorporation d'un polymère entre les composants empilés, qui absorbe alors les contraintes liées aux dilatations [Zhang 2004] (figure 1.21). Cet adhésif va, de surcroît, augmenter la tenue mécanique de l'empilement lors des tests de chute [Chheda 2010] [Chang 2010].

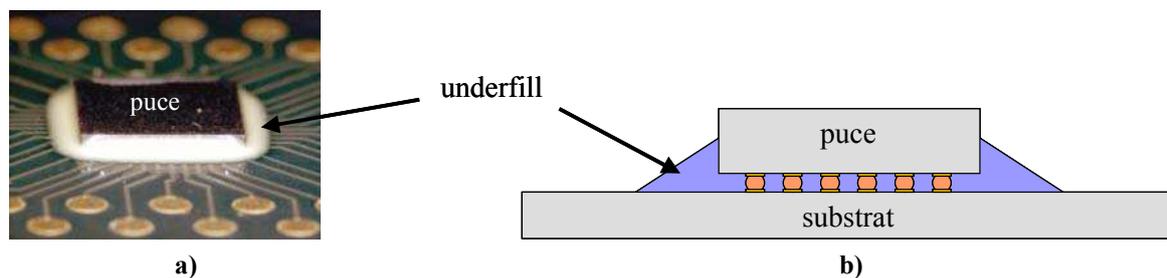


Figure 1. 21 : Principe du remplissage par polymère underfill

a) Vue globale

b) représentation schématique en coupe

3.2 Les procédés de dépôt

Face à la diversité des dimensions des piliers de cuivre utilisés dans les architectures 3D (figure 1.12), plusieurs techniques de remplissage par *underfill* ont été développées, s'effectuant avant ou après le report de la puce supérieure.

3.2.1 Remplissages après report

3.2.1.1 Le remplissage par capillarité (*CUF*)

Cette technologie de remplissage fut la première développée. En effet, en 1988, IBM protégea l'un de ces produits avec un *CUF* fourni par Hitachi [Totta 2001]. De nos jours, ce procédé de remplissage est également le plus utilisé grâce notamment à son rendement élevé, compris

entre 1000 et 3000 unités par heure [Toffanin 2011]. En effet, il représente plus de 90% des procédés employés par l'industrie de la microélectronique. Les principaux fournisseurs sont Hitachi, Henkel et Namics. Le principe du *CUF* consiste à sceller la puce supérieure sur le substrat après sa désoxydation puis à insérer l'*underfill* et le réticuler [Zhang 2004] (figure 1.22).

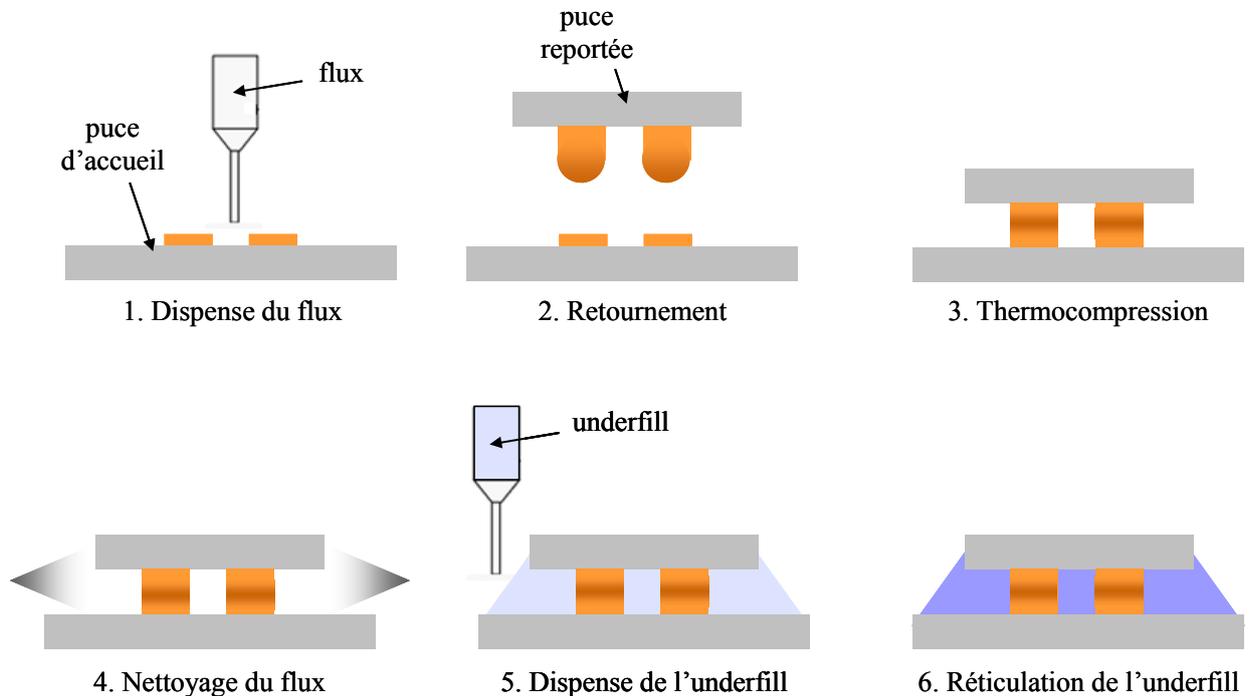


Figure 1.22 : Les étapes du procédé de remplissage par capillarité d'un empilement électriquement connecté par piliers de cuivre

Le procédé *CUF* est réalisé par dépôt de l'*underfill* liquide à la périphérie d'un ou de plusieurs côtés de la puce reportée (figure 1.23).



Figure 1.23 : Photographie d'un dépôt de *CUF* par aiguille [Krayden 2013]

Le dépôt s'effectue à l'aide d'une aiguille ou par jet. Par capillarité, le *CUF* s'insère ensuite sous la puce. Un écoulement uniforme est désiré afin de remplir complètement l'espace interpuces. En effet, la présence de bulles d'air adjacentes aux interconnexions peut conduire à des extrusions du joint de brasure lors des tests de fiabilité, qui crée des court-circuits (figure 1.24).

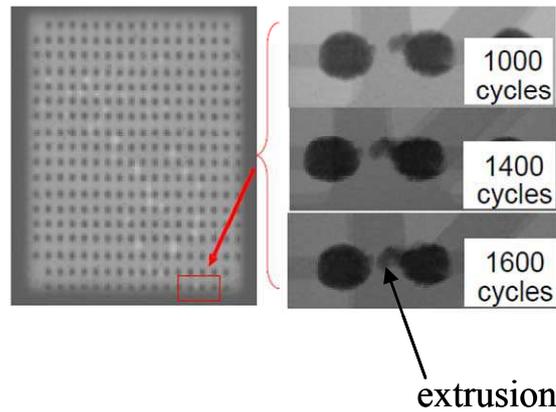


Figure 1.24 : Vue de dessus par microscope infrarouge d'une extrusion de joint de brasure [Pang 2001]

Les bulles d'air peuvent être causées par de nombreux paramètres, tels qu'une hauteur inter-puces réduite, l'arrangement des interconnexions ou la contamination particulière du substrat [Fujiki 2004]. De nombreux auteurs ont donc étudié la problématique de l'écoulement du *CUF*, par simulation ou expérience. L'une des premières approches, développée par Han *et al.* [Han 1997], utilise un modèle d'écoulement de Stokes non newtonien entre deux substrats parallèles proches. Ces approximations échouent cependant à prédire l'écoulement du *CUF* lorsque le pas entre deux interconnexions est comparable à la hauteur inter-puces. Young *et al.* considèrent l'espace inter-puces comme un milieu poreux et peuvent ainsi représenter les vitesses de remplissage en fonction de la densité des interconnexions [Young 2002]. Leur étude démontre que *l'underfill* est préférentiellement attiré par les interconnexions [Young 2003]. En effet, comme représenté sur la figure 1.25-a, lorsque le front d'écoulement touche les interconnexions, et à cause de la tension de surface, il saute de la position aa à la position bb. Si l'écoulement est effectué à 45° de la direction des interconnexions (figure 1.25-b), les deux ménisques émergeant au point P se transforment selon la configuration CD. De la même façon, l'écoulement effectuée ensuite un saut de AOB aux positions AA' et BB'.

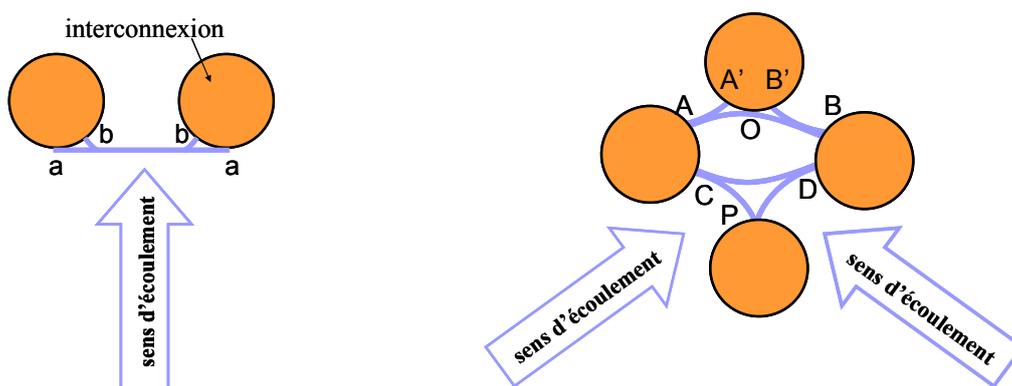


Figure 1.25 : Comportement du front d'écoulement lors du remplissage par *CUF* [Young 2003]

La présence d'interconnexions est donc une nécessité pour effectuer le remplissage par *CUF*. Fine *et al.* ont ainsi montré que le front d'écoulement est généralement plus homogène lorsque les interconnexions sont présentes sur toute la puce [Fine 2000].

Durant les deux dernières décennies, de nombreux auteurs ont ainsi étudié l'écoulement du *CUF*. Cela a permis d'acquérir une compréhension de ce procédé de remplissage. Récemment, la faisabilité du remplissage inter-puces simultané de trois composants empilés à l'aide d'aiguilles de hauteurs différentes a ainsi été développée [Au 2011]. La faisabilité du *CUF* pour des empilements avec piliers de cuivre de faibles dimensions, allant jusqu'à 10 µm de hauteur inter-puces et 20 µm de pas, a également été démontré par Lee *et al.* [Lee 2011].

Bien que possédant un développement technologique notable, les limites du *CUF* sont visibles. En effet, ce procédé étant basé sur l'effet capillaire, sa durée de remplissage dépend de la densité des interconnexions et de leurs dimensions. Selon une étude de Wan *et al.* [Wan 2005], la durée t nécessaire pour remplir une hauteur inter-puces de dimension h et de longueur x constitué d'interconnexions de diamètre d et espacées d'une longueur W suit l'équation 1. 1.

$$t = \frac{2n+1}{n+1} \left(\frac{mhW(W+d)}{2\sigma \cos\theta(W^2+dW-dh)} \right)^{\frac{1}{n}} \times \left(\frac{2x}{h} \right)^{\frac{n+1}{n}} \quad \text{équation 1. 1}$$

où σ est la tension de surface, θ l'angle de contact, n et m sont des constantes dépendantes de la température.

Cette durée a été mesurée par Fine *et al.* [Fine 2000] pour des dimensions d'empilement traditionnellement utilisées dans l'industrie. La puce étudiée possède une longueur de 12,7 mm et une hauteur inter-puces de 75 µm. Les interconnexions sont disposées en matrice selon les trois configurations présentées dans le tableau suivant (tableau 1.4).

Une comparaison avec le modèle prédictif de Wan *et al.* peut ainsi être effectuée (tableau 1.4).

Tableau 1.4 : Comparaison des études sur les temps de remplissage de Fine *et al.* et Wan *et al.*

Diamètre des interconnexions (µm)	Pas entre deux interconnexions (µm)	Temps de remplissage mesuré par Fine <i>et al.</i> (s)	Temps de remplissage calculé par Wan <i>et al.</i> (s)	Temps de remplissage d'une plaque de diamètre 200 mm d'après l'étude de Fine <i>et al.</i> (h)
100	200	75	73.2	~ 4
125	250	70	65.7	~ 4
125	400	52	51.0	~ 3

Ces deux études indiquent une augmentation du temps de remplissage avec la diminution du pas et donc une bonne concordance entre résultats prédictifs et expérimentaux.

Les tendances actuelles, consistant à réduire le pas et la hauteur inter-puces tout en augmentant la longueur des puces, conduisent donc à une augmentation critique de la durée de

remplissage. Afin de pallier ces limitations, différents procédés ont été développés tels qu'un dépôt sous pression ^[Han 1999] ou sous vide ^{[Kirkpatrick 1999] [Sakuma 2011]}.

L'inconvénient supplémentaire du *CUF* réside dans sa méthode de remplissage. Celle-ci est effectuée par une aiguille à environ 300 µm du bord de puce. L'empilement doit donc posséder un espace latéral vierge, réduisant ainsi le nombre de puces par plaque. En effet, comme illustré sur la figure suivante, lorsque l'on considère la surface nécessaire au remplissage d'une puce de surface standard (10 x 10 mm), la perte d'espace est de 39% par rapport à celle de la puce. A l'échelle d'une plaque de diamètre 200 mm, ce pourcentage représente une perte de 123 puces de dimension 10 x 10 mm².

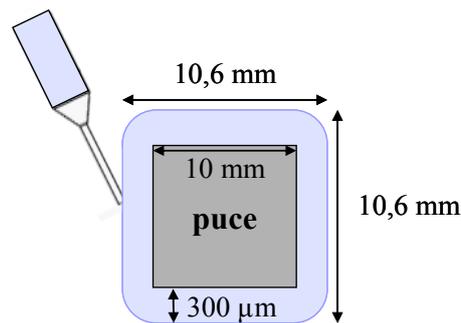


Figure 1.26 : Surface nécessaire au remplissage par *CUF*

Afin de pallier les limitations du *CUF*, de nouveaux procédés ont été développés et sont présentés dans la suite du chapitre.

3.2.2.1 Le remplissage par moulage (*MUF*)

Dans le but d'augmenter les rendements de production, un nouveau concept, combinant les étapes de remplissage par *underfill* et de moulage, a été développé ^{[Patent 6038136] [Patent 6157086]}. Ce dernier, appelé remplissage par moulage, permet une augmentation du rendement d'un facteur 4 par rapport au procédé *CUF* ^[Rector 2000]. La puce supérieure est scellée sur le substrat après sa désoxydation puis le remplissage par moulage de *l'underfill* est effectué. Ce dernier va remplir l'espace inter-puce et également encapsuler la puce ^[Gilleo 2000]. La combinaison de ces deux étapes augmente les difficultés du remplissage. En effet, afin d'empêcher tout piégeage d'air sous le composant reporté, de nombreux procédés sont développés ^[Zhang 2004]. Le plus commun est d'utiliser un moule avec cheminées, comme illustré sur la figure 1.27.

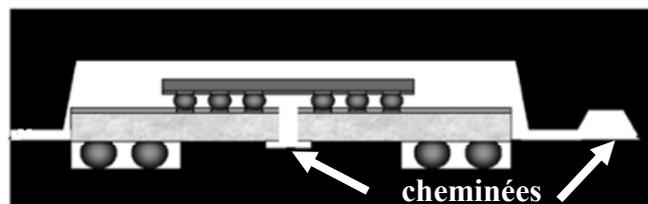


Figure 1.27 : Principe du remplissage par *MUF* à l'aide d'un moule avec cheminée

Une autre approche consiste à optimiser la géométrie du moule afin de créer une résistance à l'écoulement similaire sous et sur la puce. Les paramètres du procédé, comme par exemple la

température, possèdent également un important impact ^[Rector 2001]. En effet, une température de moulage élevée est préférée pour diminuer la viscosité du polymère et ainsi favoriser le remplissage. Néanmoins, si cette dernière est trop élevée, elle fait fondre le joint de brasure et conduit à une délamination du composant empilé, comme le montre la [figure 1.28](#) ^[Joshi 2010].

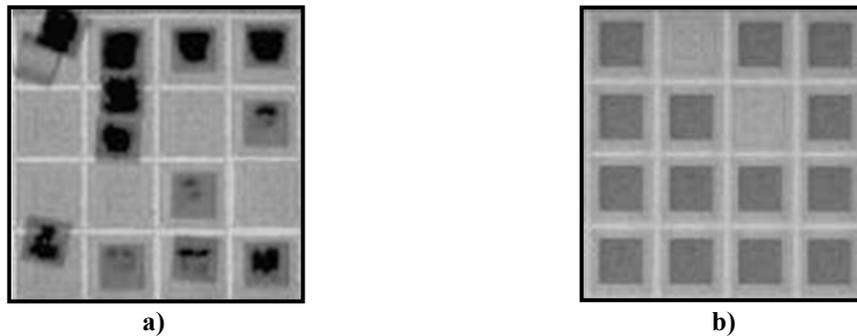


Figure 1.28 : Vue de dessus de composants empilés par microscopie infrarouge
a) délamination des puces après moulage à haute température
b) après moulage à basse température

Les températures, ainsi que les autres paramètres du procédé *MUF* traditionnellement utilisés dans l'industrie, sont référencés dans le [tableau 1.5](#).

Tableau 1.5 : Paramètres standard du procédé *MUF* ^[Rector 2001]

Température (°C)	140-185
Pression d'injection (MPa)	5,5-10,3
Durée d'injection (s)	10-15
Durée du recuit de réticulation du <i>MUF</i> (s)	100-150

En plus de combiner les deux étapes de remplissage et de moulage, ce procédé a également une durée de recuit de réticulation du polymère beaucoup plus faible que celui du *CUF* (100-150s vs 30min) ^[Toffanin 2011]. Cette technologie possédant donc de nombreux avantages, sa fiabilité a été testée par Joshi *et al.* et Chen *et al.* ^{[Joshi 2010] [Chen 2008]}.

Dans la première étude, les auteurs étudient trois architectures différentes sous atmosphère humide, cycles thermiques et tests d'adhésion. Chaque véhicule de test diffère par le type d'interconnexions utilisées : billes ou piliers, ou par la taille du composant reporté : 7,5 x 7,5 mm² ou 9,3 x 9,3 mm². Quelle que soit l'option d'empilement, le *MUF* n'absorbe aucune humidité, adhère et vieillit parfaitement.

Sa fiabilité a également été comparée à celle du *CUF*. Il apparaît que les empilements utilisant du *MUF* restent intacts lors des cycles thermiques tandis que 5 empilements sur 135 collés par du *CUF* subissent des cassures dans les interconnexions. Ce résultat concorde avec les simulations menées par Joshi *et al.* et Chen *et al.* Ces dernières indiquent que la contrainte maximale dans les interconnexions est 58,3% plus élevée dans les empilements utilisant du *CUF* que dans des structures similaires utilisant du *MUF*. D'après cette étude, le *MUF* fournit donc une protection des interconnexions supérieures et une meilleure fiabilité de l'empilement. Néanmoins, il est important de noter que les propriétés mécaniques des deux polymères n'y sont pas similaires. En effet, le polymère utilisé en tant que *MUF* possède un

module de Young plus élevé et des coefficients d'expansion thermiques plus faibles que ceux du CUF étudié. Pendant les cycles thermiques, il se déformera et se dilatera donc moins, induisant ainsi moins de contraintes aux interconnexions.

Les limites de la technologie *MUF* se situent dans son champ d'application, relativement restreint en comparaison de celui du *CUF*. En effet, peu d'études démontrent sa faisabilité pour des hauteurs inter-puces de faibles dimensions ($< 40 \mu\text{m}$), des larges puces ou une densité d'interconnexions importante (pas égal au diamètre) ^[Joshi 2010].

Afin de pallier les limitations dimensionnelles des technologies précédemment citées, de nouveaux procédés, appelés *pre-applied underfills* (PAUF) ont été développés et sont présentés dans la suite du chapitre.

3.2.2 Remplissages avant report

Comme vu dans le paragraphe précédent, la méthode d'injection du *CUF* conduit à une perte d'espace importante et le procédé *MUF* n'est pas utilisable pour de grandes puces. Le développement des *underfills pré-appliqués* est une solution à ce problème. Le principe est de déposer l'*underfill*, contenant déjà le flux, avant report de la puce supérieure. Le dépôt s'effectue soit sur le substrat accueillant, on parle alors de colle isolante (*non conductive paste* ou *NCP*) (figure 1.29-a) ; soit sur la puce reportée, on parle alors de *wafer-level underfill* ou *WLUF* (figure 1.29-b).

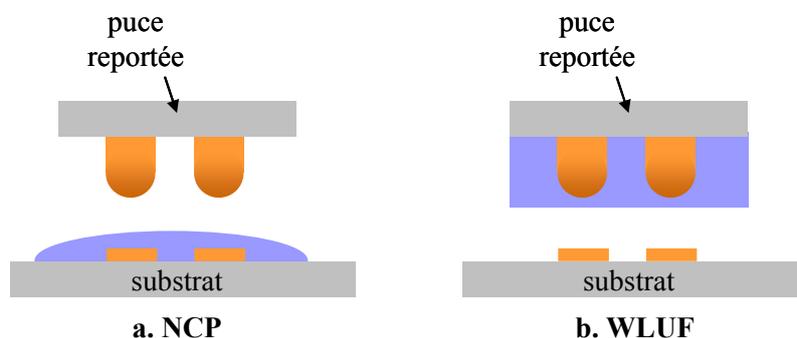


Figure 1.29 : Les deux principaux *underfills pré-appliqués*

3.2.2.1 La colle isolante (*NCP*)

Suite aux inconvénients de la désoxydation par flux des piliers de cuivre et afin d'augmenter le rendement, les industriels de la microélectronique décidèrent d'éliminer cette étape. L'idée survient alors d'intégrer le flux dans l'*underfill* ^[Patent 5128746], qui sera alors déposé avant report de la puce supérieure. La première démonstration de ce type de collage est publiée par Wong *et al.* en 1996 ^[Wong 1996]. Elle est alors appelée *underfill sans écoulement* (*no-flow underfill*) et généralement utilisée avec des billes (niveaux d'interconnexions 1-2). Elle deviendra par la suite la *NCP* lorsqu'elle sera utilisée avec des piliers de cuivre.

Les étapes de ce procédé sont illustrées sur la figure 1.30. Contrairement au *CUF*, le dépôt de l'*underfill* est tout d'abord réalisé sur le substrat d'accueil en recouvrant les interconnexions. Il s'effectue de façon liquide à l'aide d'une seringue ou semi-solide grâce à un film prédécoupé, on parle alors de film isolant (*non-conductive film* ou *NCF*). La puce supérieure

est ensuite reportée. L'enjeu consiste alors à expulser *l'underfill* se situant sur les interconnexions afin de permettre leurs liaisons ^[Chan 2007]. Pour cela, une force, appliquée en température afin de diminuer la viscosité du polymère, est nécessaire. Ce procédé, comme tous ceux utilisant des *underfills pré-appliqués*, est donc plutôt destiné aux interconnexions de type piliers. Puis le polymère est finalement réticulé lors de la formation du joint de brasure ou par un recuit supplémentaire. Nous verrons dans la suite de ce chapitre comment la montée en température nécessaire au procédé de thermocompression a un impact sur *l'underfill*.

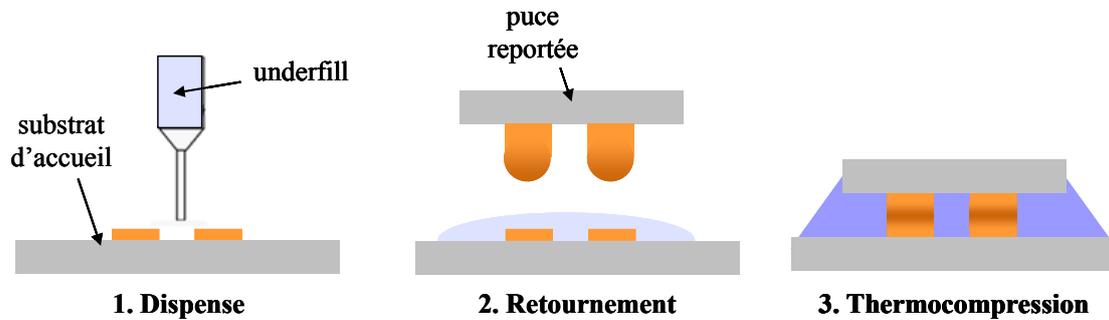


Figure 1.30 : Les étapes du procédé de dépôt liquide du NCP

La clé du succès de ce procédé réside donc dans les propriétés du matériau *underfill*, et notamment dans ses capacités de réticulation et de désoxydation.

En effet, la nature même du procédé NCP requiert le maintien d'une viscosité faible du matériau jusqu'à la formation du joint de brasure, sans quoi le polymère réticulé, qui peut potentiellement rester entre les interconnexions, limite la qualité du contact. D'un autre côté, l'élimination de l'étape finale de réticulation augmente le rendement jusqu'à 500 unités par heure ^[Toffanin 2010]. De nombreux agents réticulants ont été testés, parmi lesquels on trouve le Co(II) acetylacetonate ^{[Wong 1997] [Wong 1998]} et les chélates ^[Zhang 2001]. Malgré l'importance de la réticulation de *l'underfill* pendant le procédé NCP, assez peu d'études traitent de la cinétique de réticulation en relation avec le profil de thermocompression. Dans le but de développer une méthode systématique pour caractériser la réticulation du NCP, Zhang *et al.* utilisent un modèle cinétique, dont les paramètres dépendant de la température, prédisent l'évolution du degré de réticulation en fonction du procédé de refusion ^[Zhang 2002]. Ces auteurs ont ensuite tenté de corréliser le modèle à la viscosité du matériau ^[Wong 1998 bis]. Une autre approche, développée par Morganelli *et al.* ^[Morganelli 2001], est la mesure in-situ de la viscosité de *l'underfill* par microdiélectrométrie. La viscosité de *l'underfill* étant reliée à la conductivité ionique, ses propriétés diélectriques sont utilisées pour l'analyse in-situ du comportement de cette dernière. L'importance de la viscosité de *l'underfill* pendant le scellement est mise en évidence lors de la comparaison des procédés liquides et semi-solides ^[Chan 2007]. En effet, l'étude révèle que la forme semi-solide, plus visqueuse, s'écoule plus difficilement pour une même force de scellement. L'aire de contact du joint de brasure est alors réduite. Lors des tests de fiabilité, *l'underfill* coincé dans la brasure augmente la contrainte verticale, ce qui peut conduire à des défaillances de l'empilement.

La seconde propriété clé concerne les capacités désoxydantes de *l'underfill* : des recherches ont été effectuées afin de développer un *underfill* dont les propriétés de désoxydation agissent

pendant la refusion de la brasure [Johnson 1998]. L'une d'entre elles met en évidence l'effet de l'addition du flux sur la réticulation de l'*underfill* [Shi 1998] [Shi 1999]. Il apparaît alors que l'augmentation de la concentration en flux accroît le taux de réticulation.

Malgré tous les enjeux, des études démontrent la faisabilité du procédé *NCP* pour le collage de piliers de cuivre espacés de $20\ \mu\text{m}$ [Tanida 2003]. Les auteurs utilisent également ce type d'*underfill* afin de coller trois puces empilées, amincies à $50\ \mu\text{m}$. La fiabilité des empilements collés par *NCP* est démontrée par Lee *et al.* [Lee 2005] lors de 1000 cycles thermiques.

Bien qu'ayant éliminé les étapes de désoxydation et combiné la réticulation de l'*underfill* avec la formation du joint de brasure, le rendement des assemblages utilisant le *NCP* reste faible. En effet, il est actuellement de seulement 400 à 500 unités par heure contre 1000 à 3000 unités par heure pour le *CUF* [Toffanin 2010].

Une solution actuellement proposée par les fournisseurs consiste à pré-appliquer l'*underfill* à l'échelle de la plaque.

3.2.2.2 Le wafer-level underfill

Afin de répondre aux problématiques de densification et de baisse de cadence, le procédé *WLUF* est développé depuis les années 2000 [Shi 1999 bis]. Les étapes du procédé sont présentées sur la figure 1.31. Il consiste tout d'abord à déposer le polymère à l'échelle de la plaque contenant les puces à reporter, augmentant ainsi le rendement. La plaque est ensuite découpée en puces unitaires. Puis, les puces sont reportées sur le substrat d'accueil et assemblées par thermocompression. La résine est finalement réticulée.

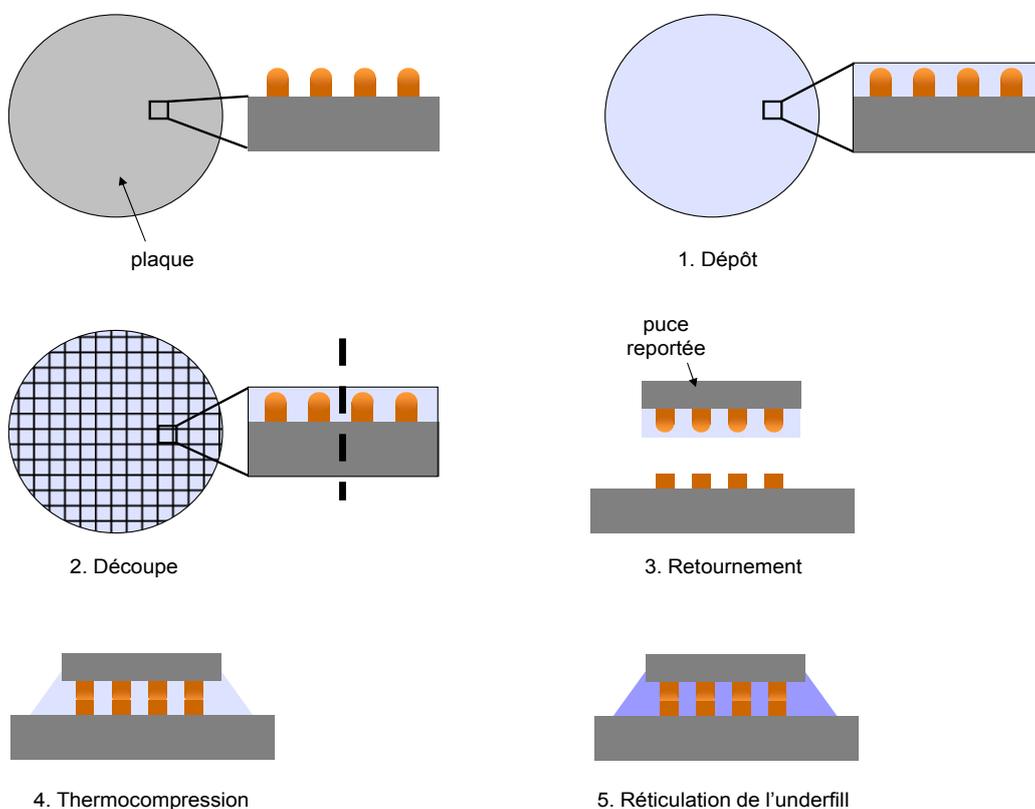


Figure 1.31 : Les étapes du procédé *WLUF*

Le procédé *WLUF* est donc composé d'étapes complexes, qui sont détaillées ci-après.

- **Le dépôt**

L'underfill est tout d'abord étalé sur la plaque contenant les puces à reporter. Cette étape peut s'effectuer par sérigraphie [Nguyen 2002] mais les procédés traditionnellement utilisés sont la centrifugation et la lamination sous vide en température [Zenner 2002]. Le dépôt doit présenter des spécificités à l'échelle de la plaque et de la puce. L'épaisseur déposée doit être uniforme, légèrement supérieure à la hauteur des piliers de cuivre afin de remplir complètement l'espace inter-puce après scellement. A l'échelle de la puce, une géométrie de dépôt souhaitée consiste en un dépôt le plus planaire possible (figure 1.32-a). En effet, une planéité maximale évite la formation de bulles d'air durant le scellement, pouvant conduire à des délaminations lors des tests de fiabilité. Busch *et al.* [Busch 2005] ont ainsi démontré qu'une variation de topologie de surface inférieure à 7% évite la formation de bulles d'air lors du report. Les tensions de surface, ainsi que la viscosité du matériau *WLUF* sont donc des propriétés clés lors de l'étape de dépôt. Elles évitent ainsi tout surplus *d'underfill* au sommet des piliers de cuivre (figure 1.32-b) ou manque de matière derrière les interconnexions (figure 1.32-c), qui diminuent la planéité de surface.

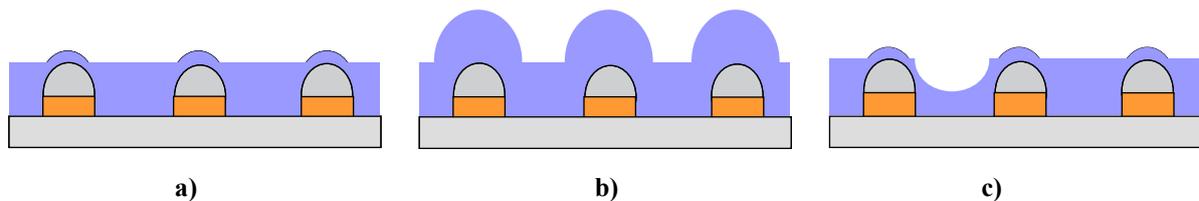


Figure 1.32 : Vue en coupe d'un dépôt de *WLUF* sur une puce

- a) géométrie souhaitée
- b) géométrie non souhaitée
- c) géométrie non souhaitée : manque *d'underfill*

Dans le cas où *l'underfill* est déposé par centrifugation, ce dernier subit un recuit à basse température après dépôt, appelé *b-stage*, afin d'éliminer le solvant qui rend le polymère liquide. D'après Shah *et al.*, il est alors capital que la température d'évaporation du solvant soit faible, c'est-à-dire inférieure à celle de la formation du joint de brasure et de la réticulation de *l'underfill* [Shah 2003].

- **La découpe**

Après cette étape, la plaque recouverte par *l'underfill* est découpée en puces. La découpe est effectuée à l'aide d'une lame en diamant rotative, refroidie par des jets d'eau. Pendant cette étape, *l'underfill* subit la chaleur générée par la lame et la pression des jets d'eau. Ses propriétés mécaniques doivent donc permettre une découpe sans délaminations de *l'underfill* ou adhésion de poussière de silicium. De plus, il est important que le polymère n'absorbe pas d'humidité afin de ne pas affecter la fiabilité de l'empilement futur. *L'underfill* doit également être suffisamment transparent pour permettre un alignement sur les chemins de découpe.

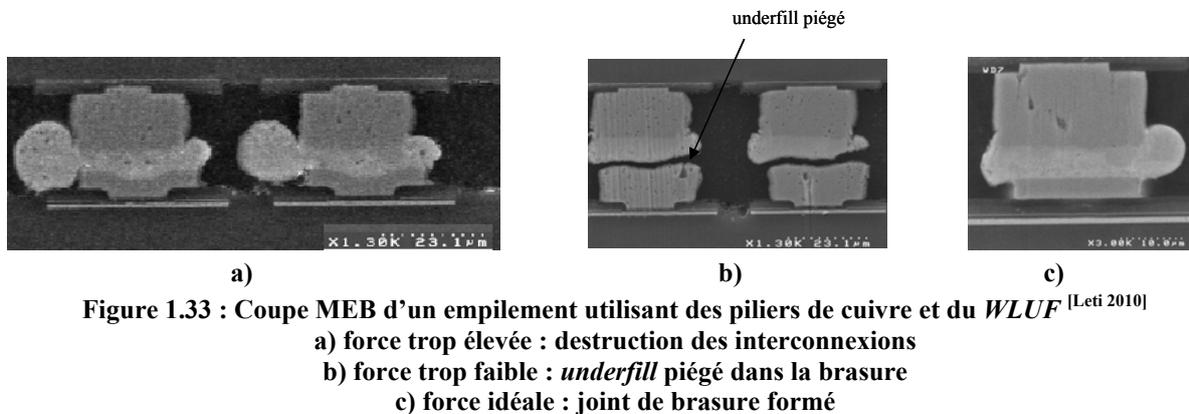
- **Le scellement**

Chaque puce découpée est ensuite alignée optiquement sur le substrat d'accueil grâce aux croix d'alignement ou aux interconnexions. La transparence de *l'underfill* est donc capitale. Dans le cas où l'alignement est effectué sur les interconnexions, la présence *d'underfill* peut altérer leur forme et leur taille [Feger 2009], conduisant à un désalignement de la puce reportée par rapport au substrat.

Lorsque les puces sont correctement alignées, l'étape de thermocompression est ensuite effectuée. Cette dernière comporte deux phases :

- Enjeux de la première phase de scellement

La première phase consiste à évacuer *l'underfill* du sommet des piliers de cuivre et remplir les espaces vides du substrat. Pour cela, le matériau doit être chauffé pour atteindre une viscosité suffisamment faible. L'application d'une force permet l'écoulement de *l'underfill* afin que les interconnexions entrent en contact. Les difficultés de ce procédé présentent donc de nombreuses similitudes avec celles de films isolants. Les propriétés physiques du *WLUF*, associées aux variables 'force', 'température' et 'durée' sont donc des paramètres clés. En effet, une force trop élevée conduit à une extrusion du joint de brasure pouvant créer des courts-circuits (figure 1.33-a), tandis qu'à l'inverse, elle ne permet pas le contact (figure 1.33-b). Une température élevée permet d'atteindre une viscosité suffisamment faible pour permettre l'écoulement et remplir les vides mais, trop haute, elle peut conduire à la fusion du SAC ou à la réticulation définitive du *WLUF*.



D'autre part, si la viscosité du *WLUF* est trop faible, le polymère peut s'étendre sur le substrat jusqu'à recouvrir les connectiques adjacentes (figure 1.34-a), empêchant alors le report de la puce voisine. Cette partie de *l'underfill* s'étendant sur les côtés de la puce est appelée *filet*. Les spécifications sur ces dimensions dépendent du motif des puces mais traditionnellement, il est souhaité être le plus petit possible (environ 100 μm) afin de permettre l'augmentation de la densité de puces. Grâce à l'expérience acquise avec le procédé *CUF*, il est traditionnellement convenu que le *filet* doit être concave [Nah 2011] et homogène sur tout le pourtour de la puce afin d'assurer un maximum de fiabilité à l'empilement (figure 1.34-b) [Lau 2000]. Zhai *et al.* ont également étudié l'importance de la hauteur du *filet* sur les délaminations

des empilements sur substrats organiques lors de tests de fiabilité [Zhai 2004]. Il est démontré qu'un *filet* remontant à la moitié de la puce reportée minimise les délaminations de puces.

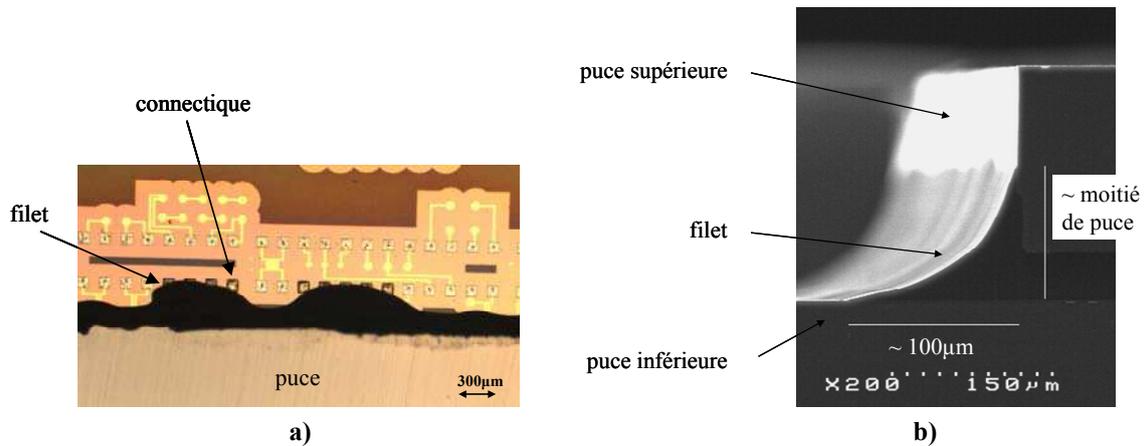


Figure 1.34 : Observations du *filet* [Leti 2010]
a) vue microscopique du dessus d'un *filet* recouvrant les connectiques
b) vue de côté par MEB d'un *filet* idéal

○ Enjeux de la seconde phase de scellement

La deuxième phase de thermocompression consiste à élever la température afin d'activer l'agent désoxydant et atteindre le point de fusion du joint de brasure. Le profil de la rampe de température est alors capital.

Le scellement de la puce suivante est ensuite effectué. Afin d'éviter tout risque d'adhésion à l'outil de thermocompression chaud, ce dernier est refroidi à 40°C avant de pouvoir prélever la puce suivante. Le temps de cycle de scellement d'une puce est donc plutôt élevé et typiquement de 1 à 2 min.

• **La réticulation**

L'*underfill* est finalement réticulé grâce au recuit final, traditionnellement 2 heures à 180°C. Les rampes de refroidissement ont un impact primordial sur les contraintes de l'empilement. Dubois *et al.* ont ainsi étudié les conséquences d'un refroidissement à 10°C/min ou d'une trempe sur un *underfill* de la société Henkel [Dubois 2011]. Une analyse par diffraction de rayons X en incidence rasante démontre l'existence d'une structure particulière en lien avec les conditions de refroidissement. En effet, le *WLUF* ayant subi une rampe de refroidissement présente un arrangement périodique avec un espacement de 7,6 nm tandis que celui ayant subi une trempe révèle un arrangement périodique avec deux espacements de 7,6 nm et 4,5 nm. Il apparaît donc qu'en refroidissant lentement, ce polymère a plus de temps pour s'organiser et possède un arrangement périodique avec un unique espacement. La présence de ces arrangements périodiques crée des zones interfaciales où les porteurs de charges sont susceptibles de s'accumuler. Le champ électrique est alors renforcé localement et peut créer des échauffements, réduisant alors la fiabilité de l'empilement. Un refroidissement trop rapide est également responsable de l'apparition d'une contrainte interne dans cet *underfill*, mise en évidence par spectroscopie diélectrique (annexe A). Cette dernière fragilise mécaniquement le polymère et conduit au développement de micro-fissures.

3.2.3 Domaines d'application des différentes techniques

Le tableau 1.6 ci-dessous synthétise les caractéristiques des principales technologies *underfill* utilisables avec des micro-piliers de cuivre. Comme nous pouvons le constater, la technologie *wafer level underfill* présente de nombreux points forts. En effet, elle permet d'augmenter la densité horizontale et verticale de puces tout en possédant un temps de cycle de dépôt faible.

Tableau 1.6 : Récapitulatif des différents procédés de dépôt d'*underfills* [Rector 2001] [Au 2011] [Lee 2011] [Toffanin 2010]

	<i>CUF</i>	<i>MUF</i>	<i>NCP</i>	<i>WLUF</i>
Durée du dépôt par puce (s)	~ 60	~ 10	~ 1,5	~ 0.5
Durée du scellement par puce (s)	~ 10	~ 10	~ 25	~ 50
hauteur inter-puces (µm)	10-80	45-80	20-40	20-40
épaisseur minimale de puce reportée (µm)	~ 100	~ 100	~ 50	~ 50
Espace minimal entre deux puces adjacentes (µm)	~ 600	~ 300	~ 250	~ 150

Cette technologie, encore en cours de développement présente cependant de nombreux enjeux, notamment lors de l'étape de thermocompression. En effet, la formation de la brasure dépend du nombre d'interconnexions, de leurs emplacements et de leurs dimensions mais également des propriétés rhéologiques de la résine. Toutes ces caractéristiques découlent principalement de la composition de l'*underfill*.

3.3 Formulation des *underfills*

3.3.1 États physiques des polymères

De nos jours, une large gamme de polymères est employée dans l'industrie de la microélectronique en tant que résines photolithographiques ou adhésifs. Cependant, seul un groupe restreint peut être utilisé en tant qu'*underfill*, les thermodurcissables, dont la polymérisation est irréversible. Ils sont sélectionnés pour assurer la tenue mécanique des assemblages. La température joue un rôle capital sur leur état structural. A basse température, les molécules forment des pelotes enchevêtrées. On parle alors d'état vitreux. Leur mobilité est d'autant plus faible que la température est basse. Cela confère au polymère une bonne rigidité, une bonne résistance mécanique et une faible capacité de déformation. Lorsque la température augmente, l'énergie thermique fournie aux molécules augmente leur mobilité : les rotations des chaînes sont plus aisées. La matière va passer d'un état vitreux à un état caoutchouteux (figure 1.35). On parle alors de température de transition vitreuse (T_g). Au dessus de T_g , les liaisons entre les chaînes des polymères sont faibles en comparaison de l'agitation thermique, et le polymère devient souple et est capable de se déformer sans rupture. Il en résulte une grande facilité de mouvement des molécules. Lors du scellement, les

étapes d'évacuation de l'*underfill* et de formation du joint de brasure doivent donc s'effectuer au cours de cet état physique du polymère et avant que sa réticulation survienne.

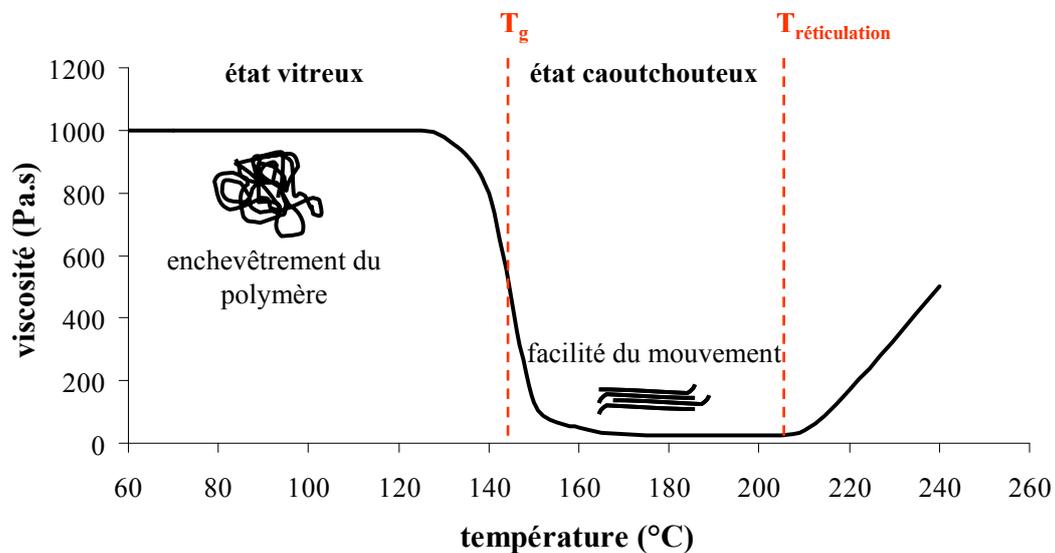


Figure 1.35 : Diagramme d'état des polymères *underfills*

De très nombreuses propriétés physiques (masse volumique, coefficient de dilatation, chaleur spécifique, constantes élastiques telles le module de Young, viscosité, conductivité thermique, indice de réfraction, etc.) varient de façon notable au voisinage de la T_g et sont employées pour sa mesure. L'analyse thermique différentielle est traditionnellement adoptée. D'autres techniques sont également développées pour la mesure de la T_g , comme la spectroscopie diélectrique [Comez 1997], l'étude de la variation de l'indice de réfraction [Singh 2004] et le suivi de l'épaisseur par ellipsométrie [Kawana 2001]. Il est important de noter que la méthode de mesure, et plus spécifiquement les vitesses de chauffe et de refroidissement, affectent la valeur de la T_g elle-même. En effet, plus les rampes de températures sont élevées et plus la valeur de T_g sera grande.

Pour des températures supérieures à celle de la T_g , les catalyseurs thermiques sont activés et la réticulation du polymère thermodurcissable se produit. Ce phénomène est irréversible : le polymère se brisera plutôt que de se déformer. Afin de ne pas dégrader les performances des composants empilés, le choix de l'*underfill* est donc capital.

3.3.2 Polymères utilisés

Parmi les thermodurcissables choisis pour être utilisés en tant *qu'underfill*, on retrouve le plus souvent deux bases polymères : les résines polyépoxydes et les silicones.

3.3.2.1 Les résines polyépoxydes

Les polyépoxydes sont préférés pour leur facilité de fabrication en grande quantité. Leurs chimies reposent sur la réactivité de la fonction trigonale époxy (figure 1.36), qui va s'ouvrir pour permettre la réaction de réticulation.

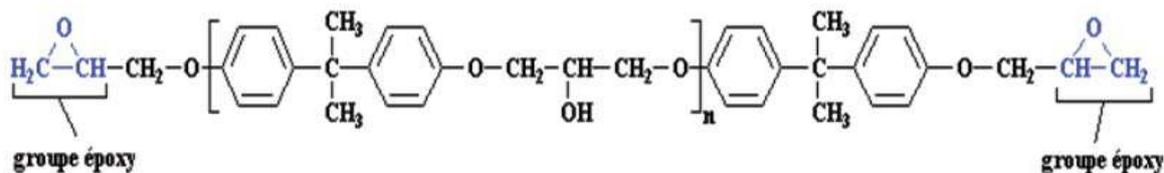


Figure 1.36 : Exemple de structure de polymère polyépoxyde

Les polyépoxydes se caractérisent par une excellente adhésion sur de nombreux substrats. Cette propriété peut être attribuée à la nature très polaire de la fonction époxy. Les polyépoxydes sont aussi connus pour leurs propriétés isolantes. En effet, leur permittivité diélectrique³ est faible et généralement comprise entre 3 et 6 [Dubois 2011]. Les propriétés des polyépoxydes utilisés en tant *qu'underfill* sont résumées dans le [tableau 1.7](#). Il apparaît que le module de Young est élevé : la rigidité de *l'underfill* permet ainsi une meilleure protection des interconnexions [Toffanin 2010]. Mais, à l'échelle de l'empilement, ce facteur apporte néanmoins des inconvénients. En effet, un module de Young élevé peut conduire à des délaminations à l'interface puce/*underfill* [Tan 2000] [Tsao 2004]. C'est pourquoi, des polymères hybrides polyépoxydes-silicones sont en cours de développement par les fournisseurs.

3.3.2.2 Les silicones

Les silicones sont composées de liaisons Si-O avec des ramifications organiques telles que des fonctions méthyle, phényle, ... (figure 1.37).

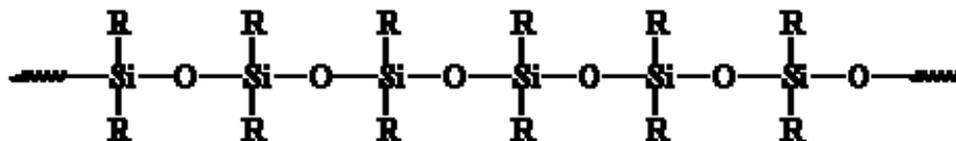


Figure 1.37 : Exemple de structure de polymère silicone

Le grand angle de valence de la liaison Si-O-Si assure la flexibilité du polymère réticulé, que ne possèdent pas les polyépoxydes. Les propriétés diélectriques des silicones sont généralement meilleures que celles de la plupart des polymères. En effet, leur permittivité diélectrique est généralement comprise entre 2.8 et 3.8. Les propriétés des hybrides polyépoxydes-silicones utilisés en tant *qu'underfill* sont résumées dans le [tableau 1.7](#) ci-dessous. Bien que possédant les avantages d'avoir une excellente isolation électrique et d'apporter peu de contraintes à l'empilement, les hybrides possèdent des coefficients d'expansion thermique importants. Afin de diminuer la fatigue thermomécanique de l'empilement, il est donc capital de réduire ces derniers. Pour cela, un élément spécifique appelé charge est ajouté à la composition des *underfills*. Les propriétés de ce produit sont présentées dans la section suivante.

³ Grandeur physique décrivant la réponse du matériau sous l'effet d'un champ électrique extérieur (annexe A).

Tableau 1.7 : Récapitulatif des propriétés mécaniques et électriques des polyépoxydes et des polymères hybrides polyépoxyde-silicone [Saint Martin 2005] [Chung 1995] [Dubois 2011] [Toffanin 2010]

	Polyépoxyde	Hybride polyépoxyde-silicone
T _g (°C)	80 - 120	110 - 140
CTE pour T < T _g (ppm/°C)	20 - 40	140 - 170
CTE pour T > T _g (ppm/°C)	60 - 140	230 - 430
Module de Young (GPa)	4 - 12	0.2 - 0.6
Permittivité diélectrique	3 - 6	2.8 - 3.8

3.3.3 Les charges

Le moyen le plus simple de réduire les CTE des *underfills* est d'y incorporer des particules minérales possédant un CTE faible, appelées charges. Les billes de silice de taille micrométrique sont traditionnellement utilisées (figure 1.38). En effet, elles possèdent une bonne stabilité thermique et chimique ainsi que d'excellentes propriétés diélectriques.

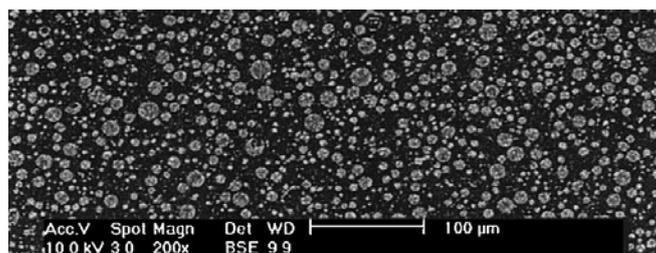


Figure 1.38 : Vue MEB de charges incorporés dans l'underfill [He 2000]

L'insertion de billes d'alumine est également de plus en plus courante. Ces dernières possèdent une conductivité thermique plus élevée ($\sim 30 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ au lieu de $\sim 1 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$ pour la silice [Ferguson 2007]). Elles augmentent donc la dissipation thermique, véritable point bloquant à l'augmentation des performances des circuits intégrés [Gurram 2004].

La figure 1.39 illustre l'impact du taux de charges incorporé sur le coefficient d'expansion thermique d'un *underfill* [Jang 2004].

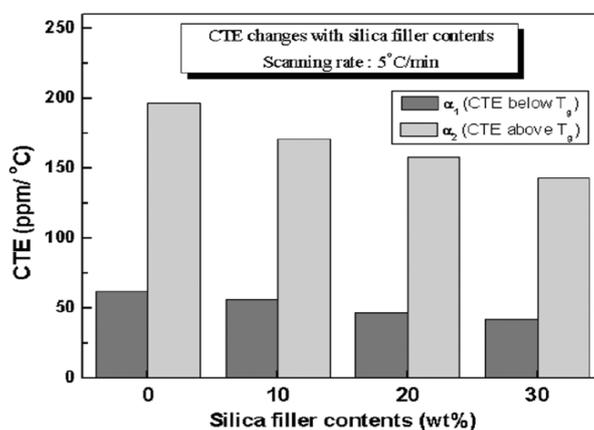


Figure 1.39 : Impact du taux de charges incorporé sur le CTE de l'underfill [Jang 2004]

L'augmentation du taux de charge conduit logiquement à une diminution de la valeur des CTE, pouvant aller jusqu'à 25% pour 30% de charge incorporé. Le taux d'insertion est cependant limité. En effet, l'incorporation de charge réduit la transparence du polymère, ce qui peut conduire à des difficultés de reconnaissance des motifs d'alignement lors du *flip-chip*. De plus, si trop de charges sont incorporés dans *l'underfill*, ils peuvent rester coincés dans le joint de brasure pendant le scellement et empêcher la formation de ce joint. Un équilibre doit donc être trouvé entre les différents aspects liés à la thermique, la transparence et la formation du joint de brasure.

De plus, les charges possédant des propriétés diélectriques et mécaniques différentes de celles du polymère, leur ajout tend à modifier sensiblement les caractéristiques du polymère composite ainsi créé.

De précédentes études ont montré qu'un *underfill* polyépoxyde non chargé possède une permittivité relative d'environ 3,6 à 25°C et 100 kHz ^[Dubois 2011]. L'incorporation de billes de silice ayant une permittivité relative plus élevée ($\epsilon_r = 3,8-4,5$ ^[Senkevich 1998]), conduit à une augmentation de la permittivité qui devient alors égale à 3,8.

En revanche, il arrive que l'ajout de particules ayant une permittivité plus élevée que celle de la matrice polymère diminue la permittivité globale. En effet, Wang *et al.* ^[Wang 2010] ont constaté une diminution de la permittivité des résines polyépoxydes chargées avec 3% de nanoparticules de SiO₂ et Al₂O₃. D'après ces auteurs et comme expliqué dans le manuscrit de thèse de Christelle Dubois ^[Dubois 2011] :

« La restriction du mouvement des chaînes polymères situées au voisinage des nanoparticules serait à l'origine de ce phénomène inattendu. En effet, dans les régions interfaciales, les fortes interactions existant entre la matrice polymère et la nanoparticule perturbent la dynamique et l'organisation des chaînes polymères.»

La permittivité, déterminée par le nombre de dipôles orientables présent dans le système et par leur capacité à s'orienter sous un champ électrique appliqué, s'en trouve donc changée. Un modèle en trois couches, appelé « *multicore model* » a été proposé pour expliquer le comportement des chaînes situées au voisinage de particules de diamètres 20 à 50 nm ^[Tanaka 2005]. Dans la première couche, les chaînes de la matrice polymère sont en interaction avec la charge. Elles sont donc complètement immobiles. Dans la deuxième couche, les chaînes sont faiblement liées à la couche précédente et possèdent donc une mobilité réduite par rapport à la matrice polymère. Chacune de ces deux couches a une épaisseur comprise entre 10 à 30 nm. Bien sûr, ces valeurs dépendent de la force d'interaction polymère/particule. Le reste du polymère, dont les propriétés ne sont pas affectées par la présence des charges, constitue la troisième couche (figure 1.40).

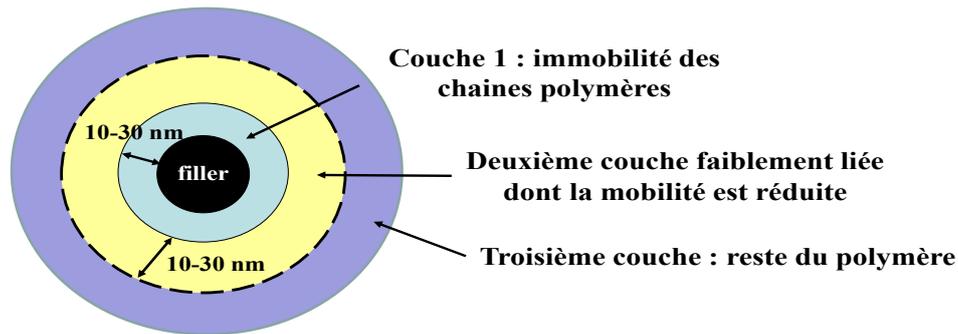


Figure 1.40 : Organisation du polymère au voisinage d'une charge ^[Tanaka 2005]

Ce confinement à l'échelle nanométrique autour des charges a donc un effet important sur les propriétés isolantes des matériaux *underfills*, mais également sur les propriétés mécaniques.

Une controverse concernant l'impact des nanoparticules sur la dynamique des chaînes dans les polymères nanocomposites apparaît dans la littérature. En effet, leur présence ne semble pas avoir d'effet sur la valeur de transition vitreuse, d'après l'étude de Fragiadakis *et al.* ^[Fragiadakis 2007]. De nombreuses publications démontrent cependant que l'ajout de particules est responsable d'une modification de la température de transition vitreuse : une augmentation ^[Cao 2002] ou une diminution ^{[Sun 2004] [Ramajo 2005]}, suivant le polymère utilisé.

D'après les études de Sun *et al.* l'incorporation de nanoparticules de silice conduit à une diminution de la température de transition vitreuse. D'après eux, l'accroissement du volume libre, suite à l'ajout des nanoparticules, augmente la mobilité des chaînes polymères, causant ainsi la chute de la T_g .

De façon inverse, si des liaisons chimiques sont créées à l'interface nanoparticule/polymère, les chaînes perdent en mobilité. Une augmentation de la T_g est donc observée ^{[Cao 2002] [Dubois 2011]}, tout comme un accroissement du module de Young ^[Jang 2004].

3.3.4 Autres agents

La figure 1.41 représente la répartition des différents constituants d'un *underfill*. La composante principale est la matrice polymère thermoplastique (polyépoxyde ou hybride polyépoxyde-silicone). Des taux variables de flux et de charge (*filler*) sont insérés. D'autres agents sont également ajoutés en fonction du procédé envisagé. De façon commune, un *underfill* contient des colorants et des agents réticulants tels que les composés imidazoles. Les procédés déposés de façon liquide contiennent en plus des solvants du type cyclopentanone tandis que les procédés utilisant un film (*NCF* et *WLUF* laminé) comportent des agents flexibilisants.

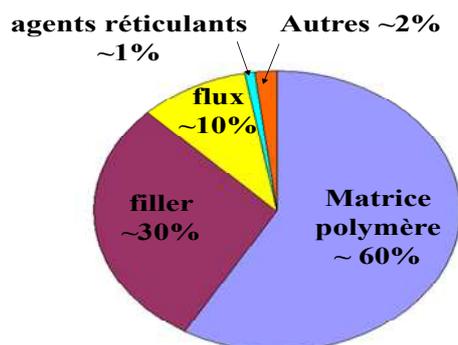


Figure 1.41 : composition d'un *underfill*

Les règles de confidentialité des fournisseurs de ces polymères empêchent néanmoins l'accès aux compositions précises des *underfills*. Nous savons toutefois que leurs variations ont d'importantes conséquences sur les propriétés rhéologiques, mécaniques, isolantes et chimiques des *underfills*.

3.3.5 Cahier des charges du matériau *WLUF*

Comme il a été montré précédemment, le scellement par *WLUF*, mais également le procédé dans sa globalité, présente de nombreux défis. Le matériau *underfill* doit donc être formulé pour répondre à des caractéristiques précises, résumées dans le tableau 1.8.

Tableau 1.8 : cahier des charges du matériau *WLUF*

Electriques	Faible permittivité Faible courant de fuite Champ de claquage élevé Excellente résistance aux tests de fiabilité
Mécaniques	Pas de délaminations Faible contrainte interne Module de Young adapté Bonne adhésion
Chimiques	Non dangereux pour l'environnement Faible perméabilité au gaz Transparence Faible absorption d'humidité Viscosité adaptée Taux de charge adapté afin d'éviter tout piégeage dans la brasure Taux de flux adapté afin de permettre la désoxydation des interconnexions
Thermiques	Faible température d'évaporation du solvant Stabilité thermique Conductivité thermique élevée Coefficient d'expansion thermique adapté à l'empilement

Afin de répondre aux exigences du procédé, de nouveaux polymères sont sans cesse en développement par les fournisseurs. Les principaux sont *Dow Chemical Company*, *Henkel*, *Lord Corporation*, *Sekisui Chemical Company*, *Shin Etsu Chemical Company* et *Sumitomo Bakelite*. Le procédé *WLUF* ayant été développé récemment, quelques publications traitent de sa mise en œuvre ^[Ma 2000] ^[Gagnon 2003] mais assez peu de travaux portent sur la fiabilité des empilements. D'après la littérature, au commencement de ce doctorat, seul *Henkel* en collaboration avec IBM ont effectués une étude complète ^[Feger 2009]. La faisabilité du dépôt d'un *WLUF* possédant 43% de billes de silices est démontrée. Puis, après découpe sans détériorations, les puces sont scellées selon le procédé de thermocompression sur un substrat organique ^[Laine 2006]. Les joints de brasure ont été formés, sans inclusion de *charges*. Les auteurs ont finalement réalisé des tests de fiabilité. Les mesures électriques ont montré que le stockage sous atmosphère humide n'affecte pas l'empilement tandis que les cycles thermiques conduisent à des défaillances des joints de brasure.

Dans cette thèse, on se propose donc d'étudier une solution de remplissage par *WLUF* répondant aux normes de fiabilité *JEDEC*. Au-delà de la recherche du matériau adéquat et de la mise en place du procédé, il s'agit dans cette thèse de comprendre les différents mécanismes mis en jeu lors du remplissage et les conséquences de ce dernier sur les contraintes thermomécaniques de l'empilement.

4 Contributions du doctorat

4.1 Les problématiques prioritaires

Nous venons de voir à quel point la thématique de l'*underfill* a évolué durant ces dernières années. Grâce à l'évolution des chimies et des équipements, les possibilités techniques sont nombreuses. On trouve par exemple des remplissages post-report de composants, tels que le celui par capillarité ou par moulage mais également des procédés s'effectuant avant le report de la puce, comme la colle isolante ou le *wafer-level underfill*.

Nous avons également mis en évidence que ce dernier procédé est une solution prometteuse aux problématiques de densification et de rendement des architectures futures. Cependant, la nouveauté des matériaux *WLUF* et les enjeux de leurs intégrations soulèvent différentes questions, non traitées dans la littérature :

- **Quels paramètres rentrent en jeu durant l'écoulement du *WLUF* lors du scellement ?**
- **Quel est l'impact thermomécanique de ces nouveaux matériaux sur les performances électriques de l'empilement ?**

4.2 Démarche proposée

Dans ce manuscrit, la sélection du matériau *underfill* possédant les propriétés isolantes adéquates est tout d'abord effectuée (chapitre 2). Elle passe par son intégration et donc l'optimisation du procédé de remplissage. Cette étude mettra en évidence les nombreux enjeux de l'étape de thermocompression. En effet, la réalisation du joint de brasure est rendue complexe par l'utilisation du *WLUF*, qui peut rester coincé entre les interconnexions.

Jusqu'à présent, la méthode utilisée pour déterminer les paramètres de scellement optimaux consiste à multiplier les essais. Cette technique reste cependant coûteuse et peu productive. Il serait donc intéressant pour les industriels d'avoir un modèle leur permettant de prédire le comportement de *l'underfill* pendant la thermocompression. L'objectif du chapitre 3 est d'établir un modèle analytique décrivant l'épaisseur résiduelle *d'underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs en fonction des paramètres de scellement et des propriétés de la structure scellée (densité d'interconnexions, surface, ...). La compréhension des différents mécanismes mis en jeu et de leurs interactions permettra ainsi d'orienter la conception des futurs polymères *WLUF* et l'assemblage des composants.

Enfin, le dernier chapitre est consacré à l'étude de l'impact des contraintes thermomécaniques de *l'underfill* sur les interconnexions et la puce reportée. Pour cela, un protocole spécifique est utilisé, passant par des analyses numériques et expérimentales. Leurs corrélations avec des tests de robustesse permettent de vérifier si les contraintes mesurées et simulées conduisent à des délaminations ou impactent les résistances électriques des chaînes d'interconnexions.

Chapitre 2 :

Démarche de sélection de *l'underfill* basée sur la morphologie de l'empilement et les performances électriques

Introduction

Afin de répondre aux enjeux spécifiques du procédé *wafer-level underfill*, de nouvelles formulations de polymères sont développées par les industriels de la microélectronique. Ces polymères possèdent des propriétés thermomécaniques, visqueuses et isolantes différentes. Il est donc nécessaire de déterminer s'ils sont susceptibles de répondre aux besoins.

Dans ce chapitre, nous nous intéressons à la sélection du polymère, basée sur des critères morphologiques et électriques. L'objectif est de pouvoir comparer les performances du procédé *WLUF* aux autres technologies utilisant des *underfills*, telles que le *CUF* et le *NCP*.

Pour cela, nous nous attachons dans un premier temps à présenter le protocole expérimental et l'optimisation du procédé. Puis, l'*underfill* répondant au mieux aux critères de sélection est choisi, ses propriétés électriques sont ensuite étudiées en courant alternatif et continu. Afin d'avoir une meilleure idée de ses performances, elles sont comparées à celles d'autres empilements, sans *underfill*, utilisant une colle isolante ou scellés par un *CUF* actuellement utilisé en production.

1 Protocole expérimental

1.1 Critères de sélection

Nous avons évoqué dans le chapitre 1 les nombreux enjeux de chaque étape du procédé *WLUF*. Ces enjeux sont résumés sur la figure ci-dessous :

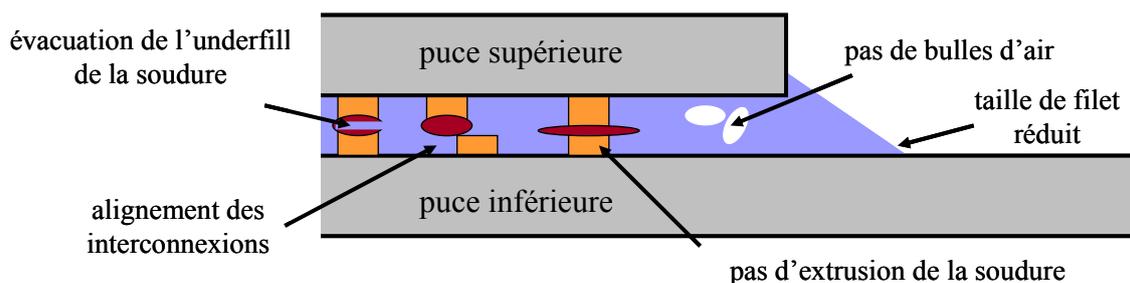


Figure 2.1 : Schéma représentant les enjeux du procédé *WLUF*

Les critères de sélection vérifient donc deux aspects : morphologiques (bulles d'air, *filet*) et électriques (joints de brasure formés, propriétés isolantes de *l'underfill*)

1.2 *Underfills* étudiés

Le marché de l'empilement des composants étant actuellement en pleine expansion, un réel dynamisme des fournisseurs de polymères de remplissage se fait ressentir. Durant la première année de cette thèse, cinq nouvelles formulations de *WLUF* ont été développées par les fournisseurs *Dow Chemical Company*, *Henkel*, *Lord Corporation*, *Shin Etsu Chemical Company* et *Sumitomo Bakelite*. Le tableau 2.1 regroupe leurs propriétés thermomécaniques, issues des données fournisseurs.

Tableau 2.1 : Propriétés thermomécaniques des *underfills* étudiés

	T_g (°C)	CTE α_1 (ppm/°C)	CTE α_2 (ppm/°C)	E (GPa)
Henkel	100	39	100	4
Dow Chemical Company	91	25	95	12
Shin Etsu Chemical Company	137	170	430	0,3
Sumitomo Bakelite	120	40	105	4
Lord Corporation	140	30	100	10

Les mesures de températures de transitions vitreuses T_g et de module de Young E ont été obtenues par analyseur mécanique dynamique⁴ tandis que celles des coefficients d'expansion thermiques CTE sont effectuées par analyse thermomécanique⁵. Il est cependant important de noter que les mesures sont réalisées sur des équipements différents, empêchant la comparaison directe.

Il apparaît cependant que le polymère de *Dow Chemical Company* possède la T_g et le CTE les plus faibles et le module de Young le plus élevé. A l'inverse, de par sa composition hybride polyépoxyde-silicone, le polymère de *Shin Etsu Chemical Company* possède une T_g et un CTE élevés et un module de Young faible.

L'expérience acquise sur le procédé *CUF* nous apprend qu'un module de Young et une T_g faibles réduisent la contrainte induite sur l'empilement tandis qu'à l'inverse, des valeurs élevées semblent protéger les interconnexions [Toffanin 2010]. La littérature ne donne cependant aucune valeur seuil. La sélection de l'*underfill* ne peut donc s'effectuer sur le seul choix des propriétés thermomécaniques : des essais en intégration sont obligatoires.

1.3 Présentation des équipements utilisés

Cette section présente les équipements utilisés au LETI pour l'intégration du procédé *WLUF*. Il est important de noter que, pour la plupart des *underfills*, les essais d'intégration sont réalisés chez les fournisseurs. Seul le polymère de la société *Shin Etsu Chemical Company* a été intégré au LETI. Il s'agit d'un hybride polyépoxyde-silicone, appelé DF3770v10, contenant 30 % de charges (Al_2O_3). Ses propriétés mécaniques sont présentées dans le tableau 2.1.

Se présentant sous forme de film sec, son dépôt est effectué sur le laminateur Takatori TEAM-300A (figure 2.2-a). L'équipement DAB3220 de la société Disco (figure 2.2-b) permet ensuite la découpe. Enfin, la thermocompression est accomplie sur la Panasonic FCB3 (figure 2.2-c). Ses caractéristiques sont résumées dans le tableau 2.2.

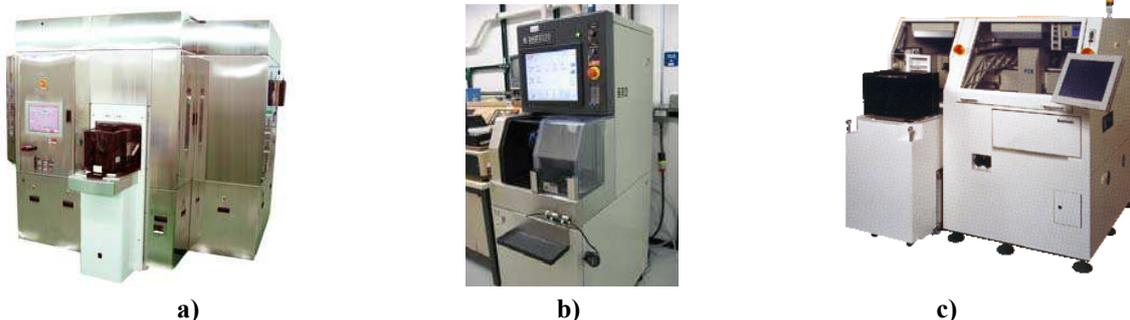


Figure 2.2 : équipements utilisés pour l'intégration au LETI

a) Takatori TEAM-300A

b) Disco DAB3220

c) Panasonic FCB3

⁴ Cette expérience consiste à appliquer une déformation sinusoïdale à un échantillon et mesurer la force résultante transmise par ce dernier à l'aide d'un analyseur mécanique dynamique.

⁵ L'analyse thermomécanique mesure la déformation d'un échantillon sous contrainte non oscillatoire en fonction de la température.

Tableau 2.2 : Caractéristiques de l'équipement de thermocompression

	Force (N)	Température de l'outil de placement (°C)	Température du substrat (°C)	Précision d'alignement (µm)
Panasonic FCB3	1 - 50	20 - 350	20 - 150	± 3

L'assemblage sur l'appareil Panasonic est réalisé suivant les étapes ci-dessous.

- **Préhension de la puce reportée**

Une caméra localise la puce à reporter sur la plaque ; cette dernière étant toujours collée sur le film de découpe. Un système constitué de cinq aiguilles éjecte la puce par sa face silicium du film autocollant. Puis, à l'aide d'une ventouse, la puce est retournée. La tête de scellement vient ensuite l'aspirer.

- **Alignement**

La tête de scellement, supportant la puce à reporter, se positionne au-dessus de la plaque composée des puces inférieures. Une caméra se place ensuite entre la tête et le substrat afin de procéder aux réglages d'angles de rotation et d'alignement.

- **Scellement**

Après alignement, le scellement, à proprement parler, s'effectue. Comme illustré sur la figure 2.3, il consiste en plusieurs étapes intermédiaires. Tout d'abord, la tête de scellement descend à haute vitesse jusqu'à 0,1 mm du substrat (figure 2.3-a). Puis, sa vitesse ralentit jusqu'à ce qu'elle atteigne le substrat. La puce supérieure est ensuite libérée du moteur et une force de contact F_c est appliquée par la presse pendant une seconde (figure 2.3-c). Lorsque la température de consigne est atteinte, la force de thermocompression F est finalement appliquée pendant quelques secondes (figure 2.3-d).

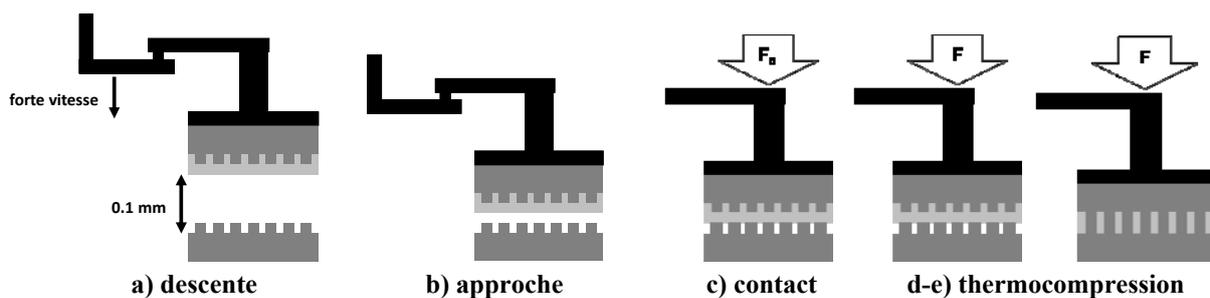


Figure 2.3 : Etapes du scellement par Panasonic

- **Refroidissement**

En vue de la préhension de la puce supérieure suivante, la tête de scellement est ensuite refroidie par azote jusqu'à 40°C. En effet, la saisie à haute température de la puce recouverte par l'*underfill* conduit à des problèmes d'adhésion de cette dernière à la tête de scellement. Ce refroidissement, d'une durée d'environ 30 s augmente considérablement le temps de cycle de la thermocompression.

Un exemple de profil de température et de force de scellement est illustré sur la figure 2.4.

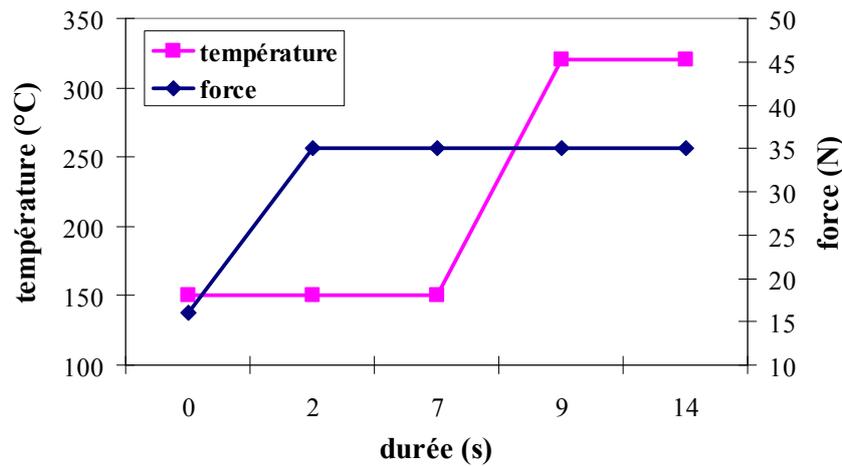


Figure 2.4 : Exemple de profil de thermocompression

Les deux plateaux de température, permettant l'écoulement de l'*underfill* puis la formation du joint de brasure, sont clairement visibles à 150 et 320 °C. Il est important de noter que ces températures correspondent à la consigne de la tête de scellement. En effet, le substrat ne pouvant être chauffé au-delà de 150 °C, un gradient de température existe au sein de l'empilement.

Afin d'avoir une idée de la température au niveau des joints de brasure, une mesure par thermocouple est effectuée. Elle consiste à placer ce dernier, large de 50 µm, dans l'espace inter-puce (figure 2.5). Possédant un diamètre plus élevé que celui des micro-piliers, il ne peut être directement positionné au niveau du joint de brasure. La température mesurée n'est donc pas exactement celle ressentie mais elle constitue une excellente première approche. Les mesures réalisées pour des températures de consigne de tête de scellement comprises entre 150 °C et 400 °C sont présentées sur la figure suivante. Celle du substrat est fixe et égale à 150 °C.

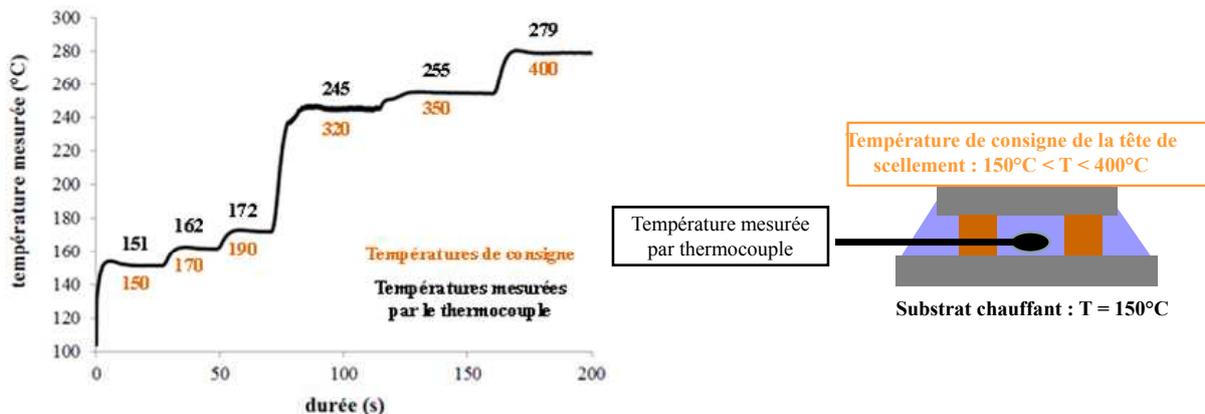


Figure 2.5 : Différences de température entre la consigne et la mesure in-situ par thermocouple

Il apparaît que la température au niveau des interconnexions est logiquement égale à la moyenne des deux températures de consigne (respectivement appliquées à la tête de

scellement et au substrat). La fusion des joints de brasure, constitués de SAC, étant située vers 218 °C, elle est largement atteinte pour des températures de consigne de 320 et 150 °C. Dans un souci de clarté, nous appellerons dans la suite du manuscrit ‘température’, la température mesurée dans l’espace inter-puces, et non celle de consigne.

1.4 Véhicule de test *DIVI*

Le véhicule de test *DIVI* utilisé pour les essais d’intégration est constitué d’une puce supérieure, amincie à 200 μm et de surface 4,9 x 6,1 mm^2 , et d’une puce inférieure, épaisse de 780 μm et de surface 10 x 11 mm^2 . Leur connexion électrique s’effectue grâce à 1812 micro-piliers périphériques et 374 micro-piliers centraux possédant un diamètre et un pas de 25 μm . (figure 2.6 et 2.7).

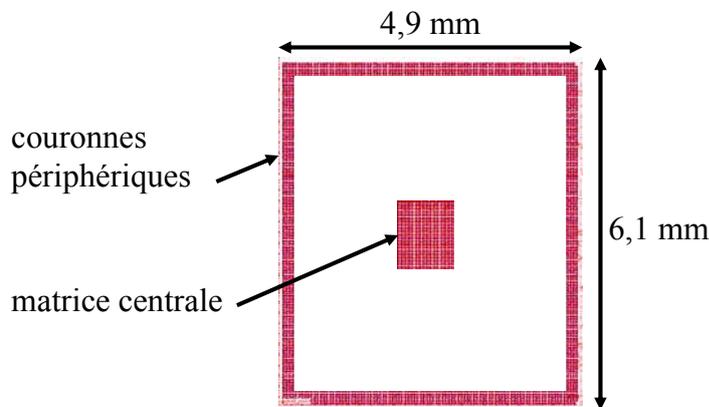


Figure 2.6 : Positionnement des micro-piliers sur la structure *DIVI* supérieure

Les interconnexions inférieures, hautes de $10 \pm 1 \mu\text{m}$, peuvent être de deux compositions différentes : soit de cuivre passivé par du nickel et de l’or, soit uniquement de cuivre (figure 2.7). Nous considérons exclusivement le premier cas dans la suite du chapitre. L’effet de la passivation est uniquement étudié dans la partie 3.1. Les micro-piliers supérieurs sont constitués de 12 μm de cuivre, recouverts par 12 μm de SAC.

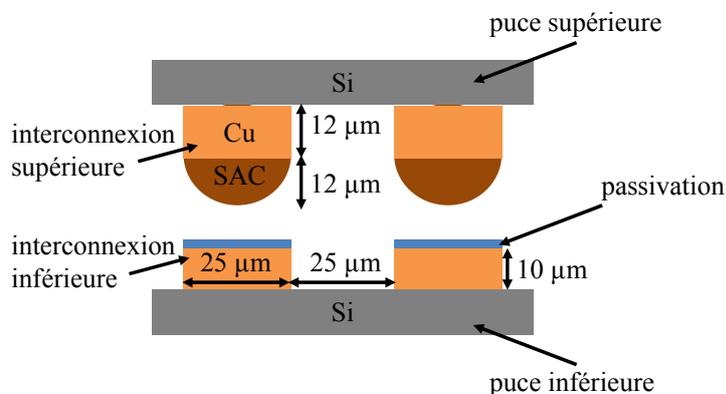


Figure 2.7 : Schéma en coupe des puces supérieures et inférieures de la structure *DIVI*

Ce véhicule de test inclut plusieurs structures autorisant la réalisation de mesures électriques et la vérification de la formation des joints de brasure. On s'intéresse dans notre cas aux mesures de résistance électrique de chaînes de micro-piliers (figure 2.8). Ces chaînes consistent en une succession de plusieurs micro-piliers (2, 10, 100 ou 340), reliés entre eux par des lignes de cuivre. Les chaînes sont situées en périphérie gauche de la structure *DIVI* ou dans la matrice centrale.

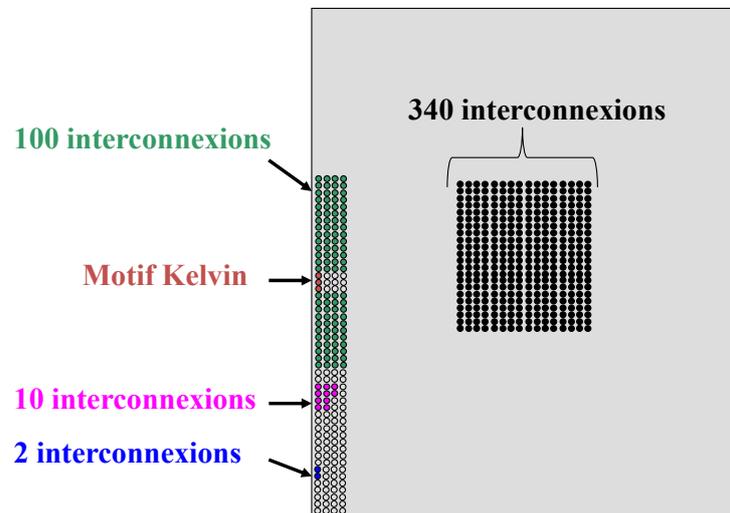


Figure 2.8 : Emplacement des motifs de tests disponibles sur la structure *DIVI*

Une structure complémentaire, appelée motif Kelvin, permet d'effectuer la mesure d'un micro-pilier unitaire.

L'accès aux motifs de test se fait sur la puce inférieure, par des plots en aluminium reliés aux lignes de cuivre. Les mesures électriques de courant et de tension s'effectuent en configuration quatre pointes afin de s'affranchir de la résistance de l'équipement de mesure et des résistances de contact entre les plots et les pointes de la carte. La mesure consiste à injecter un courant de quelques milliampères⁶ et à mesurer la tension aux bornes de la chaîne afin d'en déduire la résistance électrique en appliquant la loi d'Ohm. Cette mesure permet ainsi de vérifier la formation du joint de brasure et l'impact des différents tests de robustesse sur la résistance électrique de la chaîne. Afin d'investiguer plus précisément les mécanismes de défaillances, elle nécessite cependant d'être corrélée à des techniques d'observation.

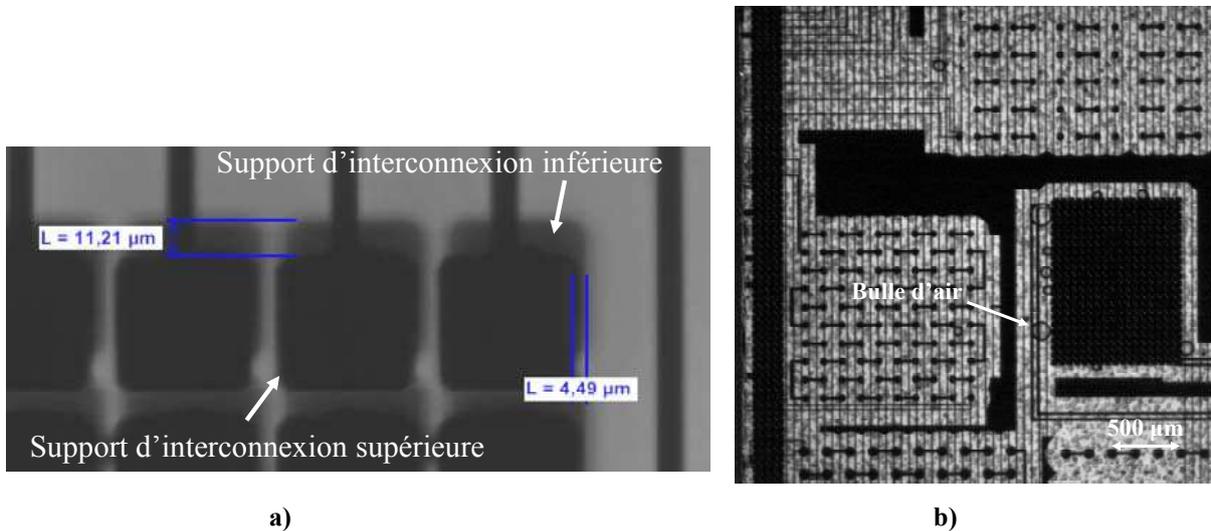
1.5 Techniques d'observation

L'étape de l'assemblage présentant de nombreux enjeux, tels que l'alignement des composants, la formation du joint de brasure et l'élimination des bulles d'air, nous avons développé un protocole d'identification visuelle afin de vérifier l'intégrité des scellements.

⁶ La valeur de courant injectée dépend de la chaîne d'interconnexion testée : 1 mA pour les chaînes de 340 et 100 interconnexions, 10 mA pour les chaînes de 10 et 2 interconnexions et 100 mA pour le motif Kelvin.

- **Microscopie infrarouge**

Cette technique utilise un faisceau de longueur d'onde comprise entre 310 et 1100 nm pour traverser verticalement l'empilement. Elle autorise la mesure du désalignement des composants (figure 2.9-a), qui doit être le plus faible possible et permet d'identifier et d'étudier les bulles d'air (figure 2.9-b).



a) **Figure 2.9 : Utilisation de la microscopie infrarouge**
 a) mesure du désalignement (représentée en bleu)
 b) étude des bulles d'air : ici adjacentes à la matrice centrale

- **Microscopie traditionnelle**

L'observation par microscope est utilisée pour la mesure du *filet*. D'une façon générale, il doit rester le plus faible possible pour augmenter les densités d'intégration. Pour ce véhicule test, il ne doit pas dépasser 300 µm, sous peine de recouvrir les plots permettant les mesures électriques (figure 2.10).

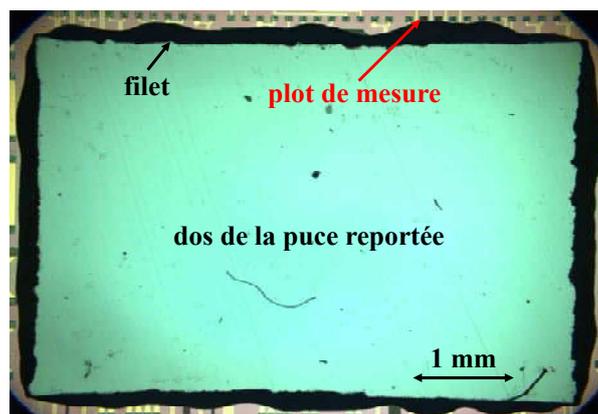


Figure 2.10 : Vue microscopique de face d'un *filet* débordant sur les plots de mesure

- **Microscopie électronique à balayage**

Après assemblage, chaque scellement est découpé en deux puis poli jusqu'aux interconnexions. L'utilisation d'un microscope électronique à balayage (MEB), corrélé aux

tests électriques (cf. §2.3 pour ces derniers), permet l'étude de la formation du joint de brasure (figure 2.11). Il permet également la mesure fine de la longueur du *filet*.

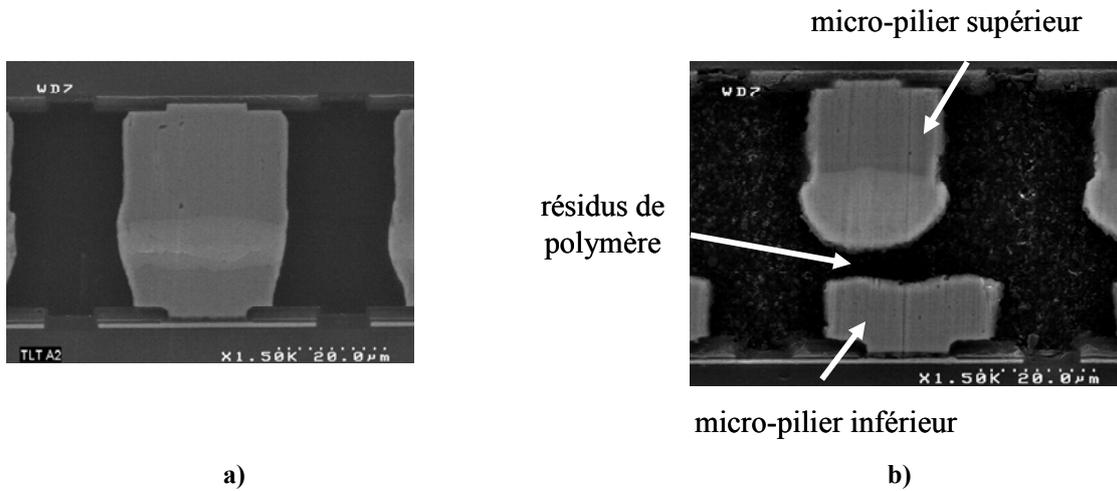


Figure 2.11 : Coupe MEB d'une interconnexion
a) joint de brasure formé
b) joint de brasure non formé

Le protocole expérimental ayant été défini (figure 2.12), la sélection des *underfills* est ensuite réalisée.

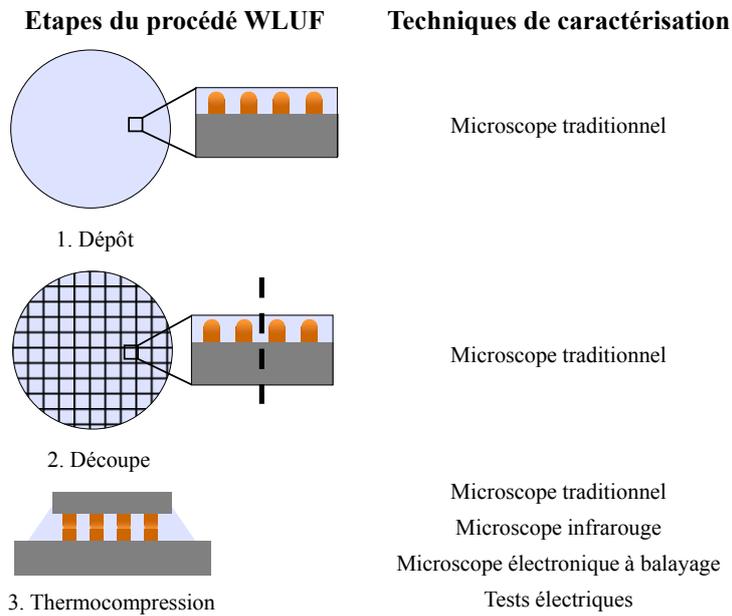


Figure 2.12 : Techniques d'observation adaptées à chaque étape du procédé WLUF

2 Sélection des *underfills*

La section suivante présente l'optimisation du procédé *WLUF*⁷ accomplie sur les équipements du LETI présentés dans la partie 1.3. Puis, la sélection de *l'underfill* est réalisée sur la morphologie de l'empilement final.

2.1 Optimisation du procédé

- **Lamination**

Shin *et al.* [Shin 2012] ont étudié l'impact de l'épaisseur du film de colle isolante sur la formation du joint de brasure. Ils ont démontré qu'un film épais de 15 μm utilisé avec des micro-piliers supérieurs et inférieurs de hauteurs respectives 20 et 5 μm conduit à un scellement sans résidus de polymère dans la brasure et sans bulles d'air.

Notre structure étant composée d'interconnexions hautes de 25 et 10 μm , l'étude de Shin *et al.* permet d'orienter le choix des épaisseurs de *WLUF* à tester. Celui-ci se porte sur quatre épaisseurs différentes:

- une épaisseur plus faible que la hauteur des interconnexions supérieures : 20 μm ,
- une épaisseur égale à la hauteur des interconnexions : 25 μm ,
- deux épaisseurs supérieures aux hauteurs d'interconnexions : 35 et 40 μm ⁸.

Comme illustré sur les figures suivantes, un dépôt de hauteur inférieure à celle des interconnexions supérieures conduit à des défauts de remplissage dans les lignes de découpe (figure 2.13-a). Les laminations d'épaisseurs 25, 35 et 40 μm ne présentent aucun défaut de remplissage. Quelle que soit l'épaisseur considérée, le polymère reste suffisamment transparent pour que les marques d'alignement soient toujours visibles (figure 2.13-b).

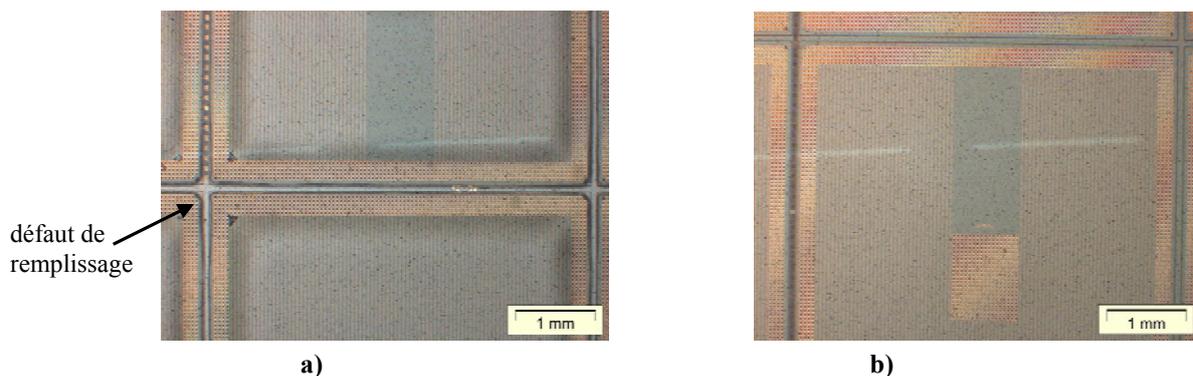


Figure 2.13: Vue microscopique de la surface d'une puce recouverte d'*underfill*

a) polymère épais de 20 μm

b) polymère épais de 40 μm

⁷ Le choix s'est porté sur l'*underfill* DF3770v10 du fait d'échanges scientifiques bien établis entre la société Shin Etsu Chemical Company et STMicroelectronics. En parallèle, les autres fournisseurs ont optimisé leurs procédés *WLUF* sur leurs propres équipements.

⁸ Epaisseurs des films avant dépôt indiquées par le fournisseur.

- **Découpe**

Durant cette étape, la découpe est effectuée à l'aide d'une lame en diamant rotative, refroidie par des jets d'eau. Notre travail a donc consisté à identifier les meilleures conditions du procédé permettant d'empêcher l'arrachement de la couche polymère, sans incruster des poussières de silicium.

L'étude est effectuée sur une plaque composée uniquement de silicium (sans véhicules tests) et d'*underfill*, respectivement épais de 750 et 40 μm . Les paramètres de découpe étudiés sont :

- Vitesse de rotation de la lame : 20000 ; 25000 ; 30000 et 35000 rpm.
- Vitesse d'avancée de la lame : 2 ; 4 et 6 mm/s.
- Débit d'eau : 0,6 ; 1,2 et 1,8 L/s.

Les valeurs de débit d'eau et de vitesse de rotation sont choisies pour être la plus proche possible de celles industrielles. La vitesse d'avancée de la lame est volontairement plus basse que les spécifications industrielles (comprises entre 20 et 50mm/s) car nous craignons un arrachement total du polymère.

- Arrachement du polymère

Après découpe, l'arrachement du matériau polymère est tout d'abord étudié à l'aide d'un microscope. Des exemples de délamination en fonction du débit d'eau et de la vitesse d'avancée de la lame sont illustrés sur la [figure 2.14](#).

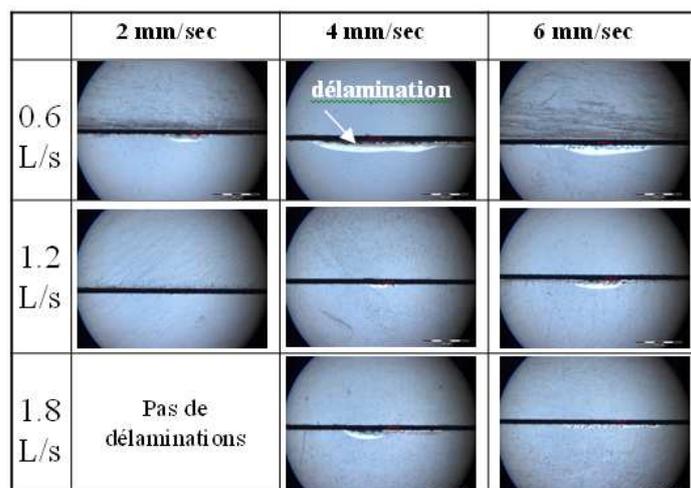


Figure 2.14 : Exemple de délamination pour une vitesse de rotation de 20.000 rpm

Les paramètres de découpe influent donc fortement sur les délaminations du polymère. Les résultats obtenus pour toutes les vitesses de rotation sont résumés dans le [tableau 2.3](#). Une découpe sans délamination est représentée par la couleur verte tandis que les couleurs orange et rouge illustrent une augmentation des délaminations. Les cas 1.2 L/s-6 mm/s-35000 rpm et 1.8 L/s-2 mm/s-35000 rpm n'ayant pas pu être testés, ils sont symbolisés par une case grisée.

Tableau 2.3 : Impact des paramètres de découpe sur les délaminations de *l'underfill*

20000rpm	2 mm/sec	4 mm/sec	6 mm/sec	25000rpm	2 mm/sec	4 mm/sec	6 mm/sec
0.6 L/s	Orange	Rouge	Rouge	Vert	Vert	Vert	Vert
1.2 L/s	Vert	Orange	Rouge	Vert	Vert	Vert	Vert
1.8 L/s	Vert	Orange	Orange	Vert	Vert	Vert	Orange
30000rpm	2 mm/sec	4 mm/sec	6 mm/sec	35000rpm	2 mm/sec	4 mm/sec	6 mm/sec
0.6 L/s	Vert						
1.2 L/s	Vert	Vert	Vert	Vert	Vert	Vert	Grey
1.8 L/s	Vert	Vert	Vert	Vert	Grey	Vert	Vert

Le tableau précédent révèle d'importantes délaminations à faible vitesse de rotation. Afin de les limiter, il faut donc travailler à 30000 ou 35000 rpm. Pour les faibles vitesses de rotation, l'utilisation d'une vitesse d'avancée élevée semble augmenter les délaminations du polymère.

○ Adhérence des poussières à la surface de *l'underfill*

Une étude similaire est effectuée afin d'étudier l'adhérence des poussières dans *l'underfill*. Pour cela, la surface du polymère est observée au microscope après découpe (figure 2.15).

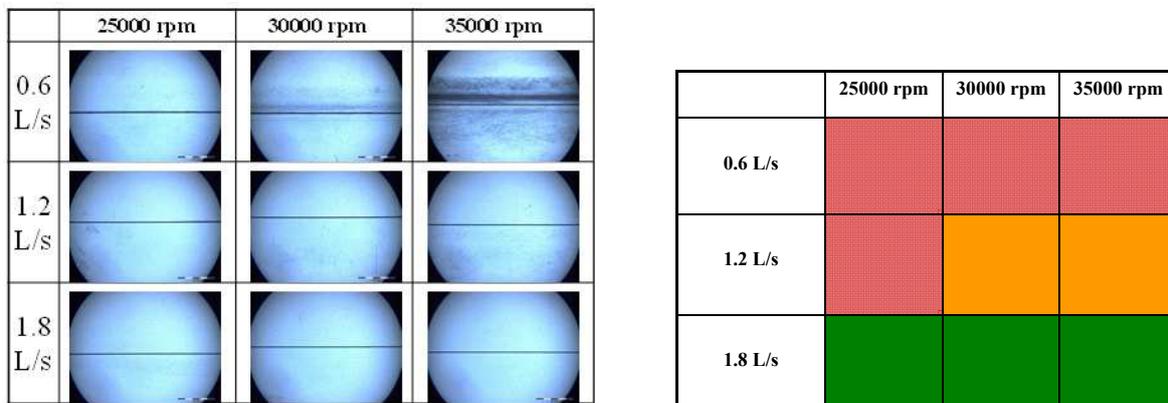


Figure 2.15 : Observation après découpe de l'incrustation des poussières dans *l'underfill*

Quelle que soit la vitesse d'avancée, le débit d'eau semble être le paramètre clé à l'élimination des poussières. En effet, sa valeur la plus élevée permet de supprimer les poussières, quelle que soit la vitesse de rotation de lame, ce qui n'apparaît pas surprenant.

○ Ecaillage de la face arrière de la plaque

L'écaillage de la face arrière de la plaque dépendant principalement de son épaisseur et de sa composition, et non de *l'underfill*, il n'est pas étudié dans ce manuscrit. Ce phénomène étant cependant un point essentiel au bon fonctionnement des composants, il devra également faire l'objet de toutes les attentions lors de l'industrialisation du procédé.

En conclusion, les meilleurs paramètres de découpe pour limiter les délaminations du polymère et l'adhésion de poussières sur sa surface sont une vitesse d'avancée et de rotation de la lame élevée et un fort débit d'eau.

Ayant démontré que le polymère n'était pas arraché à des vitesses d'avancée et de rotation de lame élevées, une étude avec des paramètres plus proches des spécifications industrielles est effectuée. Pour cela, une plaque amincie à 200 μm supportant les véhicules de tests à reporter est découpée selon les paramètres suivants :

- Vitesse de rotation de la lame : 35000, 40000 et 45000 rpm.
- Vitesse d'avancée de la lame : 6, 15, 20 mm/s
- Débit d'eau : 1,8 L/s.

Suivant le protocole précédent, il apparaît qu'une vitesse de rotation de 45000 rpm et une vitesse d'avancée de 20 mm/s élimine les poussières sur la surface du polymère et n'occasionne pas de délaminations (figure 2.16).



Figure 2.16 : Observations microscopiques d'une puce découpée à 40000 rpm, 20 mm/s et 1,8 L/s
a) absence de poussières visibles avec nos moyens de caractérisations (résolution 1 μm)
b) absence de délamination de l'*underfill* visible avec nos moyens de caractérisations (résolution 1 μm)

• Thermocompression

D'après le [tableau 2.2](#), une large gamme de températures et de forces est disponible pour effectuer les scellements sur l'équipement Panasonic. La mise en place d'un plan d'expériences n'est donc pas adéquate à ce stade des travaux. En effet, un tel plan ne permettra pas de voir l'influence des changements fins des paramètres sans effectuer de nombreuses caractérisations lourdes. Or, d'après la littérature ^[Kao 2012], une variation de seulement quelques newtons influe sur la formation de la brasure.

Nous avons donc dû travailler de façon itérative, suivant le protocole décrit ci-après :

- Recherche approximative de la température de thermocompression

La courbe de viscosité de *l'underfill*, donnée par les fournisseurs, nous permet de restreindre la gamme de températures à étudier (figure 2.17).

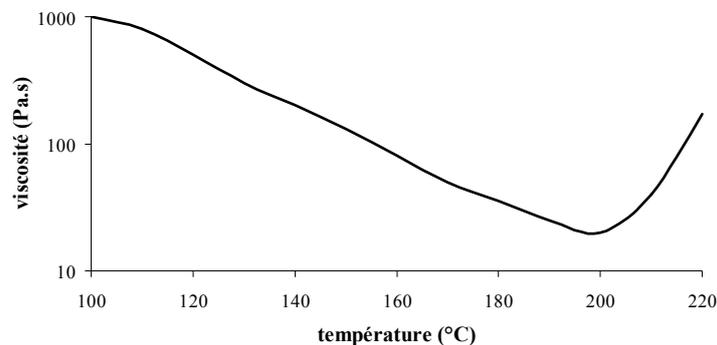


Figure 2.17 : Viscosité en fonction de la température de *l'underfill* DF3770v10 (courbe fournie par la société Shin Etsu Chemical Company)

En effet, l'écoulement du polymère est facilité lorsque sa viscosité est la plus faible, *i.e.* entre 150 et 220 °C. Nous fixons donc dans un premier temps le palier de température permettant l'écoulement du polymère à 150 °C. La température du deuxième plateau doit être supérieure à celle de la refusion des joints de brasure (218 °C). Elle est fixée grâce à la figure 2.5 à 245°C afin de prendre en considération les éventuelles variations d'épaisseurs de silicium et de polymère impactant la conduction thermique.

- Impact de la force

L'effet de la force est ensuite étudié en appliquant 20, 28 ou 35 N pendant 5 s lors de l'assemblage de puces recouvertes par 30 µm *d'underfill*. Chaque scellement est répété quinze fois afin de vérifier la reproductibilité de l'expérience. Les coupes MEB obtenues sont présentées sur la figure 2.18.

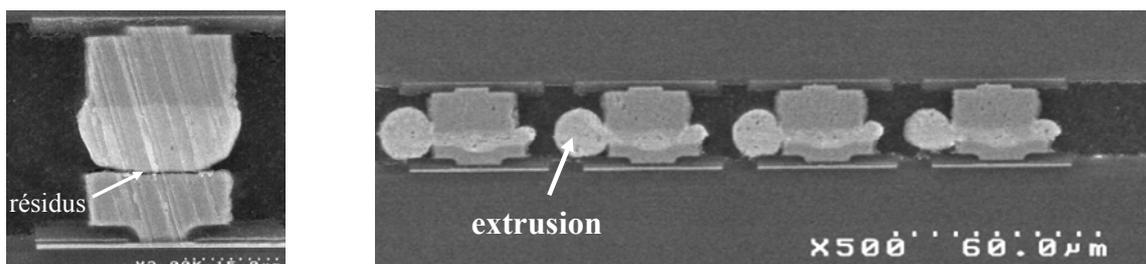
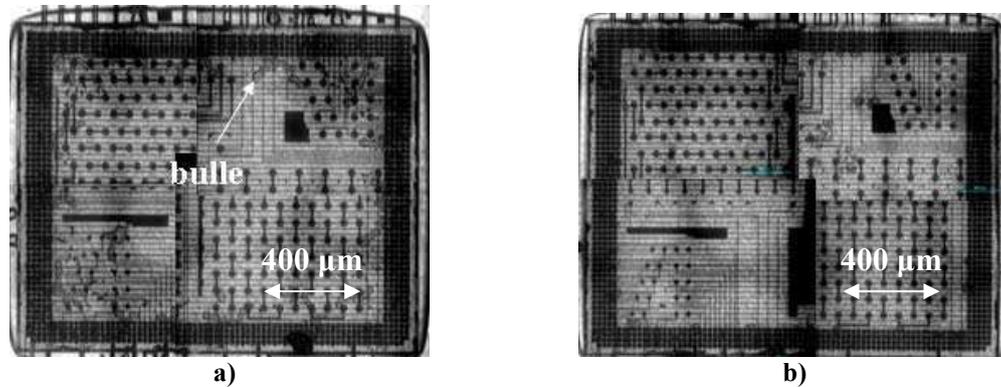


Figure 2.18 : Coupe MEB illustrant l'impact de la force de thermocompression
a) force trop faible (20N) conduisant à des résidus de polymère dans la brasure
b) force trop élevée (35N) menant à des extrusions des joints de brasure

Il apparaît qu'une force de 20 N ne suffit pas à évacuer le polymère de la brasure, empêchant la formation des interconnexions (figure 2.18-a), tandis qu'une valeur de 35 N semble trop importante car elle provoque des extrusions des joints de brasure pouvant créer des court-circuits entre les micro-piliers (figure 2.18-b). Une force de 28N semble conduire à des joints de brasure formés, sans extrusions ni résidus de polymère (voir figure 2.22-a).

- Effet de la température

L'étude de l'impact de la température du premier palier de thermocompression est ensuite effectuée en appliquant une force de 28 N pendant 5 s à 150, 160 et 170 °C. L'augmentation de la température réduit la présence des bulles d'air sans affecter le *filet* (figure 2.19).

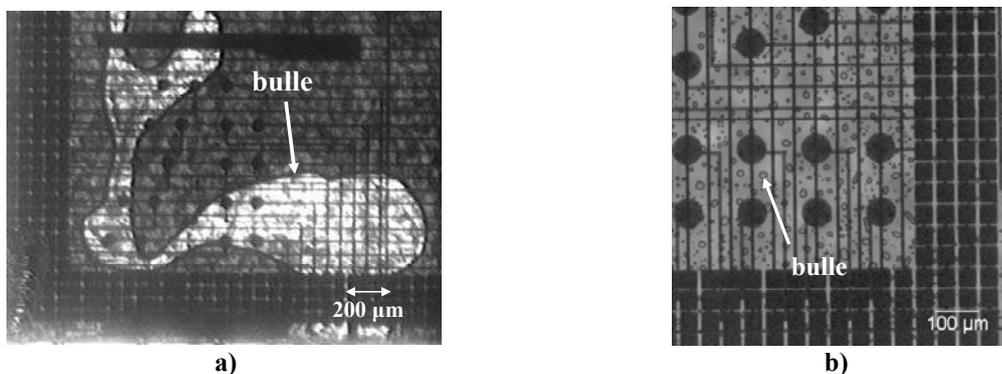


**Figure 2.19 : Observation par microscope infrarouge illustrant l'impact de la température sur la présence des bulles d'air
a) 150°C, b) 170°C**

En conclusion, suite à l'optimisation du procédé *WLUF*, les structures *DIVI* scellées avec l'*underfill DF3770v10* à l'aide d'une force de 28N appliquée pendant 5 s à 170°C puis à 245°C semblent répondre au mieux aux critères morphologiques évoqués dans la partie 1. Leurs performances sont comparées à celles des autres polymères dans la section suivante.

2.2 Underfills répondant aux critères morphologiques

Les assemblages optimisés avec l'*underfill* de la société *Shin Etsu chemical Company* et ceux effectués par les différents fournisseurs sont présentés et comparés sur les figures 2.20 à 2.23 suivantes. Il apparaît que ceux réalisés avec les polymères de *Dow Chemical Company* et *Lord Corporation* possèdent de nombreuses bulles d'air, pouvant réduire la fiabilité des empilements (figure 2.20). Une optimisation de leurs procédés par les fournisseurs est donc encore nécessaire.



**Figure 2.20 : Observation par microscope infrarouge permettant l'évaluation de la présence des bulles
a) Dow Chemical Company, b) Lord Corporation**

L'*underfill* de la société *Sumitomo Bakelite* semble posséder une viscosité trop faible. En effet, l'écoulement de son *filet* dépasse 300 μm et recouvre les plots d'accès aux tests de mesure (figure 2.21).

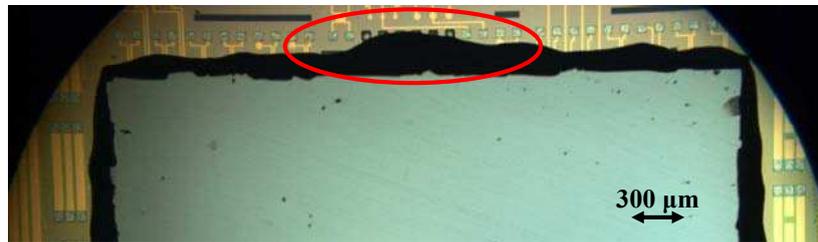


Figure 2.21 : Observation par microscope optique du *filet* des puces assemblées avec l'*underfill* de *Sumitomo Bakelite*

Les polymères d'*Henkel* et de *Shin Etsu Chemical Company* sont les plus prometteurs. En effet, d'après la figure 2.22, les micro-piliers sont formés sans résidus de polymère dans les joints de brasure. Peu de bulles d'air sont visibles et le *filet* est homogène sur le pourtour de la puce, sans dépasser 300 μm .

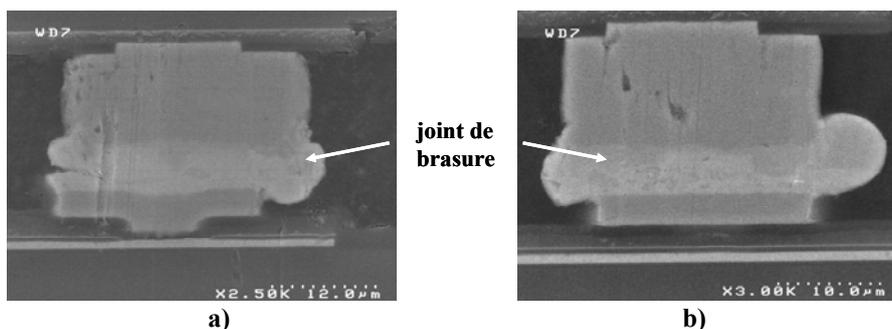


Figure 2.22 : Coupe MEB illustrant la formation du joint de brasure
a) *Shin Etsu Chemical Company*
b) *Henkel*

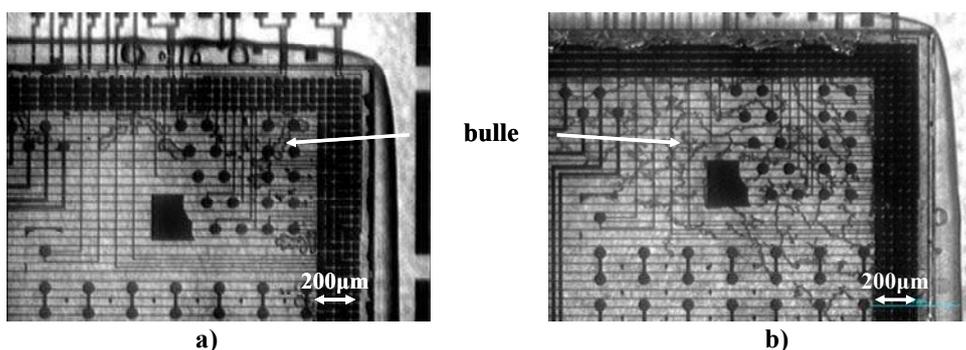


Figure 2.23 : Observation par microscope infrarouge permettant l'évaluation de la présence des bulles d'air
a) *Shin Etsu Chemical Company*
b) *Henkel*

En conclusion, les *underfills* des sociétés *Henkel* et *Shin Etsu Chemical Company* répondant aux critères de sélection morphologiques, leurs performances électriques sont comparées dans la partie 3.

3 Performances électriques des *underfills* sélectionnés

Une des fonctions principales de l'*underfill* étant d'être isolant en toutes circonstances, son comportement est étudié en courant continu puis alternatif à température variable.

3.1 Résistance des chaînes d'interconnexions en courant continu

Les performances isolantes des *underfill* des sociétés *Henkel* et *Shin Etsu Chemical Company* sont tout d'abord comparées en courant continu suivant le protocole du paragraphe 1.4 de ce chapitre. Pour cela, onze et quarante-cinq structures *DIV1* sont respectivement scellées dans des conditions identiques à celles utilisées pour réaliser les empilements de la figure 2.22. Les résistances électriques des chaînes les plus longues, autorisant le test d'un nombre plus important d'interconnexions (340), sont présentées sur la figure 2.24.

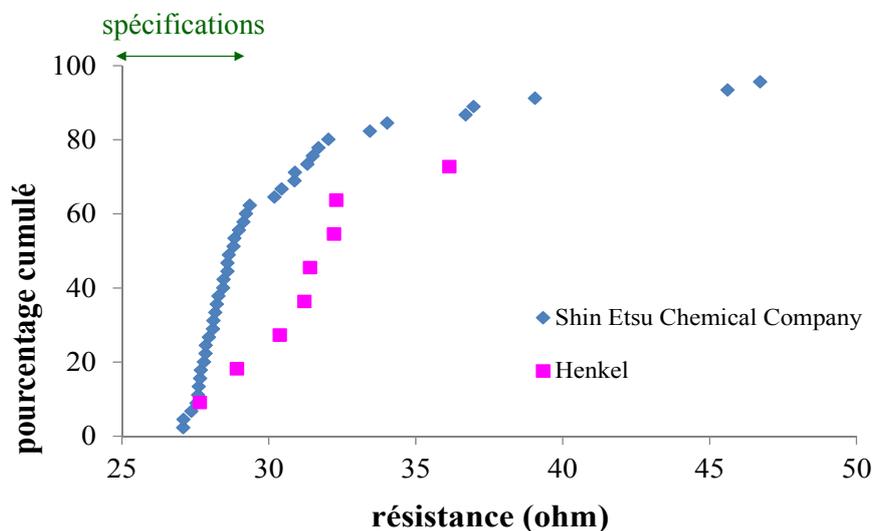


Figure 2.24 : Comparaison des valeurs de résistance de la chaîne de 340 interconnexions des empilements avec *underfills* des sociétés *Henkel* et *Shin Etsu Chemical Company*

Pour le polymère de la société *Henkel*, 22% des empilements possèdent des résistances dans les spécifications⁹ contre 56% des assemblages réalisés avec celui de la société *Shin Etsu Chemical Company*.

En conclusion, l'*underfill* DF3770v10 de *Shin Etsu Chemical Company* est celui répondant au mieux aux critères morphologiques et électriques de sélection. Ce résultat peut néanmoins être attribué aux efforts d'optimisation du procédé menés sur ce polymère. Toutefois, ses performances électriques semblent pouvoir être améliorées en terme de pourcentage de résistances électriques dans les spécifications. La suite de cette section porte sur ce point.

⁹ Les valeurs de spécifications pour la chaîne de 340 interconnexions sont comprises entre 25 et 29 ohms. Elles ont été définies avant le commencement de ce travail de doctorat en moyennant les résultats de 370 empilements *DIV1* sans *underfill* [Garnier 2010].

Nous attribuons les performances électriques de *l'underfill DF3770v10* à une mauvaise formation des joints de brasure, pouvant être causée par :

- une température inadéquate du premier palier de thermocompression pouvant provoquer le piégeage du polymère dans la brasure.
- une température de fusion insuffisante empêchant la formation des intermétalliques.
- la passivation en nickel-or du micro-pilier inférieur

L'évaluation de ces trois causes est effectuée dans la suite de cette partie.

○ Impact du premier palier de température de la thermocompression

L'impact de la température du premier palier de thermocompression est étudié en appliquant une force de 28 N pendant 5 s à 150, 160 et 170 °C. Il apparaît que la diminution de la température réduit la résistance électrique des chaînes de 340 interconnexions (figure 2.25). La diminution de la température accroît donc le nombre d'empilements dont les résistances électriques se situent dans les spécifications (respectivement 73% et 56% à 150 °C et 170 °C).

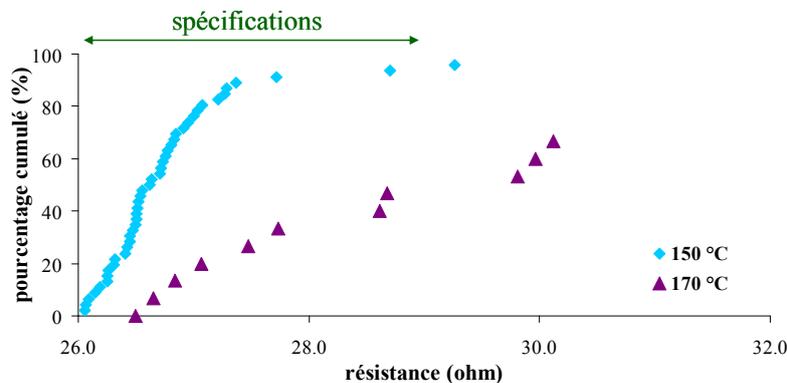


Figure 2.25 : Effet de la température du premier palier de thermocompression sur la résistance électrique de la chaîne de 340 interconnexions

Une force de 28 N appliquée pendant 5 s à 150 °C semble donc être la condition permettant d'obtenir le meilleur écoulement de *l'underfill* des joints de brasure.

○ Impact du second palier de température de la thermocompression

Afin de vérifier l'impact du deuxième palier de thermocompression, permettant la formation des joints de brasures, les conditions suivantes sont appliquées:

- condition A (quarante-cinq scellements): 28 N appliquée pendant 5 s à 150 °C puis 28 N appliquée pendant 5 s à 245 °C
- condition B (dix scellements): 28 N appliquée pendant 5 s à 150 °C puis 28 N appliquée pendant 20 s à 255 °C.

Les résistances électriques des chaînes de 340 interconnexions sont comparées sur la figure 2.26.

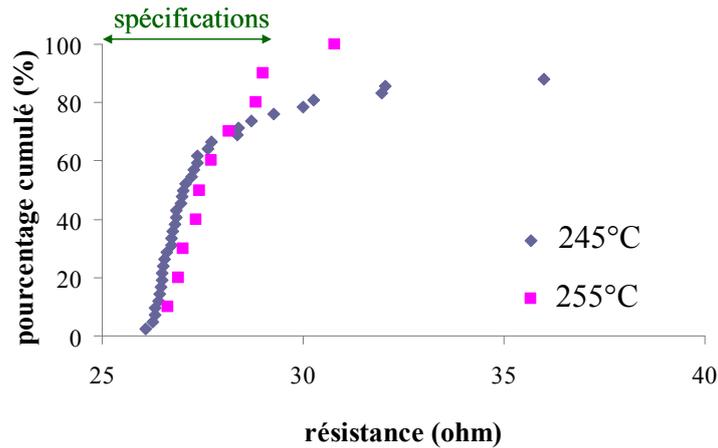


Figure 2.26 : Effet de la température du deuxième palier de thermocompression sur la résistance électrique de la chaîne de 340 interconnexions

L'augmentation de la température et de la durée du deuxième palier de thermocompression semble accroître le nombre d'empilements dont les résistances électriques des chaînes d'interconnexions sont dans les spécifications (respectivement 73 % et 90 % pour les recuits à 245 °C pendant 5 s et à 255 °C pendant 20 s). Des tests supplémentaires aux mesures réalisées par thermocouples sont donc nécessaires à l'ajustement de la température de formation des joints de brasure.

○ Effet de la passivation nickel-or du micro-pilier inférieur

Afin d'étudier l'impact de la passivation du micro-pilier inférieur, quinze scellements de structures *DIVI* possédant des micro-piliers inférieurs uniquement en cuivre sont réalisés suivant la condition A. Il apparaît que tous les assemblages présentent une résistance infinie. Ces résultats indiquent que les joints de brasure ne sont pas formés (figure 2.27), probablement à cause de l'oxyde de cuivre présent sur les piliers inférieurs. Dans ce cas-ci, les propriétés désoxydantes de l'*underfill* DF3770v10 sont donc insuffisantes.

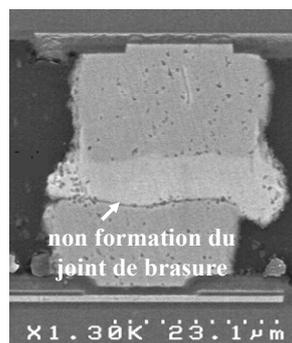


Figure 2.27 : Coupe MEB représentant l'impact de la passivation du micro-pilier inférieur sur la formation du joint de brasure

En conclusion, les structures *DIVI* assemblées avec l'*underfill* de *Shin Etsu Chemical Company* sont celles présentant le meilleur pourcentage de résistance électrique des chaînes d'interconnexion dans les spécifications. Ce polymère répondant au mieux aux

critères morphologiques et électriques de sélection, ses performances isolantes en courant alternatif sont étudiées dans la partie 3.2.

Il est également important de noter que les résultats présentés dans toutes ces premières études de notre travail ont mis en évidence la complexité de l'optimisation du procédé de scellement, qui nécessite de surcroît de nombreuses caractérisations. Cette étape est, de plus, à réitérer lorsque le nombre de micro-piliers, la surface de la puce reportée, la nature ou l'épaisseur *d'underfill* change. Il serait donc intéressant pour les industriels de la microélectronique que les paramètres de scellement idéaux, permettant la formation des joints de brasure, puissent être prédits. C'est pourquoi un modèle d'écoulement de *l'underfill* pendant la thermocompression sera développé dans le chapitre 3.

3.2 Isolation en courant alternatif

L'étude des performances isolantes de *l'underfill DF3770v10*, ainsi que l'impact des *charges* et de la composition et du taux de solution désoxydante, est effectuée par spectroscopie diélectrique. Son principe de fonctionnement est expliqué en annexe A. Comme illustré sur la figure A.1, il repose sur l'application d'une tension sinusoïdale sur un échantillon situé entre deux électrodes métalliques et sur l'analyse de l'amplitude et du déphasage de la réponse en courant du matériau.

Pour notre étude, *l'underfill* est positionné entre l'électrode inférieure dont la couche supérieure¹⁰ est composée de l'alliage CuSnAg et l'électrode supérieure constituée de plots d'or de diamètre 3 mm. Nous appliquons aux bornes de ce condensateur une fréquence comprise entre 10^{-1} et 10^6 Hz et nous effectuons les mesures de permittivité diélectrique et de facteur de pertes entre -60 et 160 °C afin que *l'underfill* soit étudiable avant et après sa Tg.

Une descente en température est tout d'abord réalisée avec une mesure sur la plage de fréquence complète tous les 10 °C de 20 °C à -60 °C, puis tous les 20 °C durant la remontée de -60 °C à 20 °C (figure 2.28-a). De façon similaire, une mesure tous les 10 °C est réalisée de 20°C à 160°C puis tous les 20 °C entre 160 °C à 20 °C (figure 2.28-b).

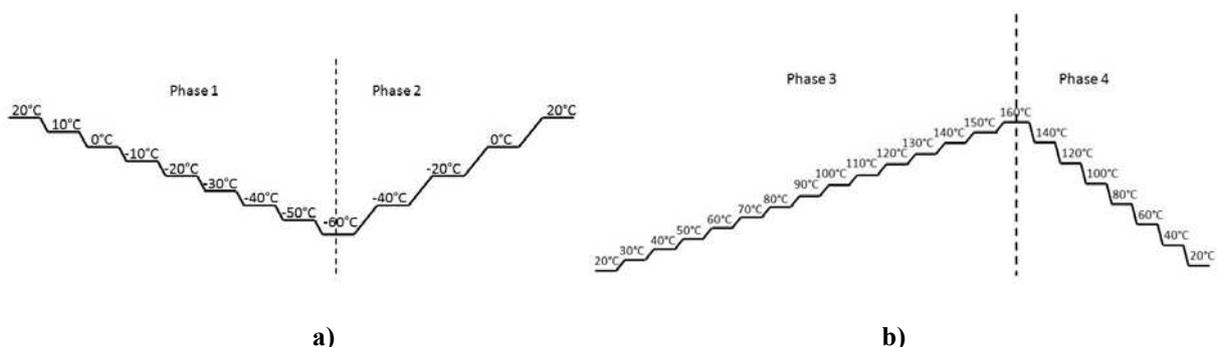


Figure 2.28: Présentation des phases de mesure expérimentale
a) températures négatives, b) températures positives

¹⁰ L'électrode inférieure est constituée de 725 µm de silicium, oxydé sur 1 µm d'épaisseur. Une couche d'accroche de 100 nm de titane et 200 nm de cuivre est ensuite réalisée avant de déposer les couches métalliques (3 µm de cuivre puis 2 µm de SAC).

Un tel protocole de mesure nous permet d'évaluer l'impact des chauffés et refroidissements sur le comportement diélectrique du polymère.

La répétition de cette mesure deux fois sur un même échantillon nous permet d'estimer les incertitudes de mesure de la permittivité diélectrique et du facteur de pertes à 1×10^{-2} et 8×10^{-5} respectivement.

Pour notre étude, la société *Shin Etsu Chemical Company* a formulé différents *underfills*, possédant des *charges* ou non et avec des changements de nature et de taux de flux. Leurs différences sont expliquées dans le tableau suivant.

Tableau 2.4 : Caractéristiques des *underfills* de la société *Shin Etsu Chemical Company*

	taux de <i>charge</i> (wt%)	flux	épaisseur (μm)
<i>DF3770v9</i>	0	X wt% du produit C	35
<i>DF3770v10</i>	30	X wt% du produit C	35
<i>DF3770v14</i>	30	2 X wt% du produit D	30
<i>DF3770v15</i>	30	2,5 X wt% du produit D	30

Dans un premier temps, le comportement de la permittivité relative du matériau *DF3770v9*, donc sans *charges* et avec un faible taux de flux, est étudié suivant le protocole appliqué sur la figure 2.28-b (figure 2.29).

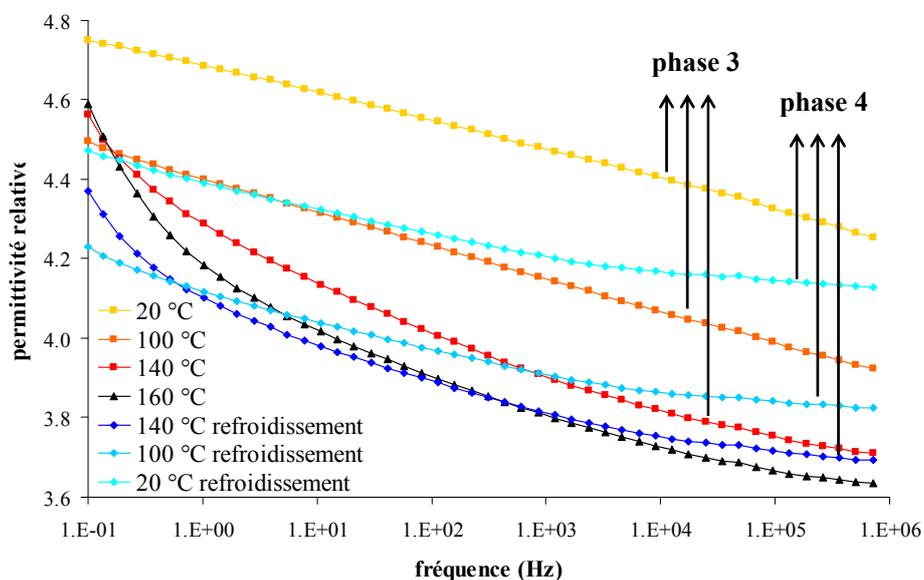


Figure 2.29 : Evolution de la permittivité relative en température (phases 3 et 4 uniquement) et en fréquence du matériau *DF3770v9* (absence de *charges* et faible taux de flux)

Quatre constats peuvent être énoncés à la lecture des mesures présentées sur la figure 2.29 :

- 1^{er} constat : En considérant indépendamment la phase 3 ou la phase 4, on constate que la constante diélectrique diminue avec l'augmentation de la température.
- 2^{ème} constat : Pour une température donnée (et quelle que soit la phase sélectionnée), la constante diélectrique augmente avec l'abaissement de la fréquence. Cette

augmentation dépend de la température à laquelle est soumis le matériau et de l'histoire thermique subie par le matériau.

- 3^{ème} constat : Le matériau est très sensible à l'histoire thermique à laquelle il a été soumis. En effet les valeurs de constante diélectrique obtenues dans la phase 4 et après que le matériau a subi la phase 3, sont plus faibles lorsqu'on compare les résultats à température identique.
- 4^{ème} constat : aux températures les plus fortes couplées aux fréquences les plus faibles, un emballement de la permittivité relative prend naissance avec la diminution de la fréquence.

Discutons plus en détail chacun de ces constats.

1er constat : Ce fait est classiquement observé dans les matériaux où les mécanismes de polarisation diélectrique restent peu importants comme les polymères faiblement polaires. En effet, suivant la théorie de Debye, pour une fréquence donnée, on a : $\epsilon'_r = \epsilon_\infty + \frac{N\mu^2}{3\epsilon_0 kT}$ avec ϵ'_r la permittivité relative, N la densité de dipôles, μ le moment dipolaire, ϵ_0 la permittivité du vide, k la constante de Boltzmann, et T la température en Kelvin. On voit donc que la permittivité relative est inversement proportionnelle à la température.

2^{ème} constat : Cette augmentation de la constante diélectrique avec l'abaissement de la fréquence a pour origine la présence de mécanismes de relaxation dipolaire dans le matériau. Un mouvement dipolaire se traduit par une libération d'énergie qui est alors emmagasinée dans le polymère entraînant alors une augmentation de la constante diélectrique. Aux fréquences les plus basses (donc aux temps les plus élevés), les dipôles ont plus de temps pour bouger et engendrent donc une augmentation plus importante de la constante diélectrique. La quantité de dipôles participant à cette augmentation de la constante diélectrique peut être estimée par $\Delta\epsilon_r$, que l'on peut approximer par l'expression :

$$\Delta\epsilon_r = \epsilon_r(10^{-1} \text{ Hz}) - \epsilon_r(10^6 \text{ Hz}) \quad \text{équation 2. 2}$$

Cette valeur de $\Delta\epsilon_r$ est reportée sur la figure 2.30.

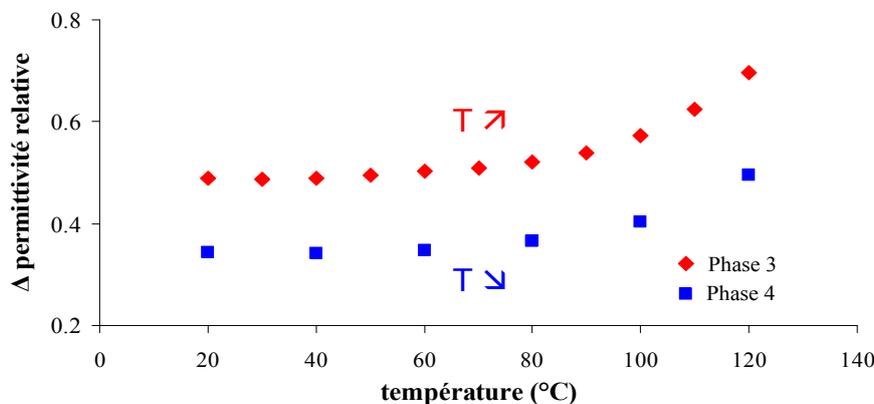


Figure 2.30 : $\Delta\epsilon_r$, représentative de la quantité de dipôles participant à la valeur de la permittivité relative en fonction de la température

Indépendamment des phases, on peut constater que la quantité de dipôles participant à la valeur de la constante diélectrique reste relativement constante de 20 °C à 80 °C. Ceci peut s'expliquer par le fait que le matériau est dans un état fortement visqueux (voire rigide) rendant le mouvement des chaînes polymères difficile. A partir de cette température, le matériau se ramollit favorisant ainsi le mouvement des chaînes et donc l'accentuation de la relaxation dipolaire.

3^{ème} constat : L'histoire thermique joue un rôle particulièrement sensible sur la réponse diélectrique observée comme le montrent nettement les figures 2.29 et 2.30. On constate que la constante diélectrique est plus faible lors de la mesure dans la phase 4 consécutive à la phase 3. Ceci laisse penser que le passage du matériau à des températures élevées (jusqu'à 160 °C) permettrait de faire une post-réticulation du matériau. Cette hypothèse semble cohérente par le fait que le dépôt du polymère s'effectue dans des gammes de températures restant modérées au regard de la réticulation du matériau, dans un souci de conservation d'une viscosité pas trop élevée pour permettre au procédé *WLUF* de s'opérer de façon optimale. Ainsi, lorsqu'on fait nos tests diélectriques à haute température, on réticule un peu plus le matériau. Comme conséquence, le nombre de liaisons chimiques sera plus élevé réduisant par la même occasion la quantité de dipôles disponibles et participant à l'augmentation de la constante diélectrique. Cette hypothèse est bien en accord avec les observations faites sur les figures 2.29 et 2.30. Pour appuyer plus fortement cette hypothèse, nous avons mené des analyses par spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier¹¹ (FTIR) sur ces polymères avant et après les mesures diélectriques. On observe (figure 2.31) une augmentation des pics situés à 780, 1010 et 1070 cm^{-1} , significatifs d'une augmentation du nombre de liaisons Si-C, CH₃ et Si-O-Si et donc de la longueur de la chaîne polymère. Ce résultat renforce donc notre hypothèse.

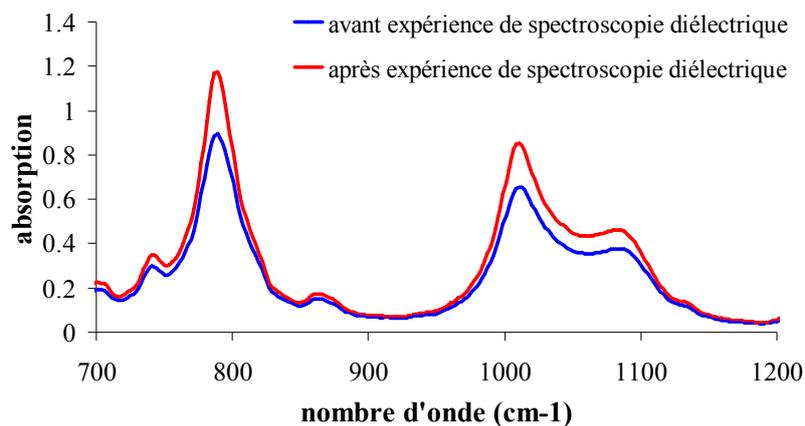


Figure 2.31 : Spectres FTIR illustrant l'impact de cycles de température lors de mesures de spectroscopie diélectrique sur l'échantillon DF3770v9

¹¹ La technique FTIR est basée sur l'absorption d'un rayonnement infrarouge par le matériau analysé, qui provoque des bandes à certains nombres d'ondes. Par le biais de la détection des vibrations caractéristiques des liaisons chimiques excitées, elle permet d'effectuer l'analyse des fonctions chimiques et leur quantification. On accède ainsi directement à la structure moléculaire des matériaux.

Ne connaissant pas la formulation exacte du polymère¹², il ne nous est pas apparu pertinent de pousser plus avant les protocoles expérimentaux de mesure diélectrique au regard de la préoccupation première du contexte de notre étude.

4^{ème} constat : Revenons sur la [figure 2.29](#). Aux températures les plus élevées et aux plus basses fréquences, on peut noter que l'accroissement de la permittivité relative avec l'abaissement de la fréquence est encore plus important. Nous pensons qu'à de telles conditions de température, des charges électriques migrent au sein du matériau et vont se bloquer au niveau des interfaces entre le polymère et les électrodes. Ceci a pour conséquence de générer une capacité parasite interfaciale qui rajoute ainsi de la valeur à cette constante diélectrique. Ce comportement s'apparente à un modèle connu, appelé impédance de Warburg délimitée [Consultrs 2011]. Il représente la diffusion des porteurs de charge dans une couche finie de matériau. Pour évaluer la validité de cette hypothèse, les courbes d'impédances expérimentales à 160 °C sont tracées en fonction de la fréquence et comparées à celles obtenues théoriquement d'après l'équation 2. 3 ([figure 2.32](#)).

$$\bar{Z}(\omega) = \frac{1}{Y_0 \sqrt{j\omega}} \coth[B\sqrt{j\omega}] \quad \text{équation 2. 3}$$

où $B = \frac{\delta}{\sqrt{D}}$, δ étant l'épaisseur de la couche considérée et D le coefficient de diffusion et Y_0 est le paramètre d'admittance.

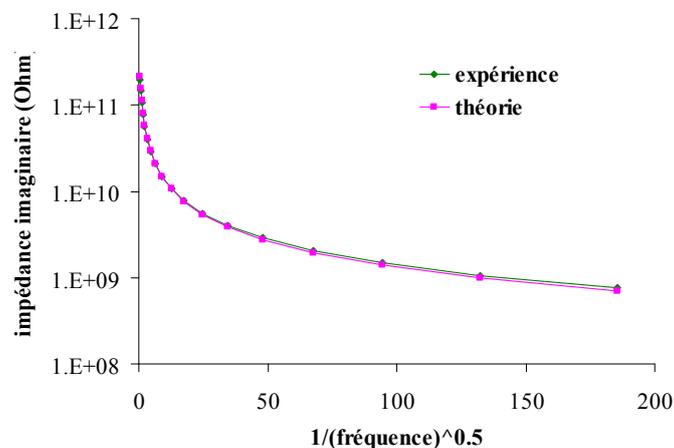


Figure 2.32 : Comparaison des valeurs d'impédances imaginaires expérimentales et théoriques

On peut observer une excellente corrélation entre valeurs expérimentales et théoriques pour des paramètres B et Y_0 respectivement égaux à 1,47 et $2,9 \times 10^{-10}$. Dans ce cas, si δ est l'épaisseur totale de polymère (35 μm), le coefficient de diffusion est égal à $5,6 \times 10^{-6} \text{ cm}^2/\text{s}$. Il est tout à fait cohérent avec la gamme de valeurs trouvées dans la littérature pour le silicone [George 2001]. Il signifie que les porteurs de charge traversent l'épaisseur du polymère en 7 s à 160 °C. La mesure durant environ 30 min, elle leur laisse largement assez de temps pour

¹² confidentialité du fournisseur

diffuser jusqu'aux électrodes. Les porteurs de charge se retrouvent alors bloqués à l'interface entre le polymère et l'électrode.

Ces quatre constats ont permis d'émettre des hypothèses intéressantes sur le comportement diélectrique du polymère *WLUF* étudié. D'autres hypothèses peuvent également être avancées lorsqu'un cycle de chauffe du matériau est appliqué. Une évaporation de l'eau contenue dans l'*underfill* pourrait expliquer une partie de ces comportements mais, comme l'illustre la figure 2. 34, aucune variation significative du pic de la liaison O-H à 3450 cm^{-1} n'est observable par FTIR.

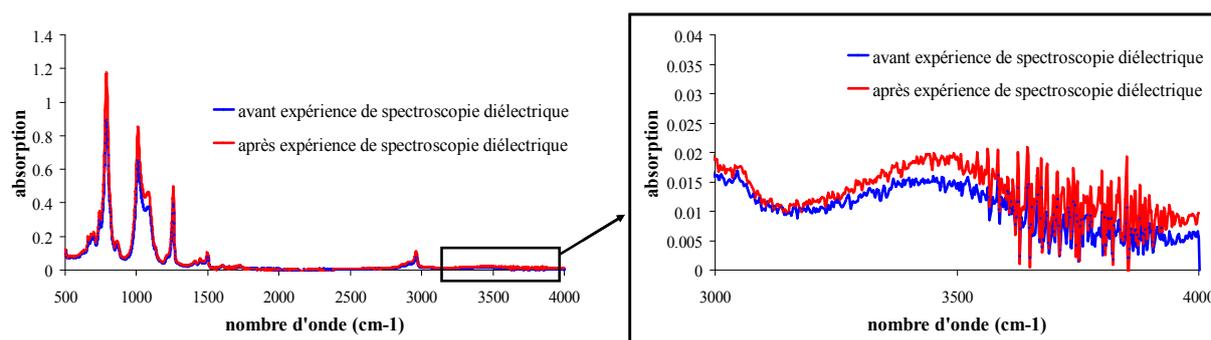


Figure 2.33 : Spectres FTIR illustrant l'impact de cycles de température lors de mesures de spectroscopie diélectrique sur l'eau contenue dans l'échantillon DF3770v9

Même si une partie des phénomènes observés reste inexplicée, les valeurs de permittivité diélectrique et du facteur de pertes des différents *underfills* peuvent être comparées. Nous choisissons de nous placer dans les plages de températures d'utilisations réelles (20 - 125 °C) et plus précisément à 20 °C (phase 3) et 0,1 Hz correspondant à une condition critique de l'isolation électrique au regard des mesures diélectriques réalisées. Les résultats obtenus sont synthétisés dans le tableau 2.5.

Tableau 2.5 : Valeurs de permittivité relative et de facteur de pertes des différents *underfills* de la société Shin Etsu Chemical Company

<i>underfill</i>	permittivité relative	facteur de pertes
<i>DF3770v9</i>	$4,76 \pm 0,01$	$(97,3 \pm 0,8) \times 10^{-4}$
<i>DF3770v10</i>	$4,85 \pm 0,01$	$(108,5 \pm 0,8) \times 10^{-4}$
<i>DF3770v14</i>	$5,02 \pm 0,01$	$(100,4 \pm 0,8) \times 10^{-4}$
<i>DF3770v15</i>	$5,17 \pm 0,01$	$(102,3 \pm 0,8) \times 10^{-4}$

N'ayant aucune référence commune à tous les polymères, nous ne pouvons indiquer le facteur le plus impactant sur leurs performances isolantes, parmi les *charges*, la nature et le taux de flux. Néanmoins, nous pouvons observer une augmentation de la permittivité relative et du facteur de pertes avec l'ajout de billes d' Al_2O_3 ou de solution désoxydante.

Ces résultats permettent donc de mettre aussi en évidence la baisse des performances isolantes des *underfills* avec l'ajout de charge de renfort.

Pour conclure, les mesures diélectriques constituent un indicateur intéressant de l'état de stabilité du polymère *WLUF*. Ces résultats montrent que des recuits thermiques post-remplissage pourraient améliorer les propriétés diélectriques du polymère (diminution de la constante diélectrique et des pertes, réduction de la migration de charges mobiles...) et donc améliorer la fiabilité de l'isolation des interconnexions. L'effet de post-recuits sur la fiabilité des interconnexions pourrait donc constituer une nouvelle piste d'étude dans l'intégration 3D à partir de *WLUF*.

4 Comparaison avec d'autres techniques de remplissage par polymère *underfill*

Les performances isolantes de la technologie *WLUF* sont ensuite confrontées à celles d'empilements sans *underfill*, avec *CUF* et *NCP* (colle isolante) en courant continu.

Pour cela, les assemblages suivants sont effectués :

-procédé sans *underfill* : cent quatre-vingt-six structures *DIVI* assemblées à l'aide d'une force de 20 N appliquée pendant 1 s à 20 °C. La fusion des joints de brasure est ensuite réalisée dans un four selon le profil de température de la figure 4.6.

- procédé *CUF* : quatre-vingt structures *DIVI* sont assemblées suivant le procédé précédent. Le remplissage de l'espace inter-puces est ensuite réalisé par insertion capillaire avec l'*underfill* utilisé actuellement en production à STMicroelectronics.

- procédé *NCP* : cent quatre-vingt-six structures *DIVI* sont assemblées avec une colle isolante en appliquant 40 N pendant 2s à 150 °C puis 40 N pendant 3 s à 240°C. Les structures sont ensuite polymérisées à 165 °C pendant 1h30.

Les résultats des résistances électriques des chaînes de 100 interconnexions sont comparés sur la figure suivante. Leurs spécifications se situent entre 11 et 12 ohms.

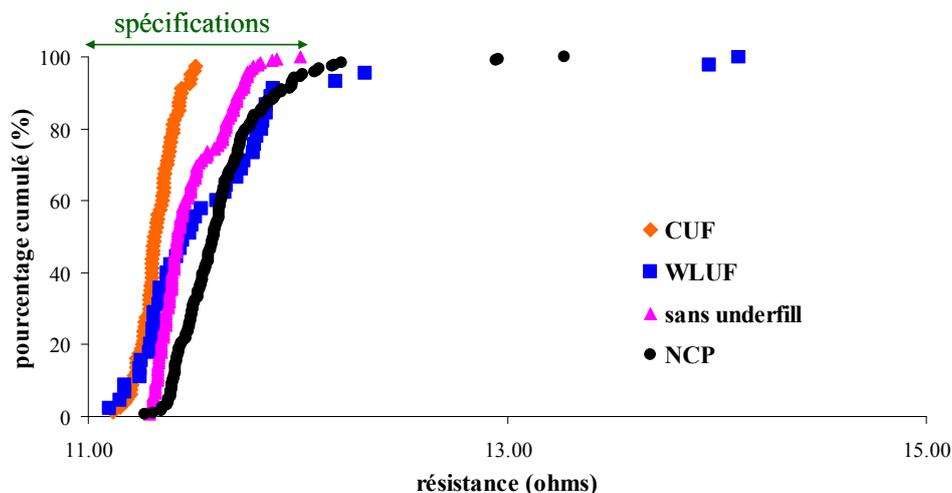


Figure 2.34 : Comparaison des résistances des chaînes de 100 interconnexions des assemblages réalisés sans *underfill*, avec *CUF*, *WLUF* et *NCP*

Bien que les empilements réalisés sans underfills présentent un excellent pourcentage de résistance des chaînes d'interconnexions dans les spécifications (supérieur à 99%), ils ne peuvent être utilisés en production à cause de leur manque de robustesse aux cycles thermiques et chocs. Les assemblages réalisés avec le procédé *CUF* présentent des pourcentages de résistance des chaînes d'interconnexions dans les spécifications supérieurs à 98%. En effet, la brasure des micro-piliers étant réalisée avant l'insertion de l'*underfill*, aucun piégeage de polymère n'est possible. Les technologies *NCP* et *WLUF* présentent des pourcentages proches de ceux obtenus avec le procédé par insertion capillaire actuellement en production à STMicroelectronics (respectivement 94 % et 91 % contre 98 % pour le *CUF*). Bien que possédant un pourcentage d'empilements dans les spécifications plus faible, il est important de noter que le procédé et les matériaux *WLUF* sont encore en développement : le rendement semble donc pouvoir être amélioré.

En conclusion, cette comparaison souligne la faisabilité du procédé *WLUF* pour les structures *DIV1*.

Conclusion

Dans ce chapitre, le cahier des charges portant sur les propriétés requises par le polymère du procédé *WLUF* est présenté, ainsi que différents underfills développés par les industriels de la microélectronique. En se basant sur ces premiers éléments et sur son intégration sur les équipements du LETI, un polymère est sélectionné.

Il est cependant important de souligner la rapidité d'évolution des matériaux chez les fournisseurs d'underfills. Ainsi, dans le cas d'une mise en production du procédé *WLUF*, le polymère sélectionné ne sera sans doute pas celui-ci. Un choix de polymère a néanmoins été nécessaire pour développer le procédé à un point de maturité suffisant pour adresser les questions de fond.

Ainsi, l'optimisation du procédé *WLUF* effectuée dans ce chapitre, et particulièrement l'étape de thermocompression, apparaît comme celle possédant le plus d'enjeux. En effet, elle dépend de nombreux paramètres, tels que l'emplacement et le nombre d'interconnexions, le polymère utilisé, la surface de la puce, ... L'optimisation de cette étape est donc à recommencer à chaque changement de structure scellée. De ce fait, elle est coûteuse en temps et en hommes pour les industriels. Dans la suite de ce manuscrit, nous proposons donc de développer des modèles permettant de prédire les paramètres de scellement idéaux à l'obtention de joints de brasure correctement formés.

Chapitre 3 :

Ecoulement de *l'underfill* pendant la thermocompression : modélisation et confrontation expérimentale

Introduction

Comme nous l'avons souligné dans le chapitre précédent, l'étape clé du procédé *WLUF* est la thermocompression. Celle-ci présente encore de nombreux enjeux. Le principal concerne l'écoulement de *l'underfill*, qui permet aux micro-piliers supérieurs et inférieurs de rentrer en contact. En effet, des résidus de polymère qui se retrouvent bloqués empêchent la formation du joint de brasure. Jusqu'à présent, la méthode utilisée pour déterminer les paramètres de scellement idéaux consiste à multiplier les essais. Cette technique reste cependant coûteuse et peu productive.

Il serait donc intéressant pour les industriels d'avoir un modèle leur permettant de prédire le comportement de *l'underfill* pendant la thermocompression. L'objectif de ce chapitre est d'établir un tel modèle estimant l'épaisseur résiduelle *d'underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs en fonction des paramètres de scellement et des propriétés de la structure (densité d'interconnexions, surface).

Pour cela, la thermocompression ressemblant en de nombreux points au procédé d'emboutissage à l'échelle nanométrique, nous allons nous inspirer des hypothèses et simulations existantes dans la littérature. Elles seront ensuite adaptées au procédé de thermocompression afin de modéliser l'écoulement du polymère. Pour s'approcher au mieux des différentes phases de la thermocompression, le modèle est divisé en deux états, selon que le polymère est uniquement en contact avec les micro-piliers inférieurs ou avec l'ensemble de la surface du composant inférieur. La modélisation sera finalement comparée aux expériences pour différentes conditions de scellement afin de déterminer les domaines de validité. Nous effectuerons également l'étude de l'impact du rayon et du pas des micro-piliers. Pour cela, quatre structures ont été spécialement imaginées et conçues.

1 Etude bibliographique sur la rhéologie des polymères

L'objectif de cette section est de se doter des connaissances nécessaires pour la réalisation d'un modèle d'écoulement du polymère pendant la thermocompression.

1.1 Ecoulements libres

L'écoulement des polymères est étudié depuis la première moitié du XX^{ème} siècle. Eugène Bingham inventa le terme de rhéologie en 1922 afin de décrire l'ensemble des comportements mécaniques observés dans les polymères ^[Bingham 1922]. Parmi tous les auteurs s'étant intéressés au sujet de la dynamique des polymères, Pierre Gilles de Gennes se distingue comme celui ayant apporté les plus importantes contributions. En effet, son modèle de reptation reste aujourd'hui une avancée majeure ^[de Gennes 1971]. Selon ce modèle, les chaînes polymères doivent être vues comme totalement enchevêtrées, tel un 'plat de spaghetti'. Le système est alors bloqué: chaque chaîne ne peut se déplacer qu'à travers un mouvement de reptation à l'intérieur d'un tube formé par les chaînes voisines (figure 3.1). Cette terminologie est utilisée par Pierre Gilles de Gennes en analogie avec le mouvement d'un serpent.

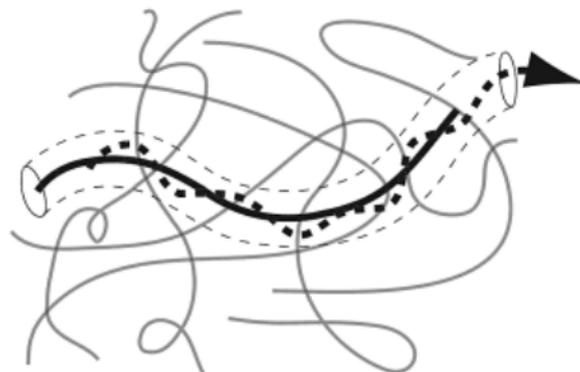


Figure 3.1 : Reptation d'une chaîne à travers un réseau de polymères enchevêtrés. La position initiale de la chaîne est la ligne noire continue, sa position finale est la ligne pointillée épaisse. Le tube fictif dans lequel se déplace cette chaîne est matérialisé en pointillé. ^[Coussot 2012]

Ce modèle ne prend cependant pas en compte l'insertion de particules, telles que des *charges*, sur la dynamique de l'écoulement des polymères. Dans ce cas là, la viscosité de l'écoulement est décrite par d'autres modèles, tels que ceux d'Einstein ^[Einstein 1906] ou Batchelor et Green ^{[Batchelor 1972] [Batchelor 1977]}. Ces modèles représentent parfaitement l'écoulement de polymères lorsque le taux d'insertion de particules reste faible (moins de 3 % pour le modèle d'Einstein et moins de 10 % pour ceux de Batchelor). Au-delà, des divergences avec l'expérience apparaissent, accrues lorsque la forme des particules varie.

L'introduction de particules dans le fluide génère également de nouvelles problématiques d'écoulement. Si les particules s'approchent suffisamment les unes des autres, à cause d'une augmentation de leur concentration par exemple, un phénomène de migration particulaire est

observé : les petites particules ont tendance à se glisser dans l'espace formé par l'amas des grains larges et à s'agréger. C'est ce qu'on appelle le phénomène de ségrégation (figure 3.2).

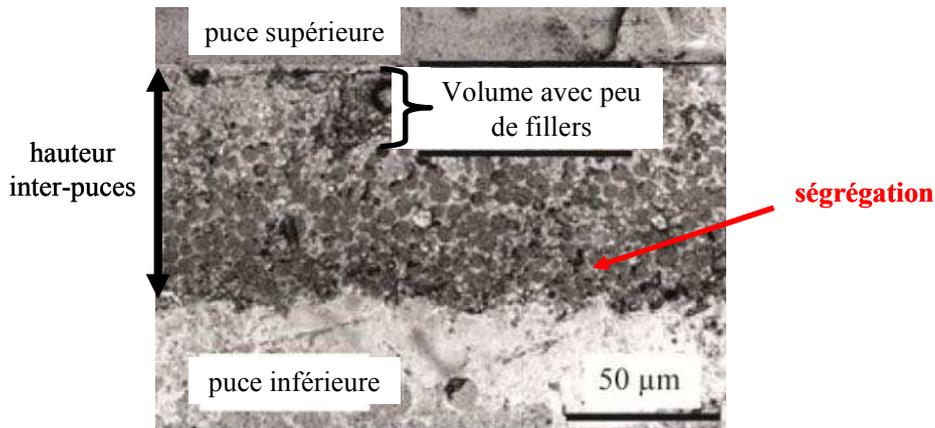


Figure 3.2 : Coupe MEB d'une ségrégation de charges après remplissage par *underfill* de l'espace inter-puces [Franke 2011]

L'incorporation de particules dans le polymère tend donc à modifier et complexifier son comportement.

1.2 Paramètres influençant le remplissage des cavités

Dans le cas de procédés par emboutissage¹³, la dynamique des polymères est influencée par le motif à remplir. D'après les simulations de Rowland *et al.* [Rowland 2005], la largeur de la cavité influence le mode de remplissage. On peut identifier deux modes de remplissage : celui du pic simple et celui du pic double (figure 3.3). Dans le premier cas, le remplissage de la cavité se fait essentiellement par des déplacements verticaux de la résine, avec une déformation principale au centre du motif. L'écoulement est dit d'écrasement. Dans le second cas, le remplissage s'effectue d'abord selon les flancs et dans un plan parallèle au substrat, propageant la déformation de la surface libre de la résine vers le milieu de la cavité. L'écoulement est dit de cisaillement.



Figure 3.3 : Les deux modes de remplissage possible lors du procédé d'emboutissage [Rowland 2005]
a) remplissage par pic simple : écoulement d'écrasement
b) remplissage par pic double : écoulement de cisaillement

¹³ L'emboutissage est une déformation mécanique du polymère à l'aide d'une presse. Ce procédé est utilisé dans de nombreuses applications telles que la nanoimpression ou la thermocompression.

Lorsque la largeur de la cavité augmente, le mode de remplissage passe d'un pic simple à un pic double. Ce phénomène est également observé lorsque l'épaisseur initiale de polymère décroît. Cette évolution a pour conséquence de diminuer les temps de remplissage.

Ceux-ci sont également affectés par la force d'emboutissage. L'étude de l'écoulement de polymères d'épaisseurs micrométriques dans des cavités cylindriques de hauteur $2\ \mu\text{m}$ et de diamètre $10\ \mu\text{m}$ montre que l'utilisation d'une force élevée conduit à un remplissage par double pic, tandis qu'à l'inverse, un remplissage par pic simple s'effectue lorsqu'une force faible est utilisée [Cross 2004].

Ces études révèlent que le remplissage de cavités par un polymère est gouverné par de nombreux paramètres tels que sa viscosité, les dimensions des motifs, l'épaisseur du polymère, la force et la durée d'emboutissage. Afin de faciliter l'optimisation des fenêtres du procédé à mettre en oeuvre, une modélisation complète du processus d'emboutissage à l'échelle nanométrique a été réalisée et rapportée dans le manuscrit de thèse de Tanguy Leveder [Leveder 2008]. Nous en rapportons ci-après les principaux éléments qui nous serviront pour la mise en place de notre modèle.

1.3 Mise en équation du procédé d'emboutissage à l'échelle nanométrique

Dans ses travaux, l'auteur modélise le processus d'impression d'une ligne de largeur micrométrique L dans un polymère d'épaisseur nanométrique (figure 3.4).

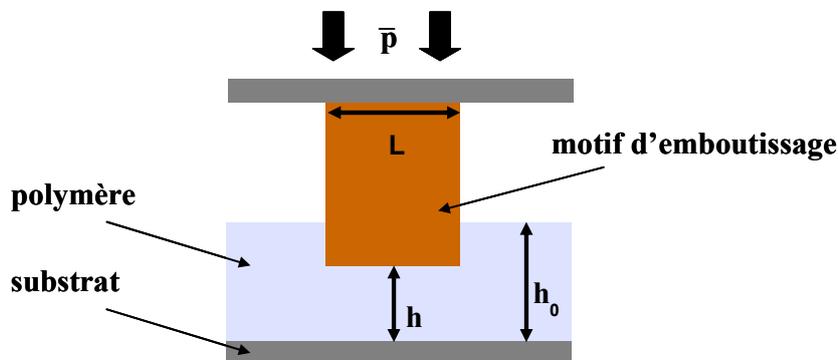


Figure 3.4 : Processus d'impression d'une ligne dans un polymère

Pour cela, plusieurs hypothèses simplificatrices sont utilisées. Elles sont de deux ordres :

- Certaines sont des hypothèses matérielles qui ont pour objectif, en reliant entre eux certains paramètres cinématiques ou mécaniques, de décrire le comportement intrinsèque de la matière au sein de l'écoulement.

L'hypothèse sur laquelle se base le modèle est **l'homogénéité du matériau** polymère. Elle sous-entend qu'une seule espèce est présente dans l'écoulement et que la masse volumique

$\rho = \frac{dm}{dV}$ (équation 3. 1) est indépendante du volume dV sur lequel elle est considérée. Cette

hypothèse des milieux continus [Lai 1996] présente un réel intérêt pratique car ses équations mécaniques sont relativement simples.

Une hypothèse matérielle supplémentaire utilisée pour la mise en équation est **l'incompressibilité** du polymère. Elle revient à considérer la masse volumique homogène et stable dans le temps.

Enfin, la dernière hypothèse est celle concernant l'état rhéologique de *l'underfill*. Lorsqu'un écoulement se produit le long d'une paroi supposée fixe, les vitesses sur la paroi sont nulles tandis qu'elles sont égales à la vitesse de l'écoulement non perturbé loin de la paroi. Sur une normale à la paroi, la vitesse varie donc selon une loi dépendante de la viscosité du fluide. Cette notion, évoquée au chapitre précédent, quantifie le rapport entre une contrainte et un gradient de cisaillement. Dans le cas des polymères, la viscosité η dépend de trois paramètres principaux :

- le gradient de cisaillement,
- le poids moléculaire,
- la température.

Lorsque la viscosité est indépendante du gradient de cisaillement, on dit que l'écoulement est **newtonien**.

- D'autres hypothèses sont des simplifications d'échelles. La forme prise par les équations de modélisation est parfois simplifiée par des hypothèses sur des rapports d'aspect. En faisant valoir le fait que des dimensions sont très supérieures à d'autres, la dynamique de l'écoulement prend une forme plus simple.

Deux hypothèses principales permettent la simplification des équations de conservation utilisées dans la modélisation du procédé d'emboutissage : l'hypothèse d'un écoulement de Stokes et l'approximation de lubrification.

Un **écoulement de Stokes** est un écoulement où les effets inertiels sont négligeables devant les phénomènes visqueux. Le rapport entre ces deux effets est quantifié par le nombre de Reynolds Re , défini par :

$$Re = \frac{\rho \times U \times L}{\eta} \quad \text{équation 3. 2}$$

avec U la vitesse de l'écoulement et L une dimension caractéristique.

Dans les cas étudiés par Tanguy Leveder, un ordre de grandeur typique est $Re \approx 10^{-12}$. Ce rapport étant très inférieur à 1, il justifie pleinement l'usage de cette hypothèse.

L'approximation de lubrification est employable lorsqu'une des dimensions de l'écoulement est très faible devant les autres. C'est le cas du procédé d'emboutissage étudié par Tanguy Leveder, où l'épaisseur nanométrique de polymère est négligeable devant celle de

la largeur micrométrique du motif imprimé. Les différentes composantes du champ de vitesse et du champ de pression se simplifient alors.

Enfin, les systèmes cartésiens considérés sont **bidimensionnels**, ce qui permet de réduire le nombre de composantes des champs de vitesses et de pression.

Ces hypothèses autorisent l'utilisation de la mécanique newtonienne des fluides visqueux, et plus particulièrement des équations de Navier Stokes, pour décrire l'épaisseur résiduelle h de polymère durant l'emboutissage :

$$h(t) = \frac{h_0}{\sqrt{1 + \frac{2t \times \bar{p} \times h_0^2}{\eta \times L^2}}} \quad \text{équation 3. 3}$$

où h_0 est l'épaisseur initiale de polymère, η sa viscosité, t la durée d'emboutissage et \bar{p} la contrainte moyenne sur la paroi supérieure (figure 3.5).

Ce modèle est ensuite confronté aux résultats expérimentaux dans la thèse de Pauline Voisin [Voisin 2007]. La tendance décrite par le modèle, à savoir une décroissance de l'épaisseur résiduelle plus rapide pour des motifs de petites surfaces ou avec le temps, y est retrouvée. Cependant, les valeurs obtenues ne sont pas en accord avec celles prédites par le modèle. En effet, d'après le modèle, un motif carré de 1 mm de côté pressé pendant 300 s devrait présenter une valeur d'épaisseur résiduelle inférieure à 10 nm alors qu'expérimentalement, cette valeur avoisine 50 nm. Cette différence est attribuée aux hypothèses simplificatrices du modèle : la surface d'emboutissage considérée est seulement celle du motif, les phénomènes présents au niveau des surfaces libres ne sont pas pris en compte, ce qui a tendance à sous-estimer l'épaisseur résiduelle (figure 3.5).

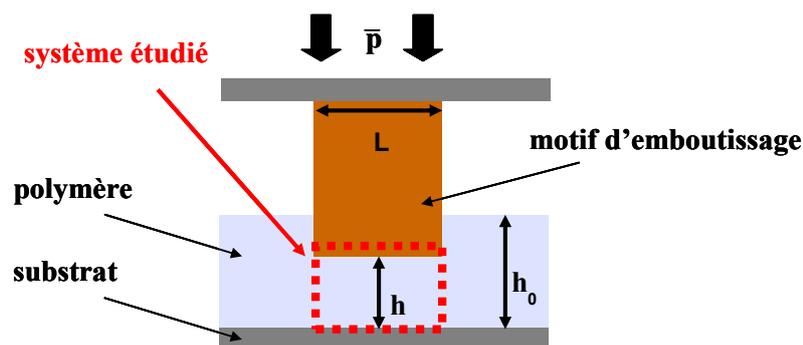


Figure 3.5 : Système modélisé par Tanguy Leveder [Leveder 2008]

Si l'étude des écoulements de polymères est un sujet largement traité, les travaux portant sur le remplissage visqueux de motifs sont plus rares et limités à des dimensions nanométriques. Ils constituent tout de même une base solide pour la modélisation du comportement de l'*underfill* pendant le procédé de thermocompression.

2 Modélisation de l'écoulement pendant le procédé de thermocompression

Comme illustré sur la figure 3.6, les procédés d'emboutissage et de thermocompression avec *WLUF* présentent de nombreuses similitudes.

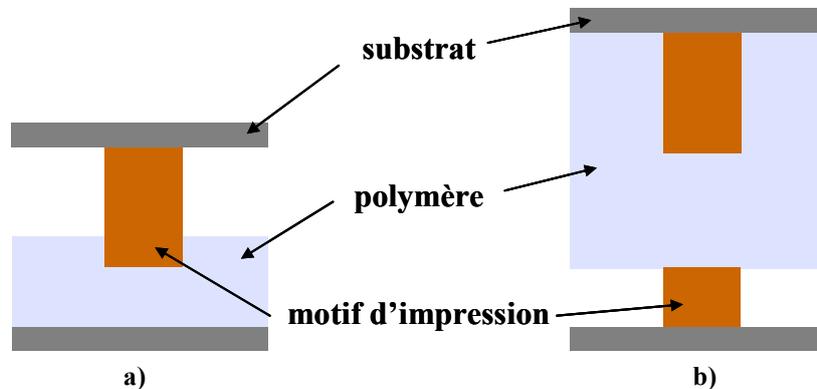


Figure 3.6 : Similitudes entre les procédés
a) de nano-impression, b) de thermocompression avec *WLUF*

Les différences se situent principalement dans :

- le repère utilisé : cartésien dans le premier cas et cylindrique dans le deuxième
- les dimensions : nanométriques dans le premier cas et micrométriques dans le deuxième.

L'objectif de cette section est tout d'abord de vérifier que les hypothèses utilisées dans l'étude de Tanguy Leveder sont valables dans notre cas. La démarche de mise en équation est ensuite similaire mais appliquée à un repère cylindrique afin de définir un système d'équations décrivant l'épaisseur *d'underfill* entre les piliers inférieurs et supérieurs en fonction des paramètres mesurables expérimentalement (force, épaisseur de polymère,...) et des propriétés mécaniques de l'*underfill* telles que la viscosité.

2.1 Hypothèses sur le système étudié

Afin de justifier la modélisation des écoulements présentée par la suite, il est nécessaire de vérifier si les simplifications précédemment employées par Tanguy Leveder sont applicables à notre système. Des hypothèses matérielles, telles que l'utilisation d'un matériau polymère homogène, incompressible et newtonien ont été évoquées et doivent être vérifiées.

Le polymère choisi pour notre étude est le *DF3770v9* (tableau 2. 3). En effet, sa composition sans *charges* réduit sa granulosité. Cela fait de lui le meilleur candidat pour répondre à l'hypothèse d'homogénéité du milieu.

Tout comme la résine utilisée dans les travaux de Tanguy Leveder, le *DF3770v9* est un matériau dont la masse volumique est homogène et stable dans le temps. Il peut donc être considéré comme incompressible.

Afin de vérifier la validité de l'hypothèse d'un fluide newtonien pendant la thermocompression, son comportement rhéologique est étudié en température, grâce à un rhéomètre. Son principe consiste à appliquer un cisaillement dans le matériau grâce à deux pièces planes rotatives tout en mesurant la viscosité du produit étudié. Les mesures sont faites sur la gamme la plus étendue couverte par l'équipement (figure 3.7) :

- vitesse de cisaillement : 0,1 - 100 s⁻¹ ,
- température : ambiante (24°C), 100°C et proche de la T_g (120°C),

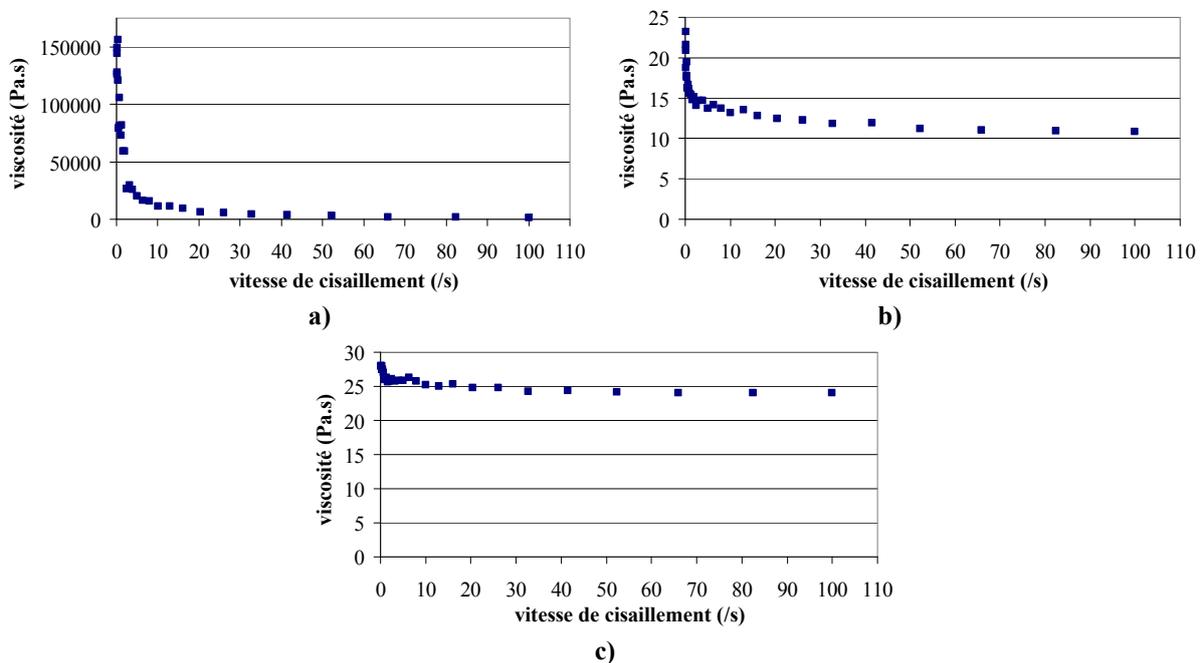


Figure 3.7 : Mesure de viscosité de l'underfill en fonction de la vitesse de cisaillement
a) à température ambiante (24°C)
b) à 100°C
c) proche de la température de transition vitreuse (120°C)

La figure 3.7 montre que, pour une température donnée, la viscosité diminue puis devient constante lorsque le gradient de vitesse augmente. Ce phénomène est dû à l'alignement progressif des chaînes polymères sous l'effet de la contrainte de cisaillement. Le matériau devient donc de plus en plus fluide.

Nous remarquons que la viscosité de l'underfill reste constante entre 65 et 100 s⁻¹ à 20 °C, 50 et 100 s⁻¹ à 100 °C et entre 20 et 100 s⁻¹ à 120 °C. Le polymère est donc newtonien dans une certaine gamme de vitesse de cisaillement. Sous l'effet de la température, celle-ci s'élargit, jusqu'à quasiment contenir l'ensemble de la gamme mesurée pour une température proche de la T_g. Le procédé de thermocompression s'effectuant à des températures proches de cette

dernière où au-delà, nous considérons qu'utiliser l'hypothèse d'écoulement newtonien est justifiée.

Les travaux antérieurs ont également utilisé des simplifications d'échelles, telles que le fait de négliger les effets inertiels devant les effets visqueux ou une des dimensions de l'écoulement devant les autres.

Dans notre cas, lorsque l'équation 3. 2 est appliquée à la structure *DIVI* (figure 2.7), un ordre de grandeur typique est $Re \approx \frac{1500 \times 10^{-3} \times 10^{-6}}{10} \approx 1,5 \times 10^{-7}$. Ce rapport étant très inférieur à 1,

il justifie pleinement l'usage de l'hypothèse d'écoulement de Stokes (prédominance des effets visqueux).

Afin de pouvoir tirer parti des simplifications liées à l'approximation de lubrification, nous nous placerons expérimentalement dans des conditions géométriques adéquates.

L'épaisseur d'*underfill* dépassant de l'interconnexion supérieure sera donc choisie pour être faible devant le diamètre de cette dernière.

Une des spécificités du modèle développé dans la suite de ce manuscrit concerne le repère utilisé. Afin de pouvoir utiliser l'approximation de bidimensionnalité, nous nous placerons dans un repère cylindrique adapté à la géométrie des micro-piliers.

2.2 Modèles rhéologiques

2.2.1 Description de la structure

Pour modéliser l'écoulement de l'*underfill* pendant le procédé de thermocompression, la structure simplifiée considérée est la suivante (figure 3.8-b):

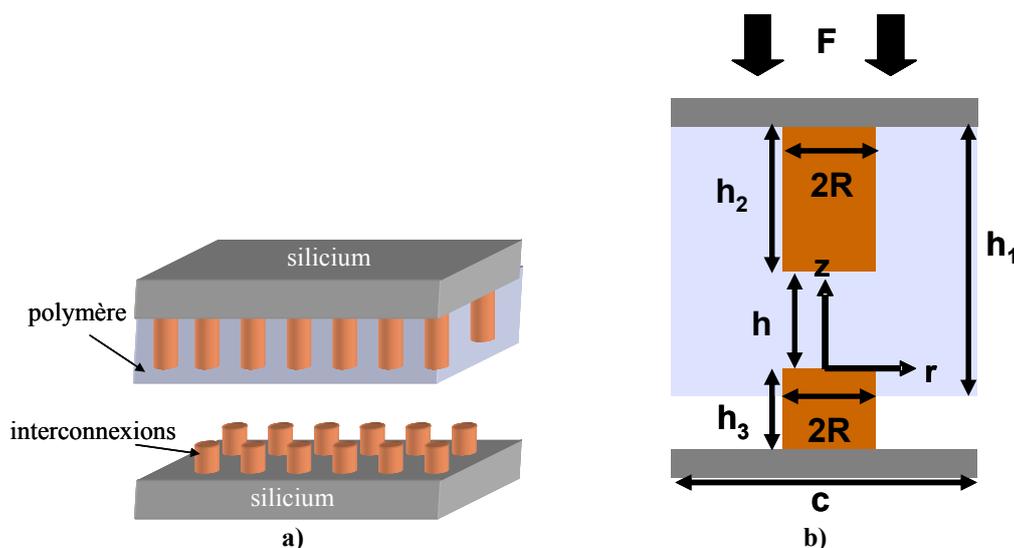


Figure 3.8 : Structure étudiée
 a) structure réelle en trois dimensions
 b) structure bidimensionnelle modélisée

Les deux micro-piliers de la [figure 3.8-b](#) sont étudiés dans un repère cylindrique axisymétrique à deux dimensions (r, z) dont l'origine est située au centre du micro-pilier inférieur. Les interconnexions sont considérées comme parfaitement planes, tout comme *l'underfill* englobant le pilier supérieur, et indéformables.

Dans la suite de ce chapitre, nous utiliserons les notations suivantes, relatives à *l'underfill* :

- épaisseur *d'underfill* initialement déposée : h_1
- épaisseur *d'underfill* résiduelle entre les micro-piliers supérieur et inférieur : h
- masse volumique : ρ
- viscosité : η
- champ de vitesse \vec{u}

où $h(t)$ et $\vec{u} = [u_r(r, z, t), u_z(z, t)]$ sont simplifiés d'après les approximations d'échelles précédemment évoquées.

Des notations liées à la structure seront également utilisées :

- hauteur du pilier supérieur : h_2
- hauteur du pilier inférieur : h_3
- rayons des micro-piliers : R
- champ de pression : P
- force de thermocompression appliquée : F
- durée d'application de la force de thermocompression : t
- pas entre deux micro-piliers : c

où P est considéré comme invariant selon l'axe (Oz) : $P(r, t)$ et $0 \leq r \leq R$.

2.2.2 Modélisation des différentes phases de la thermocompression

- **Les différentes phases de l'écoulement**

Comme décrit dans le chapitre 2, la thermocompression s'effectue selon différentes étapes. Nous considérons comme état initial de cette modélisation l'étape c ([figure 2.3](#)) : le pilier inférieur est en contact avec *l'underfill* mais son enfoncement est négligé ([figure 3.9-a](#)). L'application de la force de thermocompression en température conduit à la pénétration du pilier inférieur dans la couche polymère. L'effort est donc tout d'abord uniquement réparti sur la surface de l'interconnexion : c est ce que nous appellerons la phase 1 ([figure 3.9-b](#)). Puis, à partir du moment où *l'underfill* entre en contact avec le substrat inférieur, nous considérons que nous entrons dans la phase 2. La surface d'application de la force devient alors celle d'un carré de côté égal au pas des interconnexions c ([figure 3.9-c](#)). Contrairement au modèle développé pour le procédé de nano-impression présenté précédemment, l'impact des surfaces libres, situées de part et d'autre de l'interconnexion, est donc ici pris en compte.

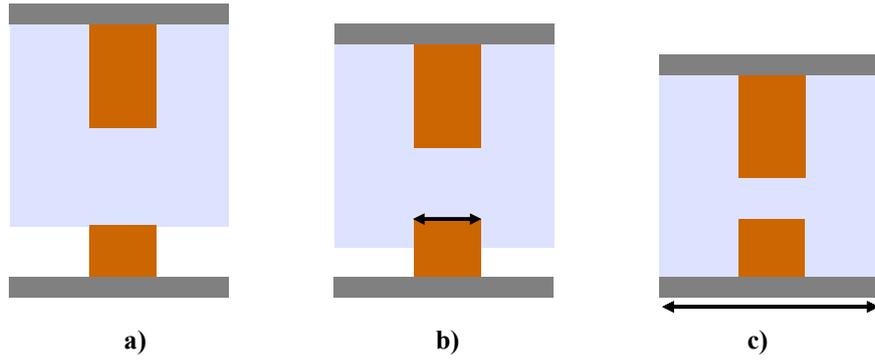


Figure 3.9 : Les deux phases de la thermocompression

a) état initial

b) phase 1 : la surface de contact est le diamètre de l'interconnexion

c) phase 2 : la surface de contact est celle du substrat

Dans les deux cas, z varie entre 0 et h mais lors de la première phase, $0 \leq h \leq h_1 - h_2$ tandis que dans la phase 2, $0 \leq h \leq h_1 - h_2 - h_3$.

- **Première phase de thermocompression: modèle 1**

Lors de la thermocompression, le polymère est tout d'abord uniquement en contact avec les micro-piliers inférieurs (figure 3.9-b) jusqu'à ce qu'il touche la surface du composant d'accueil. C'est cette première phase qui est décrite dans la section suivante.

D'après les hypothèses mentionnées, l'écoulement est celui d'un fluide newtonien incompressible et visqueux dont l'épaisseur est faible devant le diamètre du motif d'emboutissage. Son comportement est décrit par l'équation de Navier-Stokes simplifiée suivante :

$$\rho \frac{\partial u_r}{\partial t} = \eta \frac{\partial^2 u_r}{\partial z^2} - \frac{\partial P}{\partial r} \quad \text{équation 3.4}$$

L'hypothèse d'incompressibilité permet d'écrire :

$$\text{div}(\vec{u}) = 0 \quad \text{équation 3.5}$$

L'intégration de cette équation sur le rayon donne l'équation 3.6 :

$$u_r = r \times g(z,t) \quad \text{équation 3.6}$$

où $g(z,t)$ est une fonction inconnue.

En insérant l'équation 3.6 dans l'équation 3.4, l'intégration de cette dernière selon z donne :

$$g(z,t) = \iint_0^h \frac{\rho}{\eta} \frac{\partial g}{\partial t} dz + \frac{z^2}{2\eta r} \frac{\partial P}{\partial r} + \frac{\partial g(z=0,t)}{\partial z} z + g(z=0,t) \quad \text{équation 3.7}$$

L'hypothèse d'adhérence du fluide à la paroi permet de simplifier l'équation précédente :

$$g(z,t) = \frac{\rho}{\eta} \left[\iint_0^h \frac{\partial g(z,t)}{\partial t} dz - \frac{z}{h} \iint_0^h \frac{\partial g(h,t)}{\partial t} dz \right] + \frac{z}{2\eta r} \frac{\partial P}{\partial r} (z-h) \quad \text{équation 3. 8}$$

La vitesse d'enfoncement étant considérée comme constante pendant le scellement, l'équation 3. 8 devient :

$$g(z,t) = \frac{z}{2\eta r} \frac{\partial P}{\partial r} (z-h) \quad \text{équation 3. 9}$$

En faisant valoir la loi de conservation du débit sur un cylindre de rayon r et de hauteur h , nous obtenons :

$$-\frac{\partial h}{\partial t} \pi r^2 = 2\pi r \int_0^h u_r dz = 2\pi r^2 \int_0^h g dz \quad \text{équation 3. 10}$$

A un instant t , sur le cylindre défini précédemment, le champ de vitesse entrant est celui de la paroi supérieure (en faisant valoir l'imperméabilité de la paroi). Nous savons que le champ de vitesse sortant est celui sur la surface du cylindre et qu'il a la forme définie par l'équation 3. 9. Nous pouvons en déduire l'équation 3. 11 :

$$\frac{\partial P}{\partial r} = \frac{\partial h}{\partial t} \times \frac{6\eta r}{h^3} \quad \text{équation 3. 11}$$

Après intégration selon r , le champ de pression est :

$$P = \frac{\partial h}{\partial t} \times \frac{3\eta r^2}{h^3} \quad \text{équation 3. 12}$$

Pour que cette équation soit exploitable d'un point de vue expérimental, il est nécessaire de faire apparaître non pas le champ de pression, mais la force appliquée par le pilier supérieur. D'après l'équation 3. 13, cette force s'écrit :

$$F = -2\pi \int_0^R P(r,t) \times r dr \quad \text{équation 3. 13}$$

Avec l'expression du champ de pression précédemment établie, l'effort sur la surface de l'interconnexion est finalement :

$$F = -2\pi \frac{\partial h}{\partial t} \times \frac{3\eta R^4}{4h^3} \quad \text{équation 3. 14}$$

En notant $h_1 - h_2 \equiv h(t=0)$, l'intégration de cette équation différentielle par rapport au temps donne la relation suivante :

$$h(t) = \frac{h_1 - h_2}{\sqrt{1 + \frac{4Ft(h_1 - h_2)^2}{3\pi\eta R^4}}} \quad \text{équation 3. 15}$$

avec $F = \frac{F_{\text{consigne_équipement}}}{N}$, où $F_{\text{consigne_équipement}}$ est la force de consigne appliquée par l'équipement de thermocompression et N est le nombre de micro-piliers de la puce reportée.

L'équation 3. 15 décrit l'évolution de l'épaisseur *d'underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs lors de la première phase de thermocompression. L'épaisseur h diminue lorsque la force ou la durée de thermocompression augmente. En parallèle, elle croît lorsque la viscosité de *l'underfill* ou son épaisseur initiale augmente. Une variation des dimensions des micro-piliers, telle qu'une diminution de la hauteur ou un accroissement du rayon, conduit également à une élévation de l'épaisseur résiduelle *d'underfill*.

- **Deuxième phase de thermocompression: modèle 2**

Durant la deuxième phase de thermocompression, *l'underfill* n'est plus uniquement en contact avec les micro-piliers inférieurs mais il touche l'ensemble de la surface du composant d'accueil (figure 3.9-c).

Par conséquent, l'écoulement modélisé ici est une évolution de la phase 1 : la seule différence est de considérer l'impact du substrat. Grâce à un changement d'origine du repère (figure 3.10) et de variable $H = h_2 + h_3 + h$, la démarche est similaire au cas précédent jusqu'à l'équation 3. 9. Nous obtenons ensuite l'équation suivante :

$$g(z, t) = \frac{z}{2\eta r} \frac{\partial P}{\partial r} (z - H) \quad \text{équation 3. 16}$$

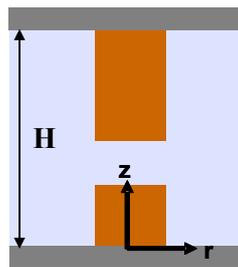


Figure 3.10 : Changement d'origine du repère et de variable

La loi de conservation du débit est ici appliquée différemment :

- le débit entrant est appliqué sur deux cylindres : le premier de rayon r et de hauteur $H - h_2 - h_3$ et le second de rayon $c-r$ et de hauteur H .
- le débit sortant est appliqué sur un cylindre de rayon c et de hauteur H .

On obtient donc :

$$\frac{-\partial(H - h_2 - h_3)}{\partial t} \pi r^2 + \frac{-\partial H}{\partial t} \pi (c - r)^2 = 2\pi c \int_0^H u_r dz = 2\pi c r \int_0^H g dz \quad \text{équation 3. 17}$$

Suivant une méthode similaire au cas précédent, le champ de pression puis la force appliquée sur la paroi supérieure sont déduits des équations 3. 16 et 3. 17 :

$$F = -2\pi \frac{\partial H}{\partial t} \times \frac{6\eta}{H^3} \times \left(\frac{c \times R_{substrat}^3}{3} - \frac{R_{substrat}^4}{4} + \frac{2R_{substrat}^5}{15c} \right) \quad \text{équation 3. 18}$$

Expérimentalement, des carrés de côté c sont pressés. Pour une question de cohérence en terme d'équilibre des contraintes, $R_{substrat}$ est défini comme étant le rayon du disque de même surface que le carré de côté c pressé. Ainsi :

$$R_{substrat} = \frac{c}{\sqrt{\pi}} \quad \text{équation 3. 19}$$

En notant $H(t=0) \equiv h_1 - h_2 - h_3$, l'intégration de cette équation différentielle par rapport au temps permet d'obtenir l'évolution de l'épaisseur *d'underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs lors de la deuxième phase de thermocompression :

$$h(t) = \frac{h_1 - h_3 - h_2}{\sqrt{1 + \frac{Ft\sqrt{\pi} \times (h_1 - h_3 - h_2)^2}{6\eta c^4 \times \left(\frac{1}{3} - \frac{1}{4\sqrt{\pi}} + \frac{2}{15\pi}\right)}}} \quad \text{équation 3. 20}$$

avec $F = \frac{F_{consigne_équipement} \times c^2}{S_{puce}}$, où S_{puce} est la surface de la puce reportée.

L'épaisseur h varie logiquement de façon similaire au cas précédent : elle diminue lorsque la force ou la durée de thermocompression augmentent et croît lorsque la viscosité de *l'underfill* ou son épaisseur initiale augmentent. Une variation des dimensions des micro-piliers, telles qu'une diminution de leurs hauteurs ou un accroissement de leurs pas conduit également à une élévation de l'épaisseur résiduelle *d'underfill*.

Grâce aux équations 3.15 et 3.20, le comportement de *l'underfill* pendant la thermocompression est modélisable. Ces relations décrivent l'épaisseur *d'underfill* entre les piliers inférieurs et supérieurs en fonction des paramètres mesurables expérimentalement et des propriétés de *l'underfill*. L'enjeu est maintenant de comparer ces modélisations aux

résultats expérimentaux. Les structures de tests utilisées dans ce but sont présentées dans le paragraphe suivant.

3 Description des structures de test

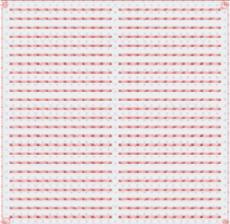
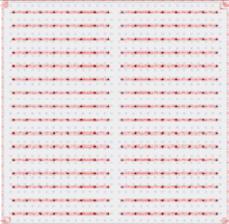
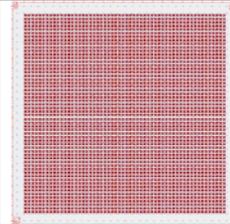
Le paragraphe précédent a mis en évidence la variation de l'épaisseur résiduelle en fonction des dimensions de l'empilement. Différentes structures, avec des diamètres et des pas de micro-piliers variables, ont donc été spécifiquement développées. Leurs conceptions et leurs réalisations sont maintenant détaillées.

3.1 Disposition des micro-piliers

Afin d'étudier l'impact du rayon et de la densité des micro-piliers ainsi que leurs emplacements sur la rhéologie de *l'underfill*, différentes structures sont utilisées :

- la puce *DIVI*, présentée dans le chapitre précédent, est le véhicule de test traditionnellement choisi pour les études du *WLUF* au CEA.
- les structures *ALTO* ont été spécialement dessinées et fabriquées pour l'évaluation des modèles. Seize dispositions de micro-piliers différentes ont été envisagées : le rayon variant de 10 à 20 μm et le pas de 1 à 100 fois le diamètre. Une seule surface de puce, égale à 5 x 5 mm², est utilisée. Cette unicité maximise le nombre de puces par plaque. Dans ce chapitre, nous étudierons l'assemblage de seulement quatre structures *ALTO* (tableau 3.1). En effet, dans le temps imparti, nous avons préféré privilégier la répétition des expériences afin de s'assurer de la reproductibilité des mesures.

Tableau 3.1 : Récapitulatif des structures disponibles pour l'étude de l'écoulement de *l'underfill*

nom de la structure ¹⁴	ALTO 10_200	ALTO 15_300	ALTO 20_40	ALTO 20_400
emplacement des micro-piliers (représentées par des cercles noirs)				
nombre d'micro-piliers	576	256	3136	144
rayon (μm)	10	15	20	20
pas (μm)	200	300	40	400

¹⁴ Les noms des structures sont définis suivant la nomenclature suivante :
ALTO *rayon des micro-piliers* *pas des micro-piliers*

3.2 Présentation de l'empilement

Quelle que soit la structure *ALTO* étudiée, les empilements possèdent des conceptions identiques sur les puces supérieures et inférieures. Les niveaux de métallisation et d'isolation sont également similaires à celles présentées pour les puces *DIVI* dans la partie 1.4 du chapitre 2. Les micro-piliers sont donc réalisés par électrolyse. Leurs hauteurs sont mesurées par profilomètre mécanique¹⁵ et sont égales à:

- $10 \pm 1 \mu\text{m}$ pour les piliers inférieurs (cuivre uniquement)
- $23 \pm 1 \mu\text{m}$ pour les piliers supérieurs (cuivre ou cuivre/SAC)

Afin de pouvoir confronter les modèles aux résultats expérimentaux, le protocole expérimental exposé dans la section suivante est appliqué sur chaque structure.

4 Protocole expérimental

La préparation des échantillons ainsi que les moyens de caractérisation utilisés après assemblage sont décrits dans cette section.

4.1 Défectivité du film laminé

L'*underfill* DF3770v9 est laminé sur les structures décrites précédemment. Deux épaisseurs différentes sont déposées, respectivement mesurées à $32,5 \pm 2,5 \mu\text{m}$ et $42,5 \pm 2,5 \mu\text{m}$ par profilomètre mécanique. Une incertitude de mesure élevée est notable. En effet, comme illustré sur la figure 3.11, il existe des zones d'épaisseurs plus importantes, où des oscillations sont visibles (zone 2). Elles correspondent à l'emplacement des micro-piliers. L'épaisseur initiale d'*underfill* considérée dans le modèle doit donc plutôt être $34 \pm 1 \mu\text{m}$ ou $44 \pm 1 \mu\text{m}$.

Il est important de noter que, dans le cas du dépôt le plus épais, l'épaisseur d'*underfill* recouvrant l'interconnexion supérieure est du même ordre de grandeur que le diamètre des micro-piliers. Ce cas représente la limite de validité de l'hypothèse de lubrification utilisée pour la modélisation. Il sera donc utilisé dans le paragraphe 5.3.1 afin de déterminer pour quelles épaisseurs de dépôt les modèles sont valides.

¹⁵ pointe mécanique qui mesure le relief d'une surface lorsqu'elle est déplacée le long de celle-ci

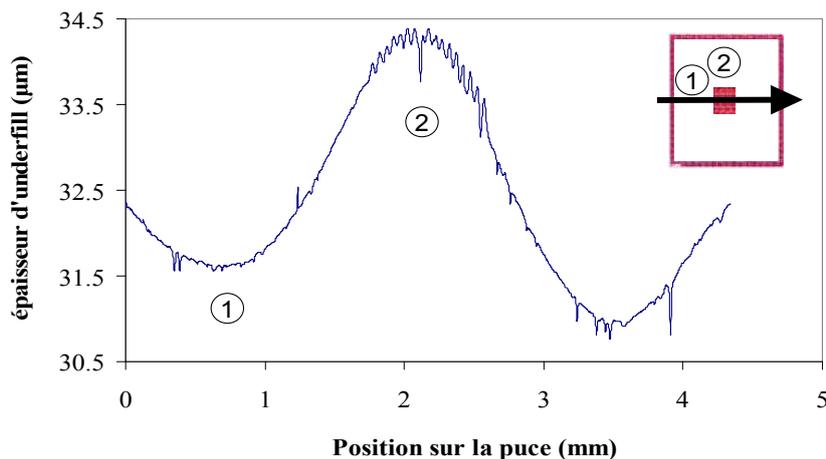


Figure 3.11 : Variations d'épaisseur *d'underfill* le long de la largeur de la structure *DIVI*

Comme souligné sur la figure 3.12, l'épaisseur de polymère h_1 modélisée ne représente pas exactement la réalité. En effet, elle y est considérée comme plane (figure 3.12-a) alors que, dans les faits, elle suit la topographie des micro-piliers (figure 3.12-b). La structure réelle possède donc une zone de contact initiale réduite. Comme montré dans l'équation 3.15, l'épaisseur résiduelle de polymère peut être plus faible.

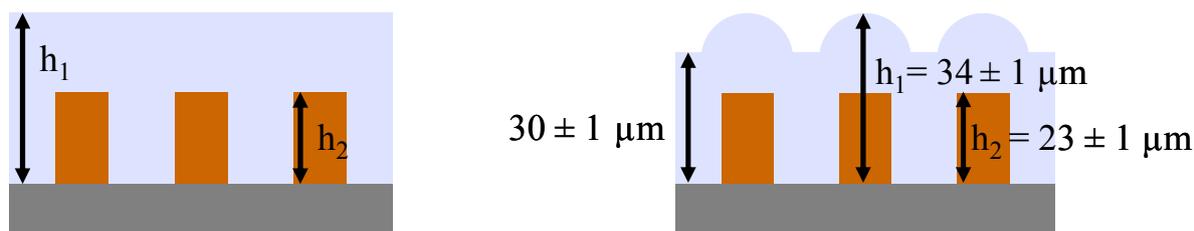


Figure 3.12 : Coupe représentant la topographie du dépôt de polymère, dans le cas du film le plus fin

4.2 Conditions d'assemblage

Suivant le procédé *WLUF* standard, chaque puce découpée subit ensuite la première phase de thermocompression: l'écoulement du polymère s'effectue au moyen de l'application d'une force en température pendant une certaine durée. Afin d'évaluer l'influence de ces trois paramètres dans les modèles d'écoulement précédemment développés, des scellements sont effectués sur l'équipement Panasonic dans les gammes suivantes :

- température : 120 à 250 °C
- force : 10 à 50 N
- durée : 5 à 100 s

Chaque condition d'assemblage est répétée sur deux puces afin de vérifier la reproductibilité de l'expérience.

L'étape de formation du joint de brasure et celle de réticulation de *l'underfill* ne sont pas effectuées afin de s'assurer que l'état du polymère caractérisé est bien celui après écoulement. L'épaisseur résiduelle *d'underfill* est ensuite mesurée selon le protocole décrit dans le paragraphe ci-dessous.

4.3 Mesure de l'épaisseur résiduelle

Chaque scellement est découpé en deux puis poli jusqu'aux micro-piliers. A l'aide d'un MEB, l'épaisseur résiduelle *d'underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs est alors mesurée (figure 3.13).

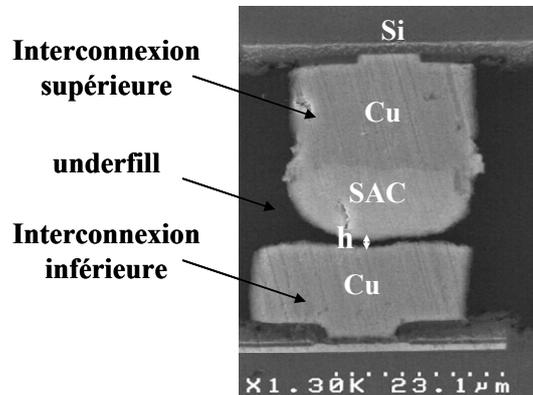


Figure 3.13 : Coupe MEB définissant l'épaisseur résiduelle *d'underfill*

Ces mesures, réalisées manuellement, présentent une certaine incertitude, relative aux phénomènes ci-dessous :

- défaut de parallélisme du procédé de polissage : l'observation n'est pas forcément réalisée sur un diamètre du pilier et à la même position dans l'interconnexion
- étalement des matériaux lors du polissage : les matériaux les plus mous, comme le cuivre, ont tendance à s'étaler. La frontière entre les micro-piliers et *l'underfill* devient difficile à définir, voire est totalement recouverte. Ce phénomène est particulièrement limitant lorsque l'épaisseur résiduelle à mesurer est faible ($<1-2 \mu\text{m}$). Comme illustré sur la figure 3.14, le nettoyage par sonde ionique focalisé permet de se soustraire de ce phénomène. Cependant, ce procédé reste coûteux et très consommateur en temps, il n'a donc pas pu être utilisé sur l'ensemble des scellements.

A la vue de ces deux phénomènes, l'incertitude de mesure est estimée à $2 \mu\text{m}$.

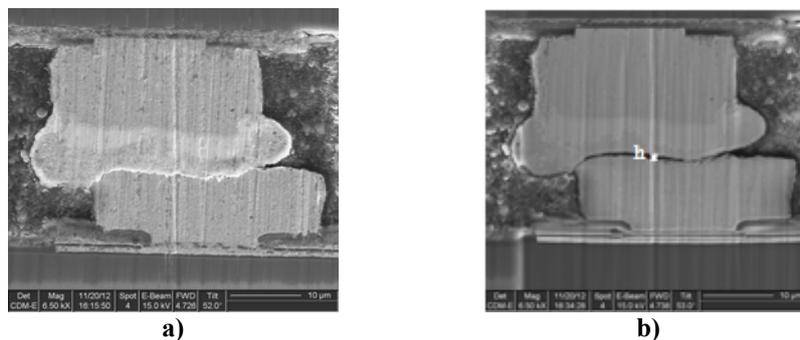


Figure 3.14 : Coupe MEB après scellement illustrant une source d'incertitude de mesure :
l'étalement du cuivre après polissage
a) interconnexion après polissage
b) interconnexion identique après nettoyage par sonde ionique focalisée (FIB)

Le protocole expérimental ayant été défini, nous confrontons les modèles développés aux résultats expérimentaux.

5 Confrontation aux modèles

Dans un premier temps, la validité des modèles 1 et 2 est étudiée par confrontation avec les résultats expérimentaux. Puis, le modèle nous aidera à définir les origines possibles du piégeage de l'*underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs.

5.1 Domaine de validité des modèles

Avant de pouvoir utiliser les modèles développés de façon prédictive, leur validité doit tout d'abord être vérifiée. Pour cela, des scellements sans joints de brasure sont effectués afin d'étudier une structure la plus proche possible de celle modélisée, *i.e.* avec des interconnexions planes.

Les véhicules de tests *DIVI* sont assemblés à l'aide d'un *underfill* épais de 34 μm et d'une force de 35 N appliquée pendant 5 s à différentes températures (120°C, 170°C, 190°C, 225°C et 250°C). Les coupes MEB obtenues sont représentées sur la [figure 3.15](#).

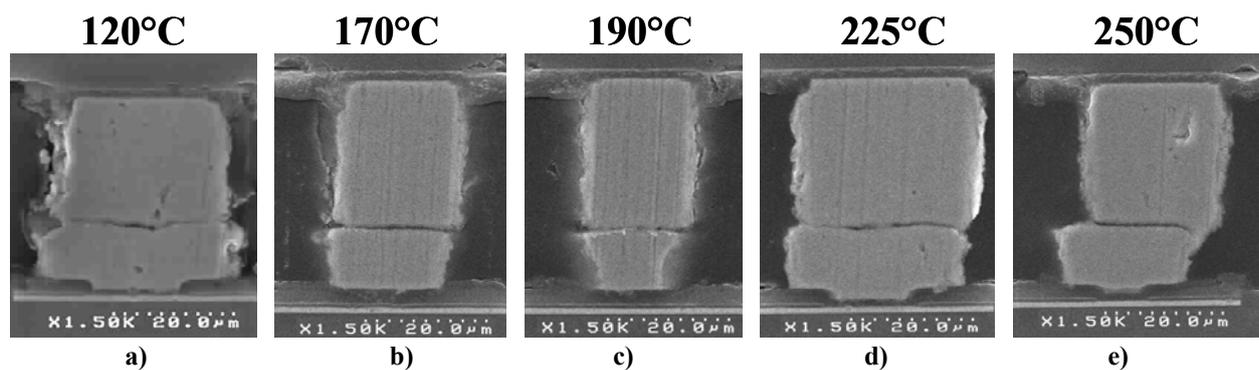


Figure 3.15 : Coupe MEB représentant l'impact de la variation de la température sur l'épaisseur résiduelle de polymère

a) 120°C, b) 170°C, c) 190°C, d) 225°C, e) 250°C

A première vue, l'impact de la température est faible. En effet, les épaisseurs résiduelles de polymère présentent une variation inférieure à 1 μm entre 120 et 250 °C, c'est-à-dire comprises dans l'incertitude de mesure ([tableau 3.2](#)). Néanmoins, une diminution de l'épaisseur résiduelle pourrait peut-être être observée à 170 °C et 190 °C. Cette évolution pourrait être cohérente avec la très faible diminution de la viscosité du polymère à ces températures ([figure B.1](#) située en annexe), qui facilite son écoulement.

Tableau 3.2 : Comparaison des épaisseurs résiduelles mesurées et modélisées par le premier et le deuxième modèle

Température (°C)	Épaisseur résiduelle mesurée (µm)	Épaisseur résiduelle modélisée par la première phase de thermocompression (µm)	Épaisseur résiduelle modélisée par la deuxième phase de thermocompression (µm)
120	0,7 ± 1,0	8,6 x 10 ⁻³	0,1
170	0,2 ± 1,0	1,9 x 10 ⁻³	0,0
190	0,2 ± 1,0	0,3 x 10 ⁻³	0,0
225	0,4 ± 1,0	0,4 x 10 ⁻³	0,1
250	0,5 ± 1,0	1,3 x 10 ⁻³	0,2

Ce comportement semble également observable sur les tendances prédites par la modélisation de la deuxième phase de thermocompression. Elles sont cependant plus faibles que les valeurs mesurées, mais tout en restant dans l'incertitude de mesure.

Les tendances prédites par le deuxième modèle sont donc plus cohérentes avec les résultats expérimentaux.

La modélisation de la première phase de thermocompression présente des tendances en température similaires. Néanmoins, les valeurs d'épaisseurs résiduelles prédites sont toutes inférieures à 10 nm.

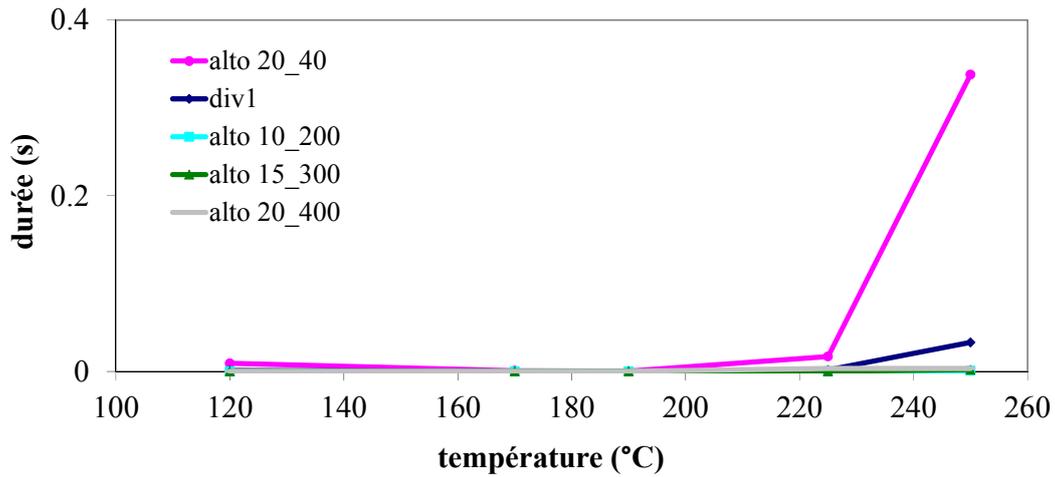
A cause de cette importante différence d'ordre de grandeur, les épaisseurs résiduelles prédites par le premier modèle ne corroborent pas les résultats expérimentaux.

L'objectif de la section suivante est d'étudier les causes de l'incohérence observée entre les épaisseurs résiduelles prédites par la modélisation de la première phase de thermocompression et les résultats expérimentaux.

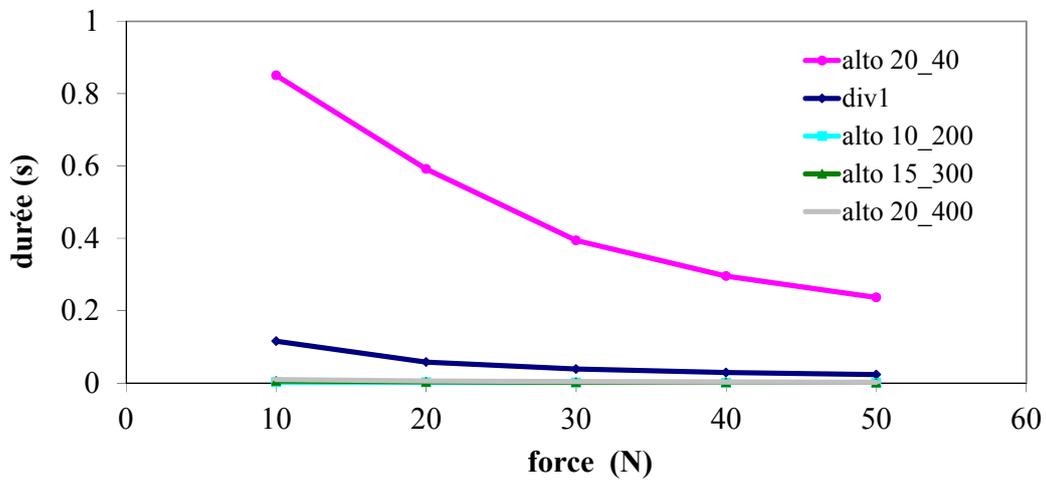
Il est observable sur la [figure 3.15](#) que *l'underfill* est en contact avec l'ensemble de la surface du composant inférieur. Cette observation montre, qu'à un moment de l'écoulement, la phase 2 est bien atteinte. C'est pourquoi le premier modèle à lui seul ne permet pas de représenter les résultats expérimentaux. Nous allons donc définir dans cette partie les durées des premières et deuxièmes phases de thermocompression.

Afin de déterminer la durée de la première phase, les structures illustrées sur les [figures 3.9-a](#) et [3.9-b](#) sont étudiées. Les hauteurs h_1 , h_2 et h_3 sont fixées à 34 µm, 23 µm et 10 µm respectivement pour être le plus proche possible des valeurs expérimentales. L'épaisseur résiduelle au cours de cette première phase d'écoulement varie donc entre : $0 \mu\text{m} < h \leq 10 \mu\text{m}$. Nous décidons de calculer le temps nécessaire au système pour atteindre une épaisseur résiduelle de 2 µm.

Les durées obtenues calculées à partir de l'équation 3.15 sont représentées sur la [figure 3.16](#). Chaque structure décrite dans le [tableau 3.1](#) est étudiée en fonction des variables 'température' et 'force de thermocompression'.



a)



b)

Figure 3.16 : Durées d'écoulement lors de la première phase de thermocompression pour obtenir une épaisseur résiduelle de 2 μm

a) en fonction des températures (force : 35N)

b) en fonction de la force appliquée (température : 250 °C)

En accord avec l'équation 3.15, la durée de la première phase décroît logiquement lorsque la force appliquée augmente ou lorsque *l'underfill* est moins visqueux ($T \sim 190^\circ\text{C}$) (figure B.1 située en annexe). La comparaison des comportements met en évidence des temps plus longs pour les puces *ALTO 20_40* et *DIVI*. D'après le tableau 3.1 et la figure 2.6, ces structures possèdent des micro-piliers avec un diamètre plus large et en nombre plus important. La surface en contact avec le polymère augmentant, la pénétration de la couche polymère est plus difficile.

Quelles que soient la température ou la force de thermocompression appliquée, une épaisseur résiduelle de 2 μm est atteinte en moins de 0,9 s pour toutes les structures. Malheureusement, la durée minimale applicable par notre équipement de thermocompression est 1 s. Cette étude, permettant l'examen de l'impact du rayon des micro-piliers, ne peut donc pas être validée

expérimentalement avec ces structures dans nos gammes de procédé. Une épaisseur résiduelle de 2 μm est atteinte en plus d'une seconde par exemple dans le cas de puces de surface 5 x 5 mm^2 utilisant 6916 micro-piliers de diamètre 40 μm , *i.e.* avec un pas d'interconnexion de 20 μm . A l'heure actuelle, ce cas est difficilement réalisable industriellement.

En conclusion, la phase modélisée par le premier modèle est négligeable. Les scellements effectués dans la suite de ce chapitre sont donc uniquement confrontés au deuxième modèle afin de vérifier s'il peut à lui seul représenter l'écoulement du polymère pendant la thermocompression.

5.2 Prédications du modèle

L'objectif de cette section est d'étudier la réponse du modèle en fonction des paramètres expérimentaux afin de pouvoir vérifier ultérieurement sa validité en tant qu'outil prédictif.

D'après l'équation 3. 20, l'épaisseur résiduelle *d'underfill* pendant la deuxième phase de thermocompression dépend des paramètres suivants : épaisseur du polymère, hauteur des micro-piliers, force appliquée, durée, viscosité du polymère et surface de la puce considérée. L'objectif de ce paragraphe est de recenser les valeurs d'épaisseur résiduelle qu'il serait possible d'atteindre dans le cas des structures et paramètres de thermocompression précédemment décrits dans les sections 3. 1 et 4. 2. Les hauteurs des micro-piliers sont fixées. Le nombre de variables étant important, les résultats sont tous représentés en fonction de la température du procédé.

- **épaisseur du polymère**

La [figure 3.17](#) représente les épaisseurs résiduelles obtenues d'après le deuxième modèle en fonction de l'épaisseur initiale du polymère : 34 ou 44 μm . Ces épaisseurs résiduelles augmentent logiquement avec la hauteur de polymère. Quelle que soit l'épaisseur considérée, la tendance en température est similaire et peut être divisée en deux phases.

Lors de la première phase (entre 120 °C et 190 °C), les épaisseurs résiduelles diminuent avec la température. En effet, les valeurs de viscosité (220 Pa.s à 120 °C, 9 Pa.s à 190°C) injectées dans l'équation 3. 20 conduisent logiquement à une décroissance jusqu'au point d'épaisseur minimale.

Dans la seconde partie du graphique, la tendance est différente : les courbes croissent. D'après les mesures rhéologiques ([figure B.1](#) située en annexe), ce comportement peut être attribué à l'augmentation de la viscosité du polymère (8000 Pa.s à 250°C). En effet, elle conduit alors au ralentissement de la vitesse d'écoulement et à une épaisseur résiduelle *d'underfill* plus importante.

Ces deux tendances sont également visibles sur les [figures 3.17 à 3.19](#).

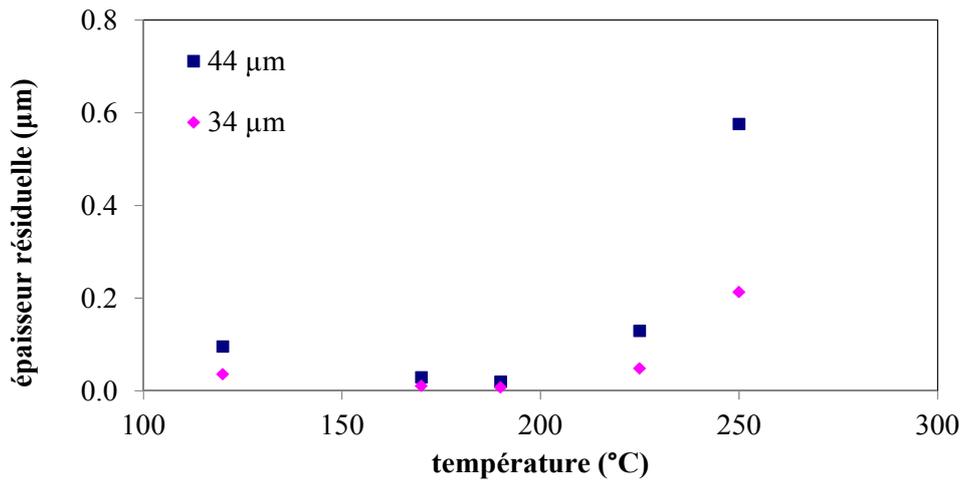


Figure 3.17 : Modélisation de l'épaisseur résiduelle en température en fonction de l'épaisseur initiale de polymère ($F = 35 \text{ N}$, $t = 5 \text{ s}$, structure *DIVI*)

- **surface du substrat**

L'impact de la surface d'application de la force sur une cellule unitaire (figure 3.8-b) est représenté sur la figure 3.18, où elle varie entre $0,25 \times 10^4 \mu\text{m}^2$ et $16 \times 10^4 \mu\text{m}^2$. L'augmentation de la surface diminuant la valeur de la force appliquée, l'épaisseur résiduelle est plus élevée.

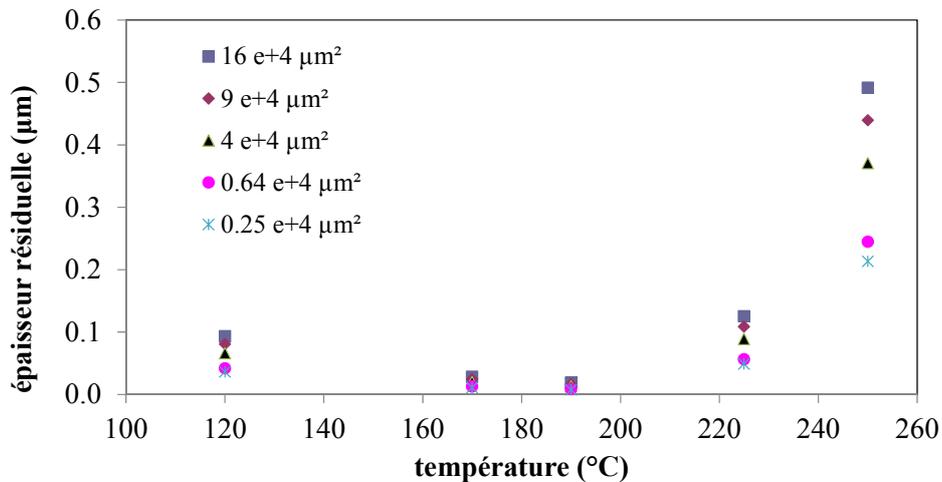


Figure 3.18 : Modélisation de l'épaisseur résiduelle en température en fonction de la surface d'application de la force ($F = 35 \text{ N}$, $t = 5 \text{ s}$, $h_1 = 34 \mu\text{m}$)

Une surface d'application de la force supérieure à 4 cm^2 permet d'obtenir une valeur d'épaisseur résiduelle significative (supérieure à $1 \mu\text{m}$).

- **force de thermocompression**

La figure 3.19 représente les épaisseurs résiduelles d'après le deuxième modèle en fonction de la force appliquée : 10, 35 ou 50 N. Celles-ci diminuent logiquement avec l'augmentation de la force. Dans le cas d'une structure de type *DIVI*, assemblée avec $34 \mu\text{m}$ de polymère, la modélisation révèle qu'une épaisseur résiduelle de $1 \mu\text{m}$ est atteinte pour une force aussi

faible que 10 mN ou une durée de 1 ms. Ces paramètres, trop faibles, ne sont cependant pas atteignables avec un équipement de thermocompression.

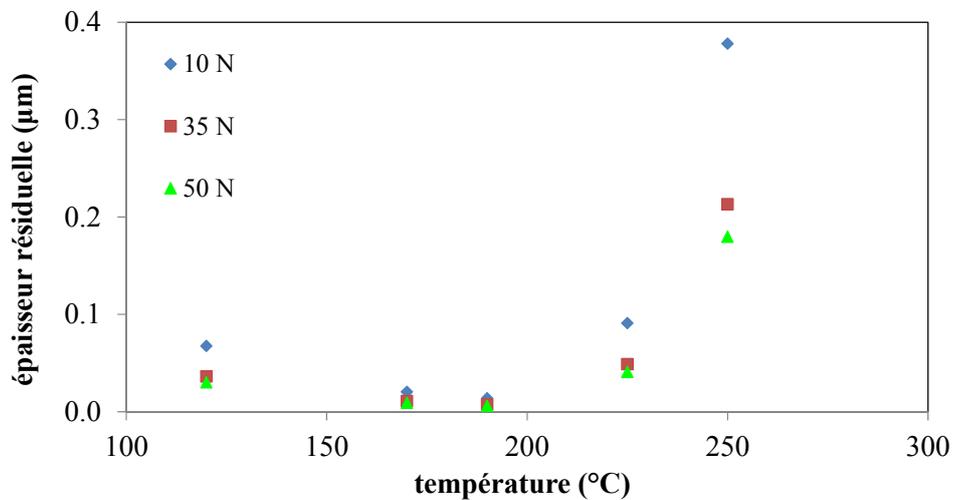


Figure 3.19 : Modélisation de l'épaisseur résiduelle en température en fonction de la force ($h_1 = 34 \mu\text{m}$, $t=5 \text{ s}$, structure *DIVI*)

- **durée de thermocompression**

De façon similaire, l'augmentation du temps de thermocompression entre 5 s et 100 s permet l'écoulement du polymère, et donc une diminution de son épaisseur résiduelle.

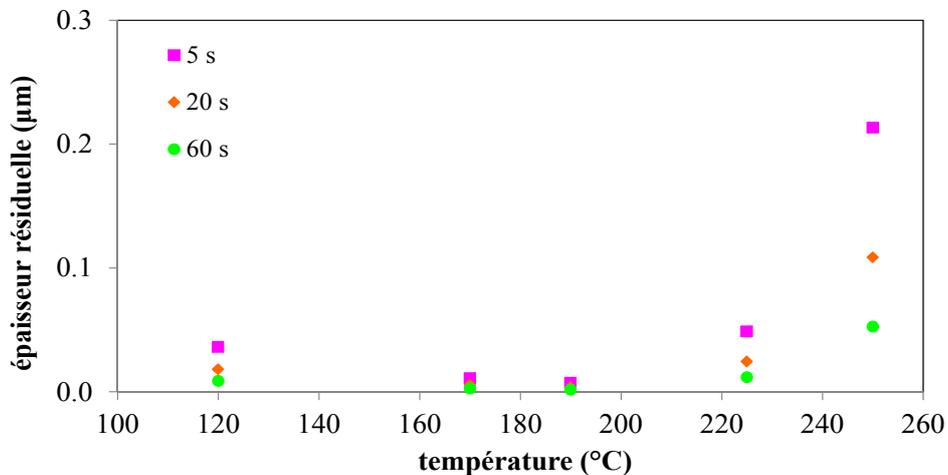


Figure 3.20 : Modélisation de l'épaisseur résiduelle en température en fonction de la durée ($F = 35 \text{ N}$, $h_1 = 34 \mu\text{m}$, structure *DIVI*)

D'après le modèle, pour toutes les structures et paramètres de thermocompression utilisés dans ce chapitre, les épaisseurs résiduelles doivent être inférieures à $1 \mu\text{m}$. Nous devrions donc avoir un excellent contact entre les puces supérieures et inférieures. Ce constat est maintenant discuté en comparant notre modèle à une étude expérimentale.

5.3 Application aux structures réelles utilisant des micro-piliers

Le but de cette section est de confronter le modèle aux cas réels utilisant des micro-piliers afin de vérifier s'il décrit bien l'écoulement : les épaisseurs résiduelles *d'underfill* doivent être négligeables pour assurer une bonne connexion électrique des puces empilées.

5.3.1 Vérification de la validité du deuxième modèle

D'après la deuxième modélisation, pour toutes les structures et paramètres de thermocompression utilisés dans ce chapitre, les épaisseurs résiduelles doivent être inférieures à 1 μm .

Afin de valider expérimentalement ce fait, différents assemblages ont été effectués dans les gammes suivantes :

- Epaisseur initiale de polymère : 34 à 40 μm
- Force de thermocompression : 10 à 50N
- Durée de thermocompression : 5 à 100 s
- Température de thermocompression : 120 à 250 $^{\circ}\text{C}$

- **Epaisseur initiale *d'underfill***

L'impact de la variation de l'épaisseur initiale du polymère sur son épaisseur résiduelle est étudié. Pour cela, deux épaisseurs différentes *d'underfill*, respectivement égales à 34 et 44 μm , sont déposées par lamination sur des structures *DIVI*. Ces dernières sont ensuite scellées dans des conditions identiques (35 N appliqué pendant 5 s à 150 $^{\circ}\text{C}$). Les coupes MEB révèlent une épaisseur résiduelle semblant effectivement nulle dans le premier cas (figure 3.21-a). Cependant, dans le cas où l'épaisseur initiale est plus élevée (44 μm), l'épaisseur résiduelle *d'underfill* est égale environ à 15 μm (figure 3.21-b). La valeur obtenue est donc bien supérieure à celle prédite par le modèle.

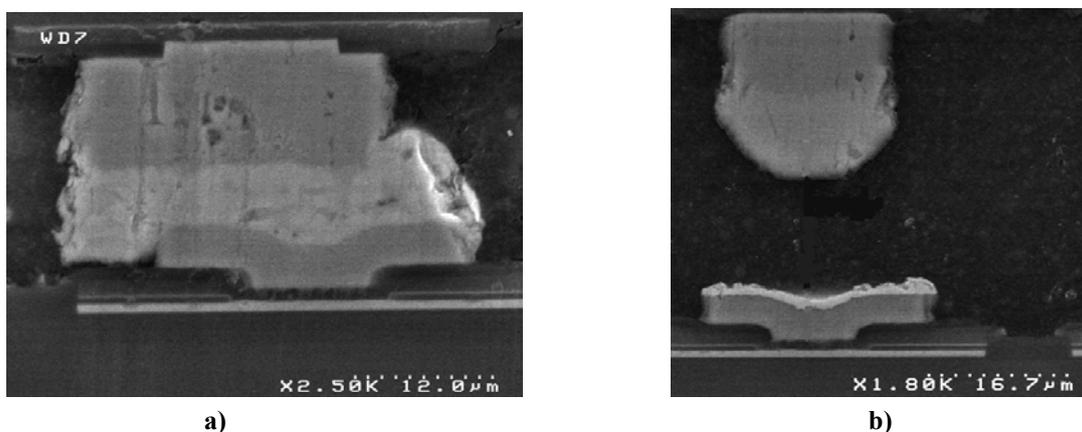


Figure 3.21 : Coupe MEB illustrant l'impact de l'épaisseur initiale *d'underfill*
a) 34 μm , b) 44 μm

Nous attribuons ce phénomène à la surépaisseur de polymère située au-dessus des micro-piliers (figure 3.11). En effet, la hauteur de polymère au sommet des interconnexions est alors du même ordre de grandeur que le diamètre des micro-piliers. L'hypothèse de lubrification utilisée pour la modélisation devient donc invalide et le comportement de l'écoulement est complexifié.

Le modèle semble donc n'être utilisable que pour des épaisseurs initiales *d'underfill* inférieures à 34 μm .

- **Force et durée de la thermocompression**

Il apparaît que la variation de la durée et de la force de thermocompression affecte effectivement peu l'épaisseur résiduelle *d'underfill*, qui reste inférieure à 1 μm (figures 3.22 et 3.23).

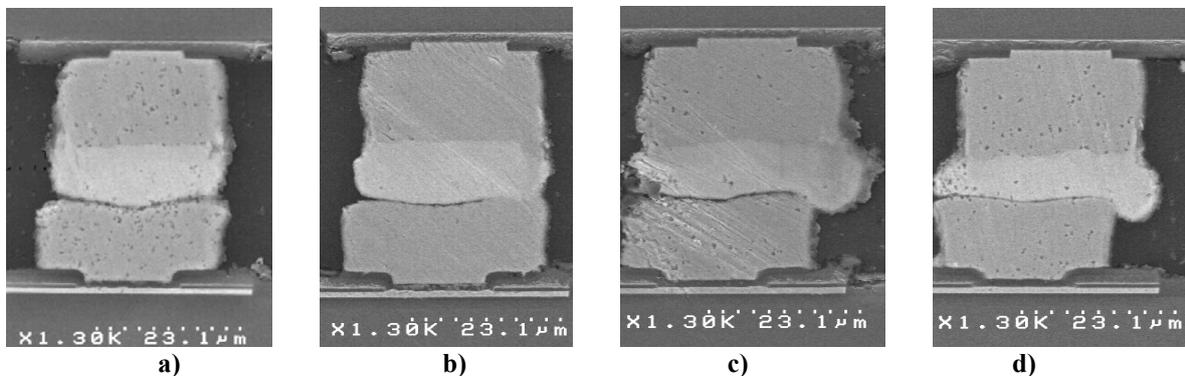


Figure 3.22 : Coupes MEB illustrant l'effet de la durée de thermocompression sur les structures *DIVI* scellées à 140 °C et 25 N à l'aide d'un polymère épais de 34 μm
a) 5 s, b) 10 s, c) 20 s, d) 100 s

Il est important de noter qu'une déformation graduelle du joint de brasure avec le temps de pressage est perceptible.

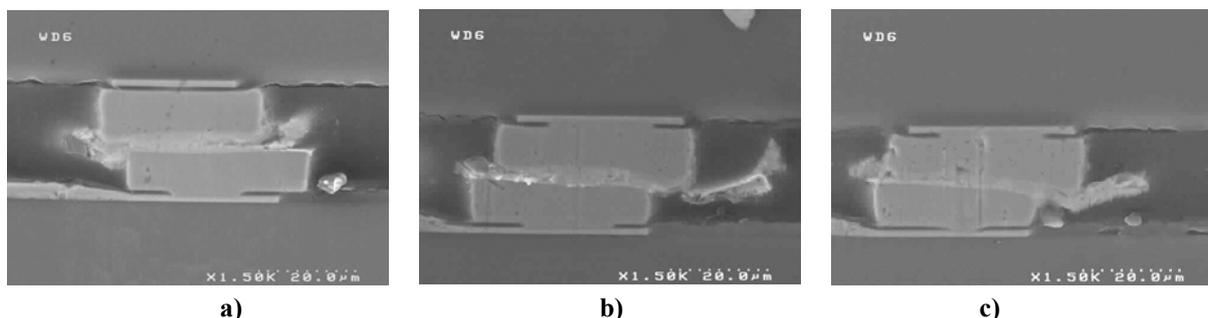


Figure 3.23 : Coupes MEB illustrant l'effet de la force sur les structures *ALTO 20_400* scellées à 190 °C pendant 5 s à l'aide d'un polymère épais de 34 μm
a) 10N, b) 35N, c) 50N

Une extrusion du joint de brasure est observable sur les figures 3.23-b et 3.23-c, qui semble s'accroître avec l'augmentation de la force appliquée. Son accroissement ne semble cependant pas proportionnel à cette dernière. Ce résultat est attribué à l'imprécision de mesure

du procédé de caractérisation, qui autorise seulement une observation planaire d'un phénomène à trois dimensions.

- **Température de thermocompression**

L'impact de la viscosité du polymère sur la valeur d'épaisseur résiduelle est étudié grâce à la variation de la température de thermocompression. La [figure 3.24](#) compare les résultats obtenus (courbe bleue) à ceux donnés par le modèle (courbe orange), dans le cas d'un assemblage de la structure DIV1 par 34 μm de polymère et une force de 35 N appliquée pendant 5 s.

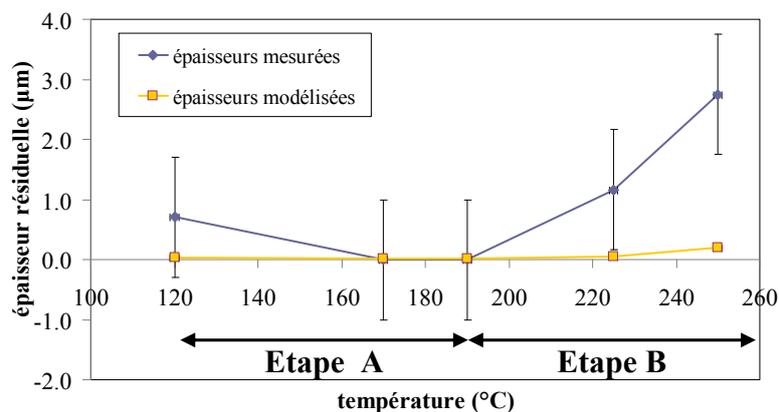


Figure 3.24 : Epaisseurs résiduelles modélisées et expérimentales en fonction de la température de thermocompression

On peut voir que les courbes présentent des tendances en température similaires à celles des [figures 3.17 à 3.20](#):

- Une première étape entre 120 °C et 190 °C durant laquelle les épaisseurs résiduelles diminuent avec la température. On note cependant une différence de valeur à la température de 120°C entre expérience et modèle. En effet, la valeur expérimentale est plus importante que celle modélisée. D'après la [figure 3.22](#), une déformation mécanique du joint de brasure intervient pendant la thermocompression à 140°C. Nous supposons qu'un phénomène identique se produit à 120°C, réduisant alors la force permettant l'écoulement du polymère du joint de brasure. Ce phénomène est moins perceptible à 170°C et 190 °C car la viscosité de *l'underfill* y est beaucoup plus faible (respectivement 200 Pa.s à 120°C contre 9 Pa.s à 190°C) : l'écoulement du polymère peut donc s'effectuer même si la force de thermocompression est réduite.
- Une seconde étape durant laquelle les courbes croissent et où les valeurs expérimentales et modélisées sont inégales. La viscosité du polymère étant similaire à 170°C et 210°C ([figure B.1](#) en annexe), les valeurs expérimentales devraient être toutes les deux nulles si on prend l'hypothèse que la déformation mécanique du joint de brasure liée à la force de thermocompression constitue l'unique origine de la divergence observée. De plus, la différence existant entre les valeurs expérimentales et modélisées augmentent avec la température ; ceci signifie que la viscosité n'est pas le seul paramètre dépendant de la

température au-delà de 190 °C. D'autres phénomènes doivent être pris en compte. Ce comportement peut, par exemple, être attribué aux déformations plastiques du *WLUF* ou du joint de brasure se produisant en température pendant la thermocompression (figures 3.22-c, 3.22-d, 3.23-b et 3.23-c). En effet, nous avons considéré la viscosité de *l'underfill* comme constante pendant la durée de la thermocompression (ici 5 s). De plus, nous avons considéré que la géométrie des micro-piliers n'est pas modifiée. La partie suivante va permettre d'évaluer la réalité de l'impact de ces paramètres sur les valeurs d'épaisseurs résiduelle expérimentales.

5.3.2 Facteurs limitant la précision du modèle

- **Polymérisation de *l'underfill***

Les origines de la divergence apparaissant entre les valeurs mesurées et modélisées au-delà de 190 °C sont discutées dans la section suivante.

D'après Sun *et al.*, la polymérisation commence pendant la thermocompression [Sun 2005]. Cette dernière est liée à la viscosité η selon la relation suivante [Sun 2002].

$$\eta = \eta_0 \times \frac{1}{1 - \alpha} \quad \text{équation 3. 21}$$

où η_0 est la viscosité initiale (qui est constante aux conditions de réticulation isothermiques) et α est le taux de polymérisation.

Selon cette hypothèse, la viscosité augmenterait pendant les quelques secondes que dure la thermocompression. Afin de vérifier si ce phénomène se produit dans notre étude, des analyses par spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) sont effectuées (chapitre 2) en respectant le protocole suivant.

1/ Préparation des échantillons

Le dépôt du polymère est effectué sur un substrat constitué uniquement de silicium. Chaque échantillon *d'underfill* est ensuite recuit sur plaque chauffante aux températures et temps suivants :

- 10 s à 150 °C
- 10 s à 190 °C
- 10 s à 210 °C
- 2h à 180°C
- Non recuit

Une durée de 10 s a été choisie afin de prendre en compte la durée de la thermocompression, égale à 5 s, et celle des rampes de chauffe de l'équipement, comprises entre 2 et 3 s (figure 2. 4). Chaque recuit est effectué sur cinq échantillons différents afin de s'assurer de la répétitivité de la mesure. Deux échantillons, non et totalement réticulés (2 h à 180 °C), sont utilisés comme références de polymérisation non amorcée et complète.

2/ Détermination du taux de polymérisation par mesure FTIR

Une plaque vierge est utilisée comme référence pour soustraire au spectre FTIR des échantillons laminés celui du substrat et n'obtenir que la réponse du polymère.

Afin de pouvoir comparer les différents échantillons entre eux, il s'agit dans un premier temps de normaliser tous les spectres obtenus par rapport à un pic de référence représentant une liaison physique non impactée par la réticulation (localisée à environ 1610 cm^{-1}). Pouvant être associée à plusieurs groupes fonctionnels, nous ne sommes pas en mesure de lui attribuer une liaison chimique précise car nous ne connaissons pas la formulation exacte de la résine. Le pic responsable de la polymérisation de *l'underfill* est ensuite localisé à environ 910 cm^{-1} . Il s'agit de la fonction C-O-C du groupement époxy. Un spectre obtenu après normalisation est donné sur la figure 3.25.

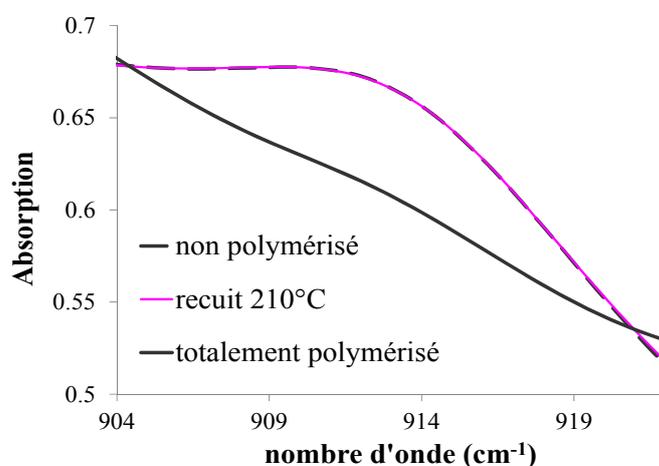


Figure 3.25 : Comparaison des spectres FTIR de la fonction C-O-C des échantillons de référence et de celui recuit à 210°C

Pour chaque échantillon, l'aire sous le pic à 910 cm^{-1} est ensuite intégrée. Les taux de polymérisation calculés par rapport aux deux références sont indiqués dans le tableau 3.3.

Tableau 3.3 : Taux de polymérisation de *l'underfill* en fonction de la température du recuit

température du recuit (°C)	taux de polymérisation (%)
150	$4,1 \pm 0,9$
190	$12,8 \pm 4,6$
210	$29,2 \pm 7,5$

A 210°C , la polymérisation de *l'underfill* est effectuée au tiers. Une croissance de la polymérisation est également observée à 150°C et 190°C , sans toutefois n'avoir aucun impact mesurable sur l'épaisseur *d'underfill*.

Afin d'évaluer l'augmentation de la valeur de la viscosité qui pourrait être induite par la polymérisation à 210°C , l'équation 3.21 est utilisée. Ne connaissant pas la valeur de η_0 , nous avons préféré utiliser le rapport suivant :

$$\frac{\eta_{210^{\circ}\text{C}}}{\eta_{150^{\circ}\text{C}}} = \frac{1 - \alpha_{150^{\circ}\text{C}}}{1 - \alpha_{210^{\circ}\text{C}}} \quad \text{équation 3. 22}$$

Le taux de polymérisation étant faible à 150 °C, nous le supposons négligeable. $\eta_{150^{\circ}\text{C}}$ est alors évaluée d'après la figure B.1 (en annexe) à 45 Pa.s.

En prenant en compte la polymérisation de *l'underfill* calculée dans le tableau 3.3, l'augmentation de la viscosité de *l'underfill* à 210 °C est estimée à 103%. Nous faisons ensuite la supposition forte que l'accroissement suit le même taux à 225 °C et 250 °C. Les valeurs de viscosité deviennent alors égales à 812 Pa.s et 16240 Pa.s respectivement. L'injection de ces données dans l'équation 3. 22 ne permet cependant pas d'expliquer les différences observées entre modèle et expérience sur la figure 3.24 (tableau 3.4).

Tableau 3. 4 : Impact de la polymérisation sur l'épaisseur résiduelle d'*underfill*

température de thermocompression	225 °C	250 °C
épaisseur résiduelle modélisée avec la viscosité donnée par le fournisseur (Pa.s)	0,05 μm	0,21 μm
épaisseur résiduelle modélisée en prenant en compte la polymérisation (Pa.s)	0,07 μm	0,3 μm
épaisseur résiduelle mesurée	1,16 \pm 1 μm	2,75 \pm 1 μm

Pour expliquer les différences observées entre modèle et expérience sur la figure 3.24, il aurait par exemple fallu que la viscosité à 225 °C soit égale à 2×10^7 Pa.s, *i.e.* que *l'underfill* soit polymérisé à plus de 99,99 % d'après l'équation 3. 22. Il semble cependant aberrant que ce taux de polymérisation soit atteint pendant les cinq secondes que dure la thermocompression.

Bien que présent, le phénomène de polymérisation n'est pas la cause principale de la différence observée entre modèle et expérience pour des températures supérieures à 190 °C.

- **Déformation du joint de brasure**

Afin d'évaluer la cause possible de la différence observée sur la figure 3.24, les vues en coupes des scellements effectués à 190 °C, 225 °C et 250 °C sont comparées (figure 3.26).

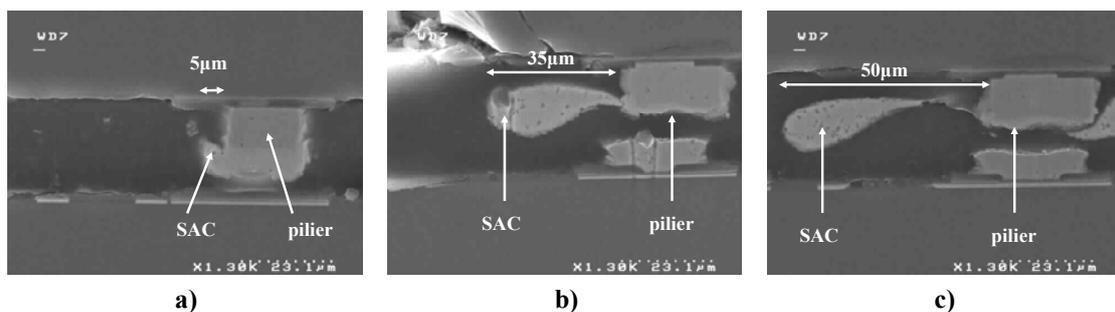


Figure 3. 26 : Coupe MEB illustrant le comportement du joint de brasure a) à 190°C, b) à 225°C, c) à 250°C

Une déformation du joint de brasure est mise en évidence. Celle-ci augmente avec la température jusqu'à atteindre 50 μm de long à 250°C. Le comportement du SAC semble alors être situé entre celui d'un solide et d'un liquide.

Nous pensons que, la température se rapprochant de celle de la fusion du joint de brasure (située à 218 °C), celui-ci ne se comporte plus comme un matériau élastique mais devient viscoélastique. L'ensemble des études de la variation de son module de Young trouvées dans la littérature sont limitées à des températures comprises entre -50 °C et 200 °C [Schubert 2001] [Zhang 2010] [Nguyen 2011] [Marques 2013]. Au-delà, aucune information n'est disponible puisque, le matériau n'étant plus solide, il n'est alors plus possible de réaliser l'expérience d'essai de traction.

D'après Tan *et al.*, la viscosité de l'étain est mesurable entre 200 °C et 430 °C [Tan 2007]. Le SAC utilisé dans nos études étant composé à 96,5 % de ce matériau, l'utilisation de cette étude est justifiée. Cet article confirme l'apparition d'un comportement viscoélastique du joint de brasure pour des températures supérieures à 200 °C. De plus, il permet de comparer les viscosités du SAC et de *l'underfill* entre 190 °C et 250 °C. Dans cette gamme de températures, la viscosité du joint de brasure est inférieure à $2,5 \times 10^{-3}$ Pa.s tandis que celle du polymère est supérieure à 1 Pa.s. *L'underfill* étant plus visqueux que le SAC, son écoulement provoque celui de la brasure.

Dans le modèle, les micro-piliers sont considérés comme indéformables, ce qui n'est donc pas en accord avec la réalité pour des températures supérieures à 200 °C.

Afin de valider cette hypothèse, les scellements sans joints de brasure effectués à 225 °C et 250 °C sont comparés aux cas avec SAC (tableau 3.5). Pour permettre la confrontation des résultats, les conditions expérimentales sont identiques, et particulièrement la hauteur du pilier supérieur.

Tableau 3.5 : impact du joint de brasure sur les épaisseurs résiduelles *d'underfill* mesurées à haute température

température	épaisseur résiduelle <i>d'underfill</i> (μm)		
	modélisée	mesurée (cas avec SAC)	mesurée (cas sans SAC)
225	0,1	$1,2 \pm 1,0$	$0,4 \pm 1,0$
250	0,2	$2,8 \pm 1,0$	$0,5 \pm 1,0$

L'élimination du joint de brasure permet donc de réduire les différences entre les valeurs modélisées et mesurées.

Le modèle d'écoulement développé est donc valide lorsque le joint de brasure ne possède pas un comportement viscoélastique, c'est à dire pour des températures inférieures à 190 °C.

Conclusion

Dans le procédé *WLUF*, la thermocompression présente encore de nombreux enjeux. Le principal concerne l'écoulement de *l'underfill*, qui détermine la mise en contact des micro-piliers supérieurs et inférieurs. Dans ce chapitre, une modélisation de l'étape de thermocompression est développée. L'objectif était de prédire l'épaisseur résiduelle *d'underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs en fonction des paramètres de scellement, de la structure scellée et des propriétés du polymère.

Le modèle est constitué de deux phases afin de représenter au mieux l'étape de thermocompression : la force d'emboutissage est tout d'abord répartie sur la surface des micro-piliers puis sur celle du substrat. Il apparaît que la première étape est réalisée sur nos structures en moins d'une seconde, elle n'est donc pas détectable avec notre équipement. La comparaison expérimentale (utilisant des structures uniquement en cuivre) révèle cependant que le deuxième modèle (décrivant la seconde phase de thermocompression) est suffisant pour décrire l'écoulement de *l'underfill*. Celui-ci montre que la force de thermocompression et sa durée d'application affectent peu l'épaisseur résiduelle tandis que l'épaisseur initiale de polymère et la température d'assemblage sont primordiales.

La seconde partie de l'étude est consacrée à la confrontation du modèle avec des structures plus réalistes, intégrant des micro-piliers avec joints de brasure. Elle révèle leurs relatives concordances pour des températures de thermocompression inférieures à 190 °C. Au-delà, d'importantes différences entre le modèle et l'expérience sont mises en évidence. Elles sont attribuées au comportement viscoélastique du joint de brasure, qui se déforme préférentiellement par rapport au polymère et empêche donc son écoulement.

En conclusion, l'étude présentée dans ce chapitre permet de mieux comprendre et appréhender les différents mécanismes mis en jeu lors de la thermocompression. Elle autorise ainsi, d'une part, l'orientation de la conception des futurs polymères *WLUF*, dont la viscosité, inférieure à celle du joint de brasure pour des températures supérieures à 190 °C, empêche la déformation viscoélastique de ce dernier. D'autre part, cette étude permet de donner des indications favorisant l'écoulement de *l'underfill* lors de l'assemblage de structures possédant des densités de micro-piliers variant entre 6 et 125 par mm² : la surface de puce doit par exemple être inférieure à 4 cm².

Chapitre 4 :

**Impact de l'underfill sur les performances
électriques de l'empilement**

Introduction

L'intégration de polymères *underfills* innovants soulève de nouvelles problématiques à l'ensemble de la structure, particulièrement sur le plan thermomécanique. En effet, les *underfills* possèdent des propriétés mécaniques différentes de celles des autres matériaux qui constituent le micro-pilier et les puces, surtout en termes de coefficient de dilatation thermique et de module de Young. Cette différence induit des contraintes non seulement dans le polymère lui-même mais également dans les matériaux qui l'entourent (interconnexions et puces empilées).

L'impact de *l'underfill* sur la structure empilée a déjà été étudié par de nombreux auteurs [Chen 2010] [Rahim 2005]. Néanmoins, ces études se restreignaient généralement aux effets sur les interconnexions de type microbilles ou sur les puces seules mais jamais les deux simultanément.

On se propose donc dans ce chapitre d'effectuer une étude de la contrainte liée à l'utilisation *d'underfill* sur les micro-piliers et la déformation de la puce reportée. Des simulations corrélées à des mesures de diffraction par rayonnement synchrotron nous permettent d'étudier les contraintes locales dans les interconnexions tandis que des mesures par interférométrie infrarouge sont utilisées pour étudier la déformation induite par *l'underfill* sur la puce reportée.

L'objectif de cette démarche est de localiser et quantifier les contraintes mécaniques induites par le *WLUF* afin d'en anticiper les éventuels effets sur l'intégrité et le fonctionnement des micro-piliers, et au final du dispositif complet. La dernière partie de ce chapitre est donc consacrée à l'étude de la robustesse du procédé *WLUF* et, par conséquent, à l'évaluation de sa possibilité d'industrialisation.

1 Impact de l'*underfill* sur les micro-piliers

Dans la littérature, peu d'études portent sur l'effet des propriétés mécaniques de l'*underfill* sur les micro-piliers. Elles indiquent cependant toutes qu'elles influencent les contraintes des empilements. En effet, Lee *et al.* montrent qu'un polymère avec une température de transition vitreuse élevée réduit la contrainte induite sur les puces et donc augmente la robustesse des assemblages [Lee 2012]. Chen *et al.* étudient le comportement de piliers de cuivre avec joints de brasure Sn-37Pb, de hauteurs respectives 45 et 25 μm , reliant une puce silicium à un substrat organique lors d'un refroidissement entre 125 et 55 $^{\circ}\text{C}$ [Chen 2010]. Cette étude montre que la contrainte dans les interconnexions dépend de la raideur de l'*underfill*. Elle est plus élevée lorsque le module de Young du polymère diminue, c'est-à-dire pour des températures supérieures à celle de la transition vitreuse de l'*underfill*.

L'objectif de cette section est d'étudier l'effet des propriétés thermomécaniques de l'*underfill* sur les micro-piliers en cuivre, dans le cas d'assemblages silicium sur silicium. Le caractère innovant de cette étude est donc de réussir à effectuer des mesures en traversant l'empilement sans l'endommager. Le protocole expérimental est présenté, ainsi que les difficultés de mesures liées à sa configuration.

1.1 Outils de caractérisation de contraintes thermomécaniques in-situ

Une recherche d'outil de caractérisation des contraintes thermomécaniques in-situ est effectuée. De par la configuration de l'empilement, ces mesures de contraintes dans les micro-piliers sont compliquées. En effet, nous souhaitons les effectuer sans découper l'empilement, pour ne pas modifier les contraintes. Il faut donc réussir à traverser une des deux puces (en général la plus amincie) (figure 4.1-a) ou passer par l'espace inter-puce en traversant le *fillet* (figure 4.1-b).

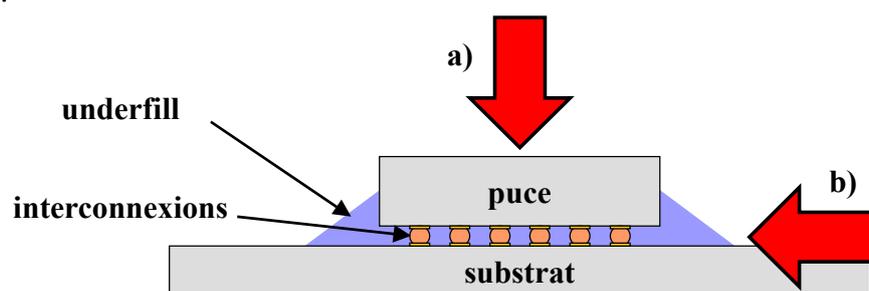


Figure 4.1 : Configurations pour la mesure des contraintes dans les micro-piliers
a) à travers la puce supérieure amincie
b) par le côté, à travers le *fillet*

De nombreuses techniques de mesures de contraintes sont étudiées dans la littérature, telles que la méthode du trou incrémental [Montay 2001], la méthode de Sachs [Sachs 1927] ou encore celle de la flèche [Flavenot 1977]. Cependant, elles utilisent la mesure de la déformation résultant de la modification de l'équilibre des contraintes après enlèvement de matière. Elles sont donc destructives et s'appliquent dans la plupart des cas à des échantillons de plusieurs millimètres.

La recherche d'outils de caractérisation non destructif nous a conduits à envisager l'utilisation de la spectroscopie Raman. Comme expliqué plus en détail en note de bas de page¹⁶, cette technique est basée sur l'absorption d'un faisceau incident monochromatique. Cependant, dans le cas de l'analyse des contraintes dans les métaux, ce dernier est fortement réfléchi et peu absorbé. La spectroscopie Raman n'est donc pas utilisable pour l'étude des contraintes des micro-piliers en cuivre.

Nous avons ensuite porté notre attention sur la technique de diffraction par rayons X [Villanova 2010] .

"La méthode de détermination des contraintes résiduelles par ce procédé est basée sur la variation des distances interréticulaires des plans (hkl) dans un matériau. Cette méthode est donc uniquement applicable à des matériaux cristallins.

Le mécanisme de base à l'origine de la diffraction des rayons X est la diffusion élastique par les électrons du cristal. L'amplitude diffusée dans une direction est la résultante des amplitudes diffusées, dans cette direction, par chacun des électrons du milieu. Du fait du caractère périodique du cristal, il peut y avoir dans certaines directions interférence constructive des rayons diffusés : on parle de faisceau diffracté. Bragg a montré que si un faisceau de longueur d'onde λ arrive sous incidence θ sur un plan réticulaire (hkl) de distance interréticulaire d , les faisceaux diffractés ne sont observés que pour une émergence θ (figure 4.2) et si la condition de l'équation suivante est vérifiée :

$$2d \sin \theta = \lambda \quad \text{Équation 4. 1}$$

Dans le cas du cuivre,
$$d = \frac{3,615}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}} \quad \text{Équation 4. 2}$$

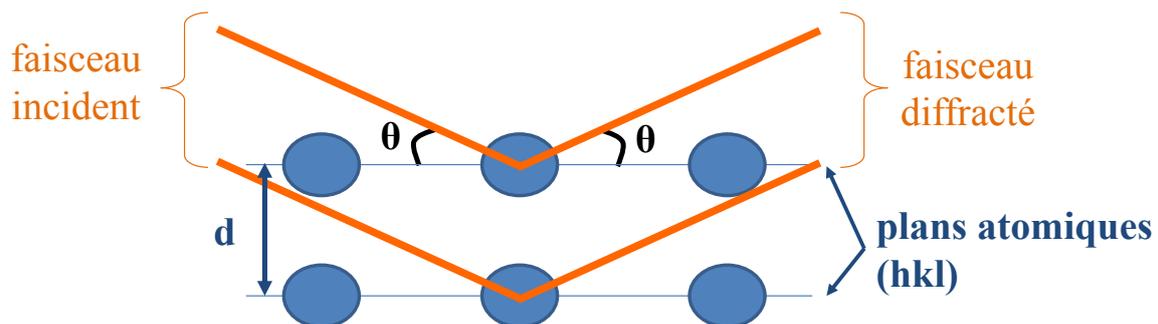


Figure 4.2: Principe de l'analyse par diffraction X

On voit bien dans l'équation précédente que, à longueur d'onde constante, une variation de la distance d entraîne une variation d'angle θ . Or, la variation de distance d traduit une

¹⁶ La spectroscopie Raman consiste à envoyer une lumière monochromatique sur le matériau étudié : les photons diffusés agissent sur les vibrations des molécules du matériau, créant ainsi un échange d'énergie. Il en résulte une différence de longueur d'onde entre la lumière diffusée et celle incidente. L'analyse du spectre obtenu permet donc de caractériser la composition chimique du matériau et sa structure cristalline. Sa comparaison avec un spectre de référence permet de déterminer les contraintes présentes dans le matériau.

déformation ε du réseau cristallin dans la direction de la normale aux plans concernés. En choisissant un état de référence (d_0, θ_0), ici celui du matériau non contraint, la déformation du réseau cristallin s'écrit de la façon suivante en différentiant la loi de Bragg" :

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d_0} = -\frac{2\theta - 2\theta_0}{2 \tan \theta_0} = -\frac{\theta - \theta_0}{\tan \theta_0} \quad \text{Équation 4. 3}$$

Cette technique portant sur l'analyse des rayons diffractés, l'énergie du faisceau doit être suffisante pour traverser deux fois la puce supérieure ou le *filet*, selon la configuration choisie (figure 4.1). Notre équipement possédant une longueur d'onde égale à 1,5405 Å, soit 8,0477 keV, son énergie sortante dans la configuration 4.1-a n'est pas suffisante pour permettre une analyse, même lorsque la puce reportée est amincie à 200 µm. Un essai est réalisé par le côté, en passant dans l'espace inter-puce (figure 4.1-b). Malheureusement, le faisceau possédant un diamètre de 200 µm, une grande partie est perdue en diffractant dans le silicium et le faisceau restant ne possède pas l'énergie suffisante pour atteindre le détecteur.

La technique de diffraction semblant cependant être très adaptée à notre étude, nous avons cherché une source de rayonnement plus puissante et étroite.

1.2 Etude de la contrainte thermomécanique par rayonnement synchrotron

Notre recherche d'équipement nous a conduits à utiliser un rayonnement synchrotron d'une énergie de 9 keV et de largeur de 5 µm. Le protocole employé, ainsi que les résultats obtenus sont présentés dans les sections suivantes.

1.2.1 Protocole expérimental

Le protocole expérimental est similaire à celui utilisé en diffraction de rayons X. Nous l'utilisons dans la configuration 4.1-a, c'est-à-dire que la mesure est effectuée au milieu de la matrice centrale de la puce.

Connaissant la longueur d'onde du faisceau et la distance interréticulaire du cuivre non contraint, les pics significatifs des micro-piliers sont recherchés sur le spectre de diffraction grâce à l'équation 4.1. Nous choisissons d'étudier plus particulièrement ceux représentant les plans (222) et (333) du cuivre, pour leur visibilité. De plus, ces plans cristallins étant parallèles, ils permettent de tester la cohérence des résultats. En effet, si un des plans révèle par exemple une contrainte compressive, le plan parallèle subira obligatoirement une contrainte identique, de valeur similaire.

Afin d'être certain d'étudier uniquement le cuivre des interconnexions, et non celui du joint de brasure ayant subi la déformation de la thermocompression, les pics significatifs de l'étain et de l'argent sont également recherchés sur le spectre de diffraction utilisé. Ne les ayant pas

trouvés, nous considérons que l'énergie du faisceau est juste suffisante pour traverser le silicium de la puce reportée et atteindre la partie en cuivre du micro-pilier supérieur.

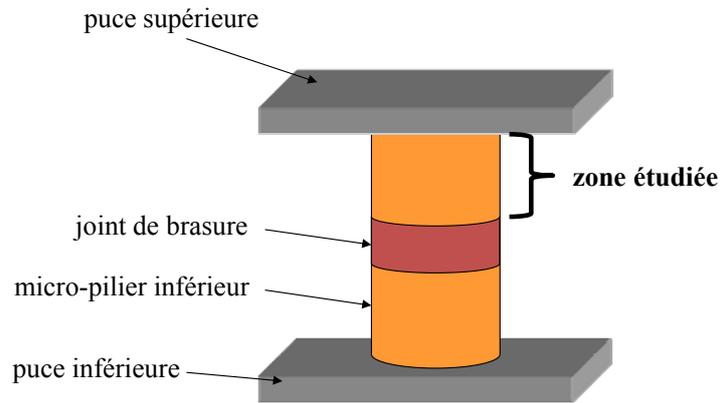


Figure 4.3 : schéma représentant la zone des interconnexions étudiée

Les mesures de contraintes sont ensuite effectuées en utilisant la méthode des $\sin^2\psi$. Comme le montre la figure suivante, cette méthode consiste à faire tourner l'échantillon autour de sa normale d'un angle Φ , puis autour de l'axe Oy d'un angle ψ , pour mesurer par diffraction la déformation du matériau dans la direction normale (Φ, ψ) ainsi créée.

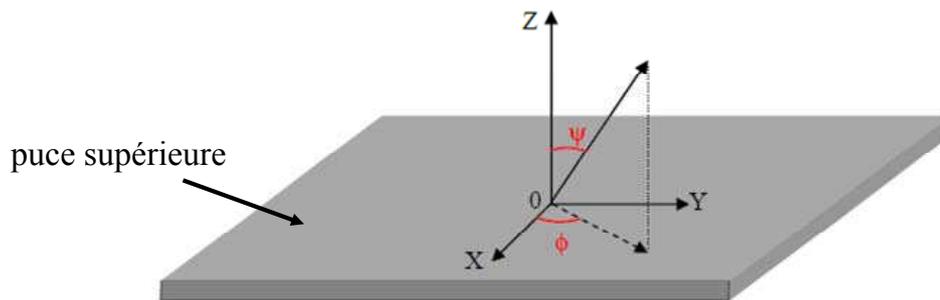


Figure 4.4 : Définition de la direction de mesure en fonction des angles Φ et ψ [Villanova 2010]

Dans un formalisme de l'élasticité isotrope et en condition de déformation homogène, la déformation ε dans la direction Z est reliée aux composantes σ_{ij} du tenseur des contraintes par la relation [Esnouf 2011]:

$$\varepsilon = \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{XX} \cos^2 \phi + \sigma_{XY} \sin 2\phi + \sigma_{YY} \sin^2 \phi - \sigma_{ZZ}) \sin^2 \Psi + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ZZ} - \frac{\nu}{E} (\sigma_{XX} + \sigma_{YY} + \sigma_{ZZ}) + \frac{1+\nu}{E} (\sigma_{XZ} \cos \phi + \sigma_{YZ} \sin \phi) \sin 2\Psi \quad \text{Équation 4. 4}$$

où E est le module de Young et ν le coefficient de Poisson.

σ_{ZZ} est la contrainte verticale selon l'axe des micro-piliers tandis que σ_{XX} et σ_{YY} lui sont perpendiculaires (figure 4.5). σ_{YZ} et σ_{XZ} représentent les contraintes de cisaillement.

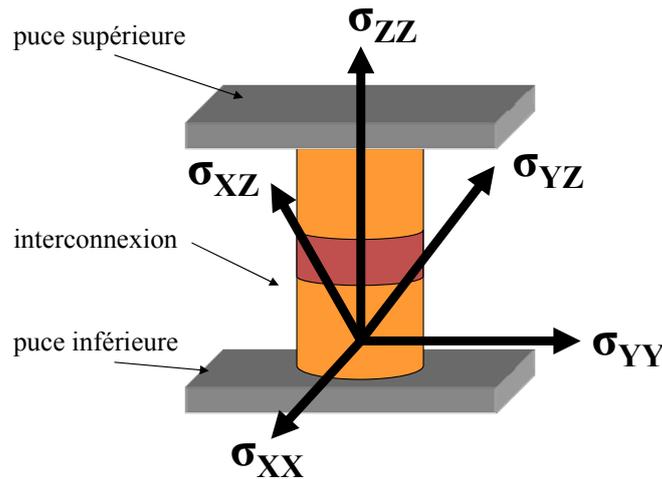


Figure 4.5 : Définition de la direction des contraintes σ_{XX} , σ_{YY} et σ_{ZZ}

On suppose que les contraintes dans le plan X0Y sont symétriques : $\sigma_{XX} = \sigma_{YY}$ (figure 4.5). De plus, nous faisons l'hypothèse que les contraintes de cisaillement sont négligeables : $\sigma_{XY} = \sigma_{YZ} = \sigma_{XZ} = 0$.

Il vient :

$$\varepsilon = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{XX} - \sigma_{ZZ})\sin^2 \Psi + \frac{\sigma_{ZZ} - 2\nu\sigma_{XX}}{E} \quad \text{Équation 4.5}$$

La méthode des $\sin^2 \psi$ consiste à mesurer le rapport de l'équation 4.3 pour différentes valeurs de ψ , puis à tracer la variation de ce rapport en fonction des $\sin^2 \psi$. Cette variation doit être linéaire, de pente $\frac{1+\nu}{E}(\sigma_{XX} - \sigma_{ZZ})$ et d'ordonnée à l'origine $\frac{\sigma_{ZZ} - 2\nu\sigma_{XX}}{E}$.

Cette expérience de diffraction par rayonnement synchrotron est réalisée sur des structures *DIVI*, dont la puce supérieure est amincie à 200 μm . Afin d'évaluer la contrainte induite par l'*underfill* sur les micro-piliers, le matériau sélectionné est celui de la société *Dow Chemical Company*. Ce choix est différent de celui effectué dans le chapitre 2 car, à l'heure de réaliser cette expérience, ce matériau était alors le plus prometteur. Ce point met d'ailleurs en évidence le développement incessant des matériaux par les industriels du secteur de l'*underfill*.

Une structure est assemblée à l'aide d'une force de 10 N appliquée pendant 5 s suivant le profil de température de la figure 4.15. Elle est utilisée comme référence pour l'étude de l'impact des tests de robustesse sur les assemblages scellés avec *underfill*. Celui-ci est examiné sur deux puces grâce aux tests suivants, inspirés de la norme de fiabilité industrielle JEDEC :

- test A : 1000 chocs thermiques (passage de - 40 °C à + 125 °C en 10 s),
- test B : 3 montées successives à 260°C suivant le profil suivant (figure 4.6) :

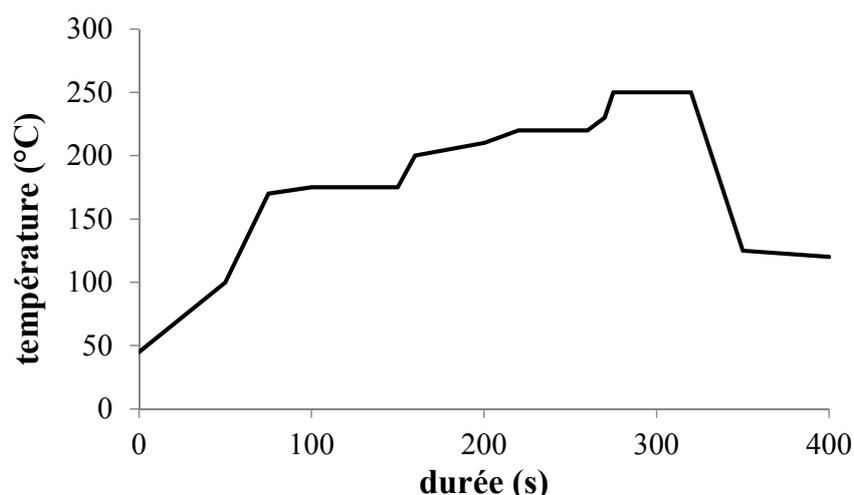


Figure 4.6 : Profil d'une montée à 260°C

Afin d'évaluer la contrainte induite par l'*underfill* lors de l'assemblage et des tests A et B, les résultats sont comparés à ceux d'échantillons sans polymère, scellés et testés dans des conditions identiques.

1.2.2 Impact des défauts cristallographiques sur les résultats obtenus

Les contraintes horizontales obtenues pour les deux empilements de référence, *i.e.* avec et sans *underfill*, sont reportées dans le [tableau 4.1](#).

Tableau 4.1 : Comparaison des résultats obtenus pour les raies (222) et (333) des échantillons de référence

Raie	Contrainte horizontale σ_{xx} (MPa)	
	Avec <i>underfill</i>	Sans <i>underfill</i>
(222)	240 ± 22^{17}	322 ± 30
(333)	135 ± 10	133 ± 19

Quel que soit le cas envisagé, avec ou sans *underfill*, les contraintes des plans parallèles (222) et (333) sont inégales. Il convient de rechercher la cause de cette incohérence.

Pour cela, l'étude de la variation d'intensité des raies 333 et 222 en fonction de l'angle ψ est effectuée ([figure 4.7](#)). Le comportement de la raie 222 est celui attendu : l'intensité diminue lorsque l'angle ψ augmente. En effet, la pénétration du faisceau dans le micro-pilier étant alors moins importante, il interagit avec un nombre plus faible de plans cristallins. Le comportement obtenu pour la raie 333 est illustré par la courbe orange.

¹⁷ Incertitude estimée sur la mesure de l'angle θ

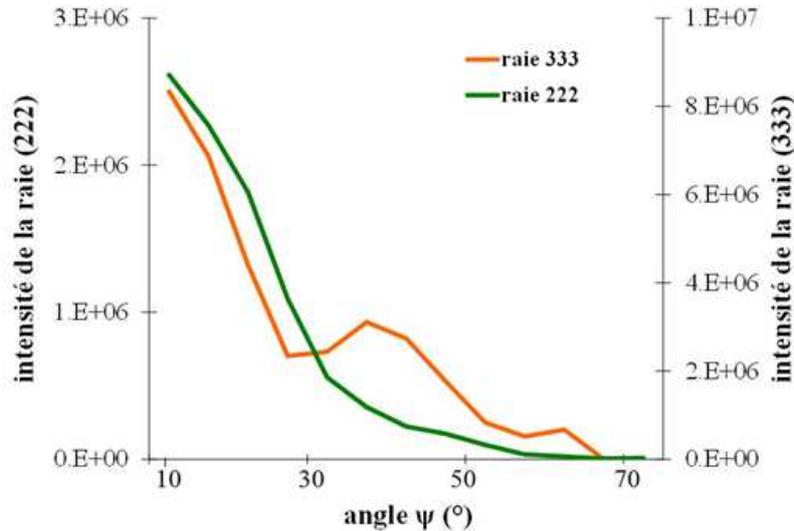


Figure 4.7 : Variation de l'intensité des raies 222 et 333 en fonction de l'angle ψ

Une différence notable est visible entre les deux courbes. En effet, dans le cas de la raie 333, un pic apparaît à 39° . Cette valeur représente l'angle entre le plan (333) et un autre plan cristallin sur lequel se produit également la diffraction : il s'agit du plan (511). Nous pensons que, étant donné que leurs distances interréticulaires (équation 4. 2), et donc leurs angles θ , sont égales, l'étude s'est effectuée non pas uniquement sur le comportement de la raie (333) mais également sur celui de la raie (511). A première vue, il peut paraître cependant étonnant que ce plan cristallin soit visible. En effet, comme illustré sur la figure 4.8, la mesure s'effectue sur des plans parallèles à la surface de l'échantillon. Si le plan (222) est identifié, nous aurions dû avoir accès au plan (333) qui lui est parallèle mais pas au plan (511). Toutefois, l'interconnexion en cuivre étant réalisée par électrolyse, elle est polycristalline, et donc constituée d'une multitude de grains orientés dans toutes les directions : le plan (511) peut par conséquent se retrouver parallèle à la surface.

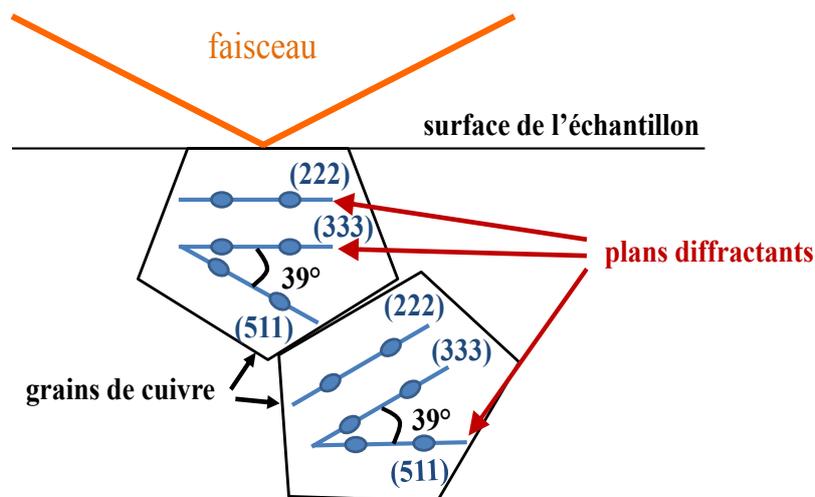


Figure 4.8 : schéma représentant les plans diffractants dans l'interconnexion polycristalline

L'étude des contraintes et déformations ne peut donc s'effectuer que sur la raie (222). Par conséquent, aucune vérification de la cohérence n'est possible : les conclusions déduites doivent donc être utilisées avec une grande prudence.

Les résultats obtenus avec et sans *underfill*, sous contraintes thermomécaniques, sont illustrés dans le tableau suivant.

Tableau 4.2 : Diffraction par le plan (222) - comparaison des résultats obtenus, avec et sans *underfill*, sous contraintes thermomécaniques (test A : chocs thermiques, test B : montées à 260 °C)

	Avec <i>underfill</i>			Sans <i>underfill</i>		
	référence	Test A	Test B	référence	Test A	Test B
σ_{XX}	240 ± 22	798 ± 69	266 ± 24	322 ± 30	296 ± 31	384 ± 35
σ_{ZZ}	59 ± 6	529 ± 21	170 ± 8	207 ± 22	204 ± 20	252 ± 25

Dans le cas des structures avec *underfill*, σ_{XX} et σ_{ZZ} augmentent avec la contrainte thermomécanique : les échantillons testés en température, et particulièrement lors des chocs thermiques, sont plus contraints.

Dans le cas des échantillons sans *underfill*, la tendance est différente : les chocs thermiques semblent les affecter peu, tandis que les contraintes les plus importantes sont notées pour les échantillons après montées à haute température.

Quel que soit le cas envisagé, il apparaît que σ_{XX} et σ_{ZZ} sont toutes deux positives : cela signifie que le micro-pilier est en tension verticalement et horizontalement. Ces résultats étant surprenants si on s'en réfère à la littérature ^[De Crécy 2009] et ne pouvant être validés par l'analyse des raies 333, ils doivent être considérés avec une grande précaution et nous préférons ne pas les exploiter.

Nous avons toutefois montré que l'utilisation d'un rayonnement synchrotron permet la diffraction du cuivre des micro-piliers enterrés. Afin d'être certain des résultats obtenus, les études futures devront être effectuées avec des puces supérieures plus fines (< 100 µm). Le faisceau diffracté possédera alors une intensité plus élevée, rendant les raies d'ordres supérieurs (444), (555) visibles. Des plans supplémentaires, parallèles aux plans (222) seront donc disponibles pour vérifier la validité des mesures.

Afin d'évaluer l'ordre de grandeur des contraintes attendues, des simulations sont maintenant réalisées.

1.3 Simulation de l'effet de *l'underfill*

Les buts des simulations, effectuées avec l'appui de l'équipe *Modélisations mécaniques et thermiques* de STMicroelectronics, sont multiples. D'une part, nous souhaitons évaluer la contrainte induite par *l'underfill* sur un micro-pilier, en modélisant des structures *DIVI* avec

et sans polymère. D'autre part, nous étudierons la variation de contrainte entre le centre et le coin d'une puce.

Pour cela, une approche multi-échelle est utilisée avec le logiciel ANSYS, Inc. Elle consiste à simuler chaque phénomène à l'échelle la plus pertinente, c'est-à-dire en utilisant plusieurs modèles de dimensions et de finesses différentes.

Dans notre cas, une cellule élémentaire globale, de dimension égale à celle d'une puce *DIVI*, est modélisée (figure 4.9-a). Tous les éléments y sont décrits : puces supérieure et inférieure, *underfill* et zone des micro-piliers. Aucun détail n'est spécifié sur ce macro-modèle : la zone des interconnexions est par exemple représentée par un parallélépipède rectangle de dimension similaire possédant des propriétés thermomécaniques identiques à celles des micro-piliers. Afin d'effectuer la simulation de ce macro-modèle, le comportement thermomécanique de la zone des interconnexions est donc indispensable.

Il est calculé à partir d'un modèle local, qui considère uniquement un micro-pilier (figure 4.9-b). Les deux cellules élémentaires (puce et micro-pilier) sont reliées en alignant le modèle local sur la position à étudier (coin ou centre de puce). Ses conditions aux limites sont ensuite calculées à partir du déplacement de la structure globale.

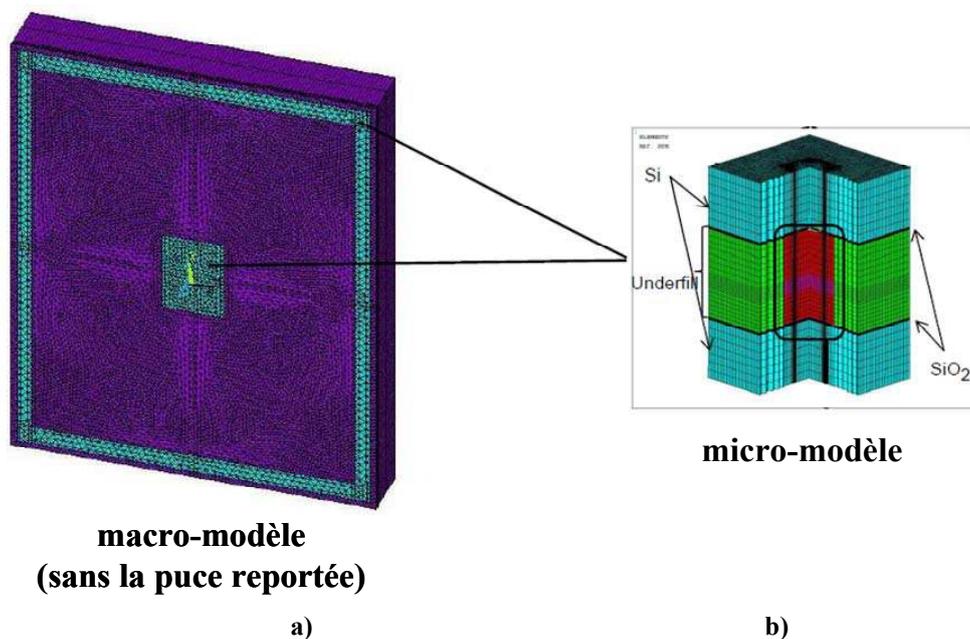


Figure 4.9 : Modélisation multi-échelle effectuée
a) cellule élémentaire globale
b) modèle local centré sur un micro-pilier

L'origine du modèle est prise au centre du macro-modèle, où nous considérons alors que les contraintes y sont nulles. La simulation s'effectue entre la température de transition vitreuse du polymère de la société *Dow Chemical Company* (91 °C), où le système est supposé libre de toutes contraintes, et 25 °C. Cette gamme de température permet donc de s'affranchir des effets visqueux.

Les valeurs de contraintes obtenues lors de la simulation sont présentées dans les sections suivantes.

- **Variation de contrainte entre le centre et le coin de la puce**

Le [tableau 4.3](#) regroupe les valeurs de contraintes moyennes obtenues en coin et centre de la puce dans le cas de structures avec *underfill*.

Tableau 4.3: Effet de l'emplacement du micro-pilier sur la contrainte moyenne dans le cas de structures avec *underfill*

	σ_{XX} (MPa)	σ_{YY} (MPa)	σ_{ZZ} (MPa)
centre	51,3	51,3	- 39,0
coin	50,6	50,5	- 36,3

Il apparaît que la différence de contraintes entre les interconnexions centrales et périphériques est faible. En effet, grâce à la nature identique des puces empilées (silicium sur silicium), la dilatation thermique s'effectue de manière similaire, induisant par conséquent une courbure de l'empilement de dimension nanométrique, négligeable par rapport aux dimensions du système.

Quelle que soit sa position, en centre ou bord de puce, nous voyons que le micro-pilier est en tension selon le plan XOY et en compression selon l'axe OZ. Ce comportement est donc plus cohérent physiquement que celui obtenu lors des mesures par rayonnement synchrotron. Il est attribué à la rétraction de *l'underfill* lors du refroidissement, qui provoque un rapprochement des puces empilées.

Les résultats présentés dans le [tableau 4.3](#) ayant révélé que la variation de contraintes entre le centre et le coin d'une puce est négligeable, nous choisissons d'étudier l'effet de l'utilisation de *l'underfill* sur un micro-pilier situé au centre de la puce.

- **Effet de la présence de *l'underfill***

Dans cette section, nous nous intéresserons d'une part aux contraintes moyennes et d'autre part aux contraintes maximales obtenues dans le cas de structures avec et sans *underfill* ([tableau 4.4](#)).

Tableau 4.4 : Effet de *l'underfill* sur les contraintes moyennes et maximales

	Contraintes moyennes			Contraintes maximales		
	σ_{XX} (MPa)	σ_{YY} (MPa)	σ_{ZZ} (MPa)	σ_{XX} (MPa)	σ_{YY} (MPa)	σ_{ZZ} (MPa)
avec <i>underfill</i>	51,3	51,3	- 39,0	102,1	102,1	- 74,6
sans <i>underfill</i>	12,7	12,7	- 0,36	130,8	130,8	- 58,6

Les résultats montrent que la présence d'*underfill* a pour effet d'homogénéiser les contraintes. En effet, il augmente la contrainte moyenne globale mais diminue les pics de contraintes. Ceux-ci sont localisés aux jonctions de la puce et du micro-pilier (figure 4.10) et représentent des zones de défaillances privilégiées.

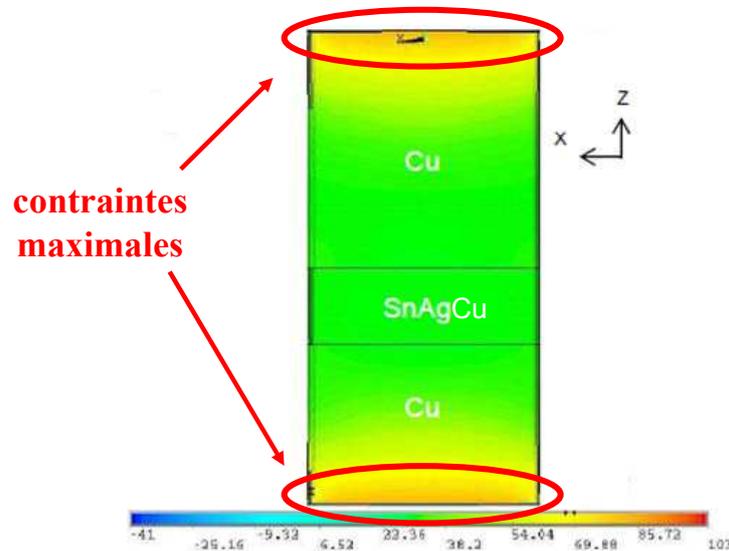


Figure 4.10 : Résultat de la simulation du cas d'un micro-pilier de cuivre entouré d'*underfill* mettant en évidence la position des contraintes maximales

L'étude effectuée dans la section suivante évalue si ces pics de contrainte possèdent des valeurs suffisantes pour provoquer des défaillances des empilements lors de tests thermiques.

1.4 Robustesse des empilements lors de tests thermiques

L'examen de la robustesse des empilements est effectué en deux temps, suivant les tests A et B présentés précédemment. Le premier test est dédié à l'étude de l'impact de trois montées successives à 260 °C, simulant par exemple une refonte des brasures ou le report de l'empilement sur le circuit imprimé final tandis que le deuxième permet d'étudier les conséquences de 1000 cycles thermiques entre -40 et 125 °C. Pour chaque test A et B, les comportements de sept puces sont analysés. Ils sont comparés à ceux de six structures *DIVI* identiques (avec une passivation des micro-piliers inférieurs en nickel-or) scellées dans des conditions similaires mais sans *underfill*. La robustesse des empilements est étudiée par l'observation de l'évolution de la résistance des chaînes d'interconnexions.

- **Etat initial**

Nous avons choisi de ne présenter que les résistances électriques de la plus longue chaîne d'interconnexions. Les résultats obtenus avant test sont représentés sur la figure 4.11 et comparés aux valeurs de spécifications¹⁸. Pour plus de clarté, l'axe des abscisses est retreint à des valeurs comprises entre 25 et 35 ohms.

¹⁸ Les valeurs de spécifications pour la chaîne de 340 interconnexions sont comprises entre 25 et 29 ohms. Elles sont obtenues en moyennant les résultats de 370 empilements *DIVI* sans *underfill*.

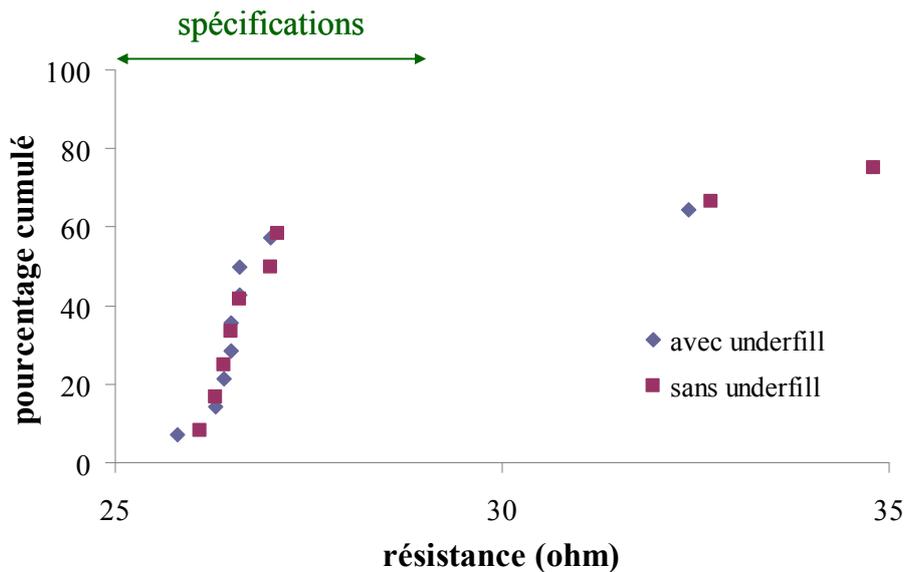


Figure 4.11 : Comparaison des valeurs de résistance de la chaîne de 340 interconnexions des empilements avec et sans *underfill* avant test de robustesse

Dans le cas de scellements avec *underfill*, 57% des empilements présentent des résistances électriques dans les spécifications tandis que deux assemblages révèlent déjà une résistance infinie. Elle est le signe d'une non-formation d'au moins un joint de brasure, causée par un piégeage d'*underfill*.

Les scellements sans *underfills* présentent un comportement quasi-similaire. 58% des valeurs de résistances sont dans les spécifications. Ces résultats mettent donc en évidence la dispersion des valeurs initiales de résistances mesurées et, par conséquent, un certain manque de répétitivité de l'étape de scellement.

- **Stabilité lors des trois montées successives à 260 °C**

Après trois montées successives à 260 °C, les résistances électriques sont homogénéisées par les traitements thermiques : 71% des empilements avec *underfill* et 66% des assemblages sans polymères présentent des valeurs de résistance électrique de la chaîne de 340 interconnexions dans les spécifications.

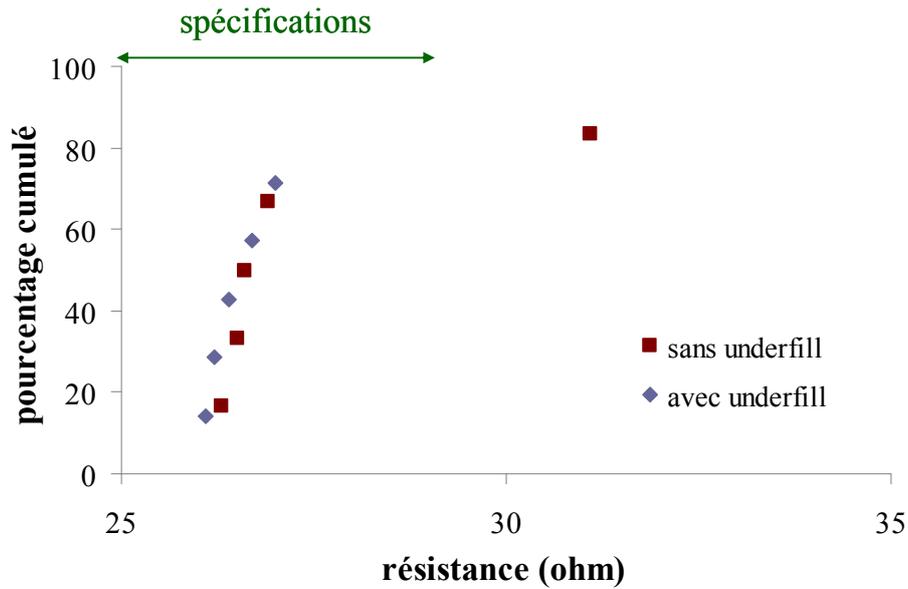


Figure 4.12 : Effet de trois montées successives à 260 °C sur les valeurs de résistance électrique de la chaîne de 340 interconnexions des empilements avec et sans *underfill*.

- **Comportement lors de 1000 cycles thermiques**

Ces traitements thermiques ont pour effet d'homogénéiser les résistances électriques dans les spécifications. En effet, 86% des empilements avec *underfill* et 67% des assemblages sans *underfill* présentent des valeurs de résistance électrique de la chaîne de 340 interconnexions dans les spécifications.

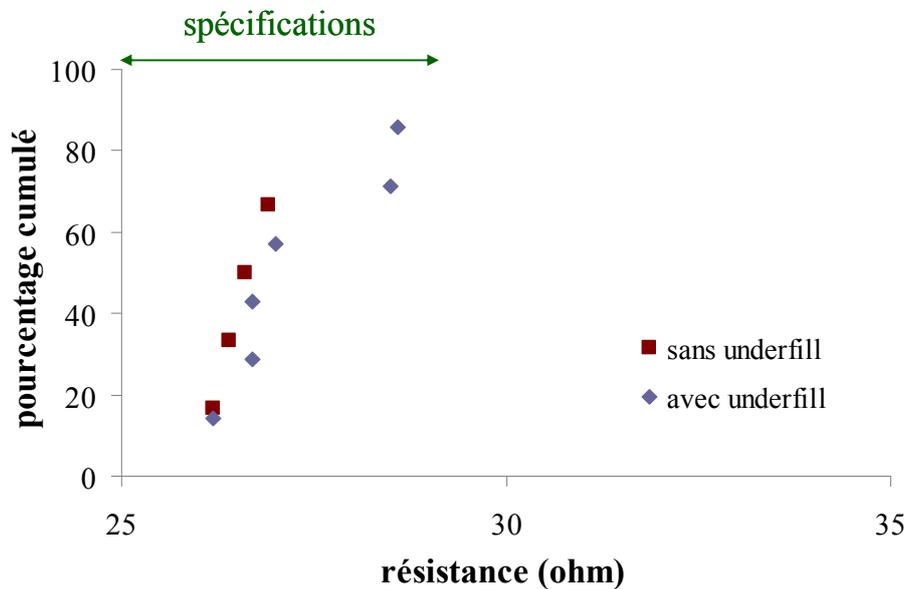


Figure 4.13 : Effet de trois montées successives à 260 °C sur les valeurs de résistance électrique de la chaîne de 340 interconnexions des empilements avec et sans *underfill*.

Les valeurs obtenues lors de ces différents tests sont résumées dans le [tableau 4.5](#).

Tableau 4.5 : Pourcentage d'empilements présentant des résistances électriques de la chaîne de 340 interconnexions dans les spécifications

	avant test	après 1000 cycles thermiques	après 3 montées à 260 °C
avec <i>underfill</i>	57%	86%	71%
sans <i>underfill</i>	58%	67%	67%

Bien qu'améliorant les performances électriques des empilements, les traitements thermiques les affectent de manière différente. En effet, l'amélioration est plus importante dans les cas avec *underfills*, et particulièrement après 1000 cycles thermiques, tandis que l'effet est similaire pour les deux tests dans les cas sans *underfills*.

D'après la littérature, une hypothèse pour expliquer ce résultat est de l'attribuer aux comportements concurrentiels des deux effets suivants ^[Koo 2008]:

- L'épaississement de l'intermétallique Cu₆Sn₅ se formant pendant la fusion du joint de brasure, qui augmente la résistance,
- l'accroissement du diamètre des grains de cuivre, qui diminue la résistance.

Il paraît toutefois surprenant que ce phénomène n'agisse pas de façon identique sur les empilements avec et sans *underfills*.

En conclusion, non seulement les traitements thermiques ne conduisent à aucune ouverture de circuit (résistance infinie) mais en plus ils améliorent la qualité des interconnexions en amenant un taux plus important de structures dans les spécifications. Ce comportement étant observable sur les empilements avec et sans *underfill*, nous pouvons conclure que les contraintes maximales simulées dans les interconnexions ne semblent pas conduire à des défaillances électriques. Enfin, 1000 cycles thermiques appliqués sur les structures avec *underfill* fournissent le meilleur rendement en termes de robustesse et confirment le gain apporté par l'introduction de l'*underfill* sur la qualité électrique des interconnexions.

L'étude effectuée dans la section suivante permet d'étudier les conséquences de cette compression verticale des micro-piliers sur la déformation de la puce reportée.

2 Conséquences de la compression verticale de l'*underfill*

L'objectif de cette section est d'évaluer l'impact de la compression verticale de l'*underfill* précédemment mise en évidence. Pour cela, des mesures de la déformation de la puce reportée sont effectuées par interférométrie infrarouge et corrélées à des mesures de contraintes dans le silicium. L'impact sur la robustesse des empilements sera ensuite étudié.

2.1 Déformation de la puce reportée

La mesure de la déformation de la puce reportée est effectuée par interférométrie infrarouge, dont le principe de fonctionnement est présenté sur la [figure 4.14](#).

Une lumière blanche est décomposée suivant un continuum de lumières monochromatiques localisées sur l'axe OZ. Chaque rayon lumineux de longueur d'onde propre se focalise sur un point différent de l'axe OZ.

La surface de l'échantillon est placée entre le premier et le dernier point focal des rayons monochromatiques. Une seule longueur d'onde est réfléchiée par la surface de l'échantillon et détectée par le spectromètre. Elle permet ainsi de mesurer la déformation de la surface de la puce reportée.

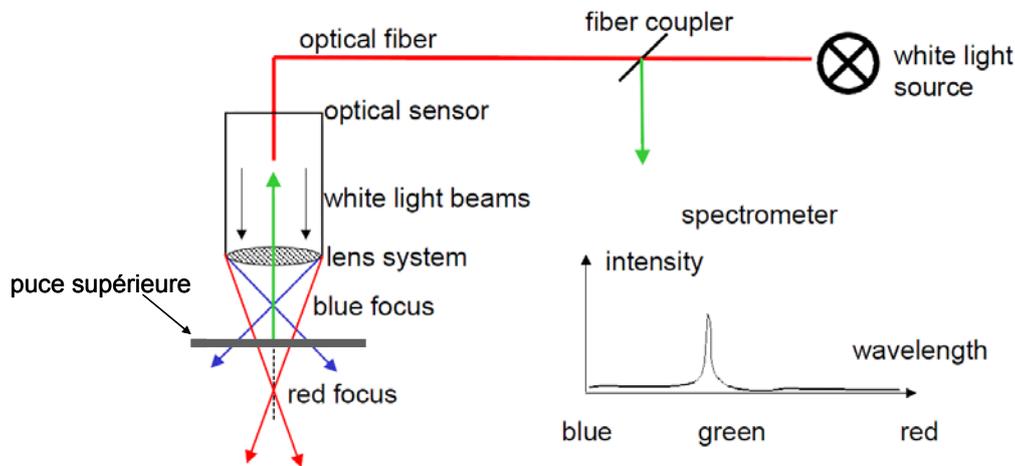


Figure 4.14 : Principe de l'interférométrie infrarouge [Vignoud 2013]

Cette technique de mesure possède des résolutions latérales et verticales de $1,5 \mu\text{m}$ et 40 nm respectivement.

Dans notre cas, la structure étudiée consiste en une puce *DIVI* amincie à $200 \mu\text{m}$ reportée sur son substrat correspondant, épais de $750 \mu\text{m}$. La déformation de la puce reportée induite par *l'underfill* est étudiée en comparant des structures sans et avec polymère (*underfills* de la société *Dow Chemical Company* et *Shin Etsu Chemical Company*) scellées suivant le profil de température suivant :

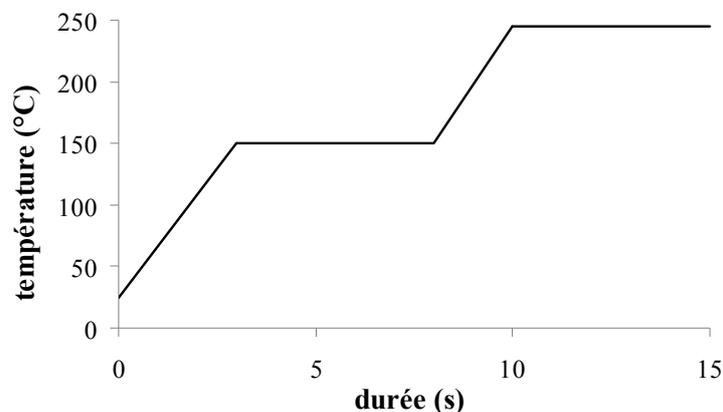


Figure 4.15 : Profil de température utilisé

Les résultats obtenus sont représentés sur les figures 4.16.

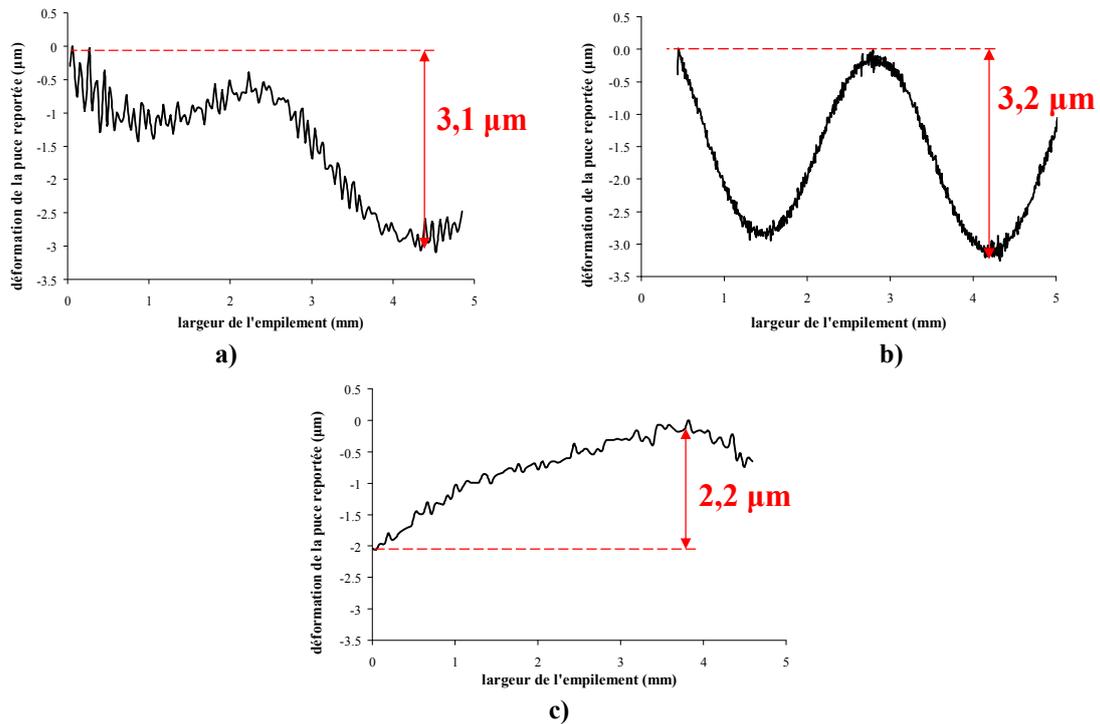


Figure 4. 16 : Mesures par interférométrie infrarouge de la déformation de la puce reportée
a) structure scellée avec l'underfill de Dow Chemical Company
b) structure scellée avec l'underfill de Shin Etsu Chemical Company
c) structure sans underfill

La structure sans *underfill* est celle présentant le moins de déformation. Le long de la largeur de la puce supérieure *DIV1*, la déformation mesurée est égale à $2,2 \mu\text{m}$. Le défaut de parallélisme de la tête de scellement étant de $0,03^\circ$, c'est-à-dire une variation de hauteur de $2,6 \mu\text{m}$ sur la largeur de la puce reportée, cette valeur est attribuée au manque de précision de placement par l'équipement.

Les structures avec *underfills* présentent des déformations de la puce supérieure plus importantes. Comme illustré sur la figure 4.17, elles suivent l'emplacement des micro-piliers de la structure *DIV1*.

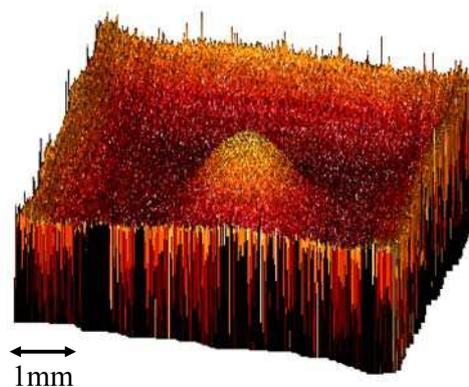


Figure 4.17 : Déformation obtenue par interférométrie optique de l'ensemble de la puce *DIV1* reportée (avec l'underfill de la société Shin Etsu Chemical Company)

En effet, les zones sans interconnexions sont plus basses en moyenne de $3\ \mu\text{m}$, signe d'un rapprochement vertical des puces empilées. Cette valeur, qui représente un dixième de la hauteur inter-puces, est problématique. En effet, si aucune correction de planéité n'est effectuée, elle peut limiter l'empilement de plusieurs puces en favorisant le piégeage du polymère.

En conclusion, dans le cas de structures assemblées avec WLUF, l'emplacement des micro-piliers semble affecter la déformation de la puce supérieure amincie.

Afin de déterminer l'impact des paramètres de thermocompression, des structures *DIVI* d'épaisseurs similaires (respectivement $200\ \mu\text{m}$ pour la puce supérieure et $750\ \mu\text{m}$ pour la puce inférieure), assemblées avec l'*underfill* de la société *Shin Etsu Chemical Company* sont réalisées suivant les conditions suivantes:

- condition 1 : l'échantillon subit une rampe de chauffe entre $25\ ^\circ\text{C}$ et $150\ ^\circ\text{C}$ identique au premier palier de température de la figure 4.15. Une force de $35\ \text{N}$ est ensuite appliquée pendant $5\ \text{s}$ à $150\ ^\circ\text{C}$.
- condition 2 : l'échantillon est chauffé suivant le profil de la figure 4.15. Il subit donc la condition 1 suivie d'un recuit à $245\ ^\circ\text{C}$ pendant $5\ \text{s}$ permettant la formation des joints de brasure. Une force de $35\ \text{N}$ est appliquée $5\ \text{s}$ à $150\ ^\circ\text{C}$ puis $5\ \text{s}$ à $245\ ^\circ\text{C}$.

Quatre puces sont réalisées avec chaque condition afin de s'assurer de la répétabilité de la mesure.

La déformation de la puce reportée est ensuite mesurée par interférométrie infrarouge. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure 4.18. Afin de faciliter leurs comparaisons, une échelle identique est utilisée. La figure 4.18 met en évidence l'impact de la température de fusion du joint de brasure. En effet, les puces supérieures scellées suivant la condition 2 présentent des déformations plus importantes.

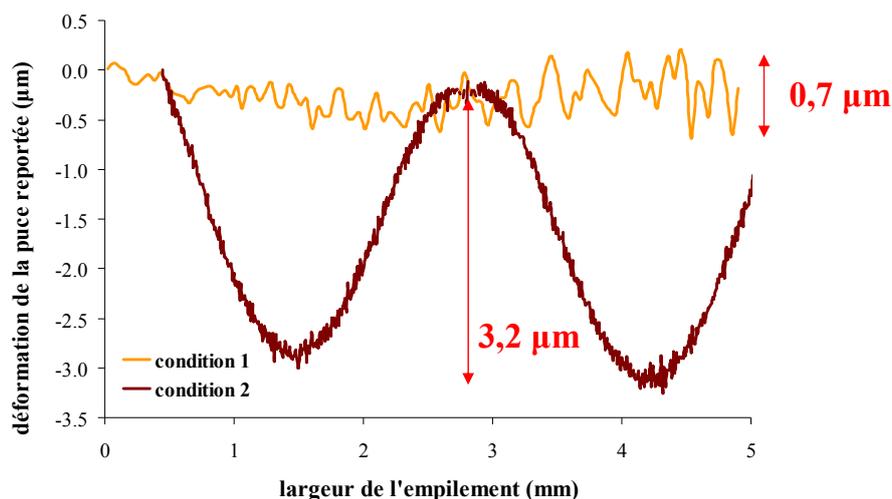


Figure 4.18 : Déformation mesurée par interférométrie d'une puce reportée suite aux traitements thermiques

Il semble donc que la déformation de la puce intervienne pendant le deuxième palier de thermocompression (durant la fusion du joint de brasure). La première étape à faible température, servant à l'écoulement de l'*underfill*, semble peu affecter la puce reportée.

2.2 Contrainte du silicium

L'objectif de cette partie est de quantifier la contrainte induite dans le silicium de la puce reportée par la déformation, afin de déterminer si elle est problématique pour le fonctionnement des transistors.

La mesure de contrainte de la puce reportée est effectuée en étudiant le plan (001) du silicium par diffraction de rayons X. Un faisceau de longueur d'onde égale à 1,5405 Å est choisi afin de n'étudier que les contraintes surfaciques. En effet, sa profondeur de pénétration dans le silicium est alors inférieure à 20 µm. Comme décrit précédemment, la méthode des $\sin^2 \psi$ est utilisée. En faisant l'hypothèse d'une contrainte σ_{ZZ} négligeable dans le silicium (étude d'une couche ultra-mince), nous obtenons l'équation suivante :

$$\varepsilon = \frac{1+\nu}{E}(\sigma_{XX} + \sigma_{XY} \sin 2\phi) \sin^2 \Psi - \frac{2\nu\sigma_{XX}}{E} \quad \text{Équation 4. 6}$$

Où E est le module de Young et ν le coefficient de Poisson. Les conventions utilisées sont celles de la figure 4.5.

L'étude de la variation du rapport de l'équation 4. 6 en fonction des $\sin^2 \psi$ permet d'obtenir les valeurs des contraintes σ_{XX} et σ_{XY} .

La mesure est effectuée sur les structures *DIVI* présentant le plus de déformations. Il s'agit de celles scellées avec *l'underfill* de la société *Shin Etsu Chemical Company* suivant la condition 2 (figure 4.18). Chaque scellement est effectué quatre fois pour vérifier la répétitivité de la mesure. Cette dernière est réalisée au centre des structures sur une zone limitée à une largeur de 3 mm afin de diminuer la durée de la mesure (réduite alors à 2 jours). Les résultats de contraintes σ_{XX} obtenues par pas de 150µm à l'aide d'un faisceau large de 200µm sont présentés sur la figure 4.19.

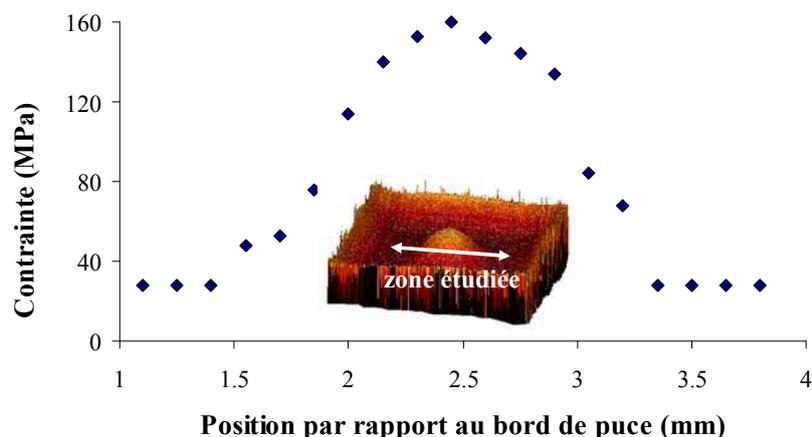


Figure 4.19 : Impact de l'emplacement des interconnexions sur la contrainte de la puce reportée

La contrainte dans la puce reportée est comprise entre 20 MPa et 160 MPa, la valeur maximale se situant au milieu de la matrice centrale. Elle est donc liée à la déformation observée sur la figure 4.18 des zones sans micro-piliers.

En effet, le rapprochement des puces empilées y induit une tension de la zone des interconnexions (figure 4.20).

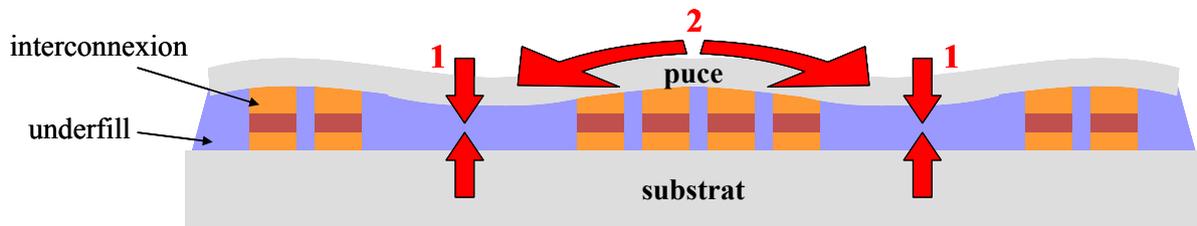


Figure 4.20 : Effet du rapprochement des puces empilées (1) sur la mise en tension de la puce reportée (2)

Dans le cas des architectures *Back to Face* [Parès 2013], les transistors se situent sur la face arrière du composant reporté. Les contraintes globales mesurées peuvent peut-être affecter leurs performances. En effet, il a été mis en évidence que des contraintes locales modifient la structure de bande du semi-conducteur en diminuant les symétries du cristal [Baudot 2010].

La forme de la bande de valence étant perturbée, elle entraîne une modification de la masse effective des porteurs de charges, et donc de leur mobilité μ_{eff} selon l'équation suivante :

$$\mu_{eff} = \frac{q\tau}{m^*} \quad \text{Équation 4. 7}$$

avec $1/\tau$ la fréquence de collision des porteurs, q la charge des porteurs et m^* la masse effective de conduction des porteurs.

Mohta *et al.* [Mohta 2005] ont mis en évidence que l'introduction d'une contrainte locale augmente la mobilité des porteurs de charges grâce à la diminution de leurs masses effectives de conduction et/ou de leurs fréquences de collision.

Le bouleversement de la structure de bande provoqué par la contrainte locale affecte également la tension de seuil [Zhang 2005], [Kumar 2007] et le courant de grille [Garros 2009], [Lim 2006]. Garros *et al.* ont, par exemple, montré une diminution du courant de grille dans le cas d'une contrainte locale biaxiale en tension pour des transistors à effet de champ à grille isolée sur technologie silicium sur isolant.

En conclusion, les effets induits par des contraintes locales peuvent donner lieu à une modification profonde des propriétés du transport électronique. Dans notre cas, le silicium de la puce reportée est en tension biaxiale. D'après l'étude de Baudot [Baudot 2005], ce type de contrainte, si elle est inférieure à 1,8 GPa, est bénéfique pour le transport dans les transistors. Néanmoins, nous sommes dans le cas d'une contrainte globale (à l'échelle de plusieurs micromètres) et non locale (à l'échelle du transistor : quelques nanomètres): les effets peuvent

donc être différents. De plus, nous avons mis en évidence une inhomogénéité des contraintes sur la surface de la puce, qui peut induire une variation des performances des transistors à l'échelle de la puce. Il serait donc intéressant de modéliser les effets de ce phénomène dans des travaux futurs. Une source de variabilité supplémentaire est ainsi introduite dans le modèle de fonctionnement des transistors, dont les conséquences doivent être prévues lors de la conception des puces.

Les études présentées dans les parties précédentes ont mis en évidence l'impact de l'emplacement des micro-piliers sur la déformation de la puce reportée. Dans le cas de la puce reportée *DIVI*, une tension biaxiale au centre de la face arrière est révélée lors de la fusion du joint de brasure à 245 °C. L'effet de ces déformations et contraintes sur la robustesse thermomécanique de l'empilement est étudié dans la section suivante.

2.3 Variation de la résistance électrique des chaînes d'interconnexions lors de tests thermiques

L'étape de formation du joint de brasure étant responsable de la déformation de la puce reportée, l'objectif de cette section est d'étudier l'impact de recuits de fusion multiples sur la résistance électriques des chaînes d'interconnexions de l'empilement. Cette étude présente donc des similitudes avec celle présentée dans la section 1.4. *L'underfill* est néanmoins différent et testé suivant un protocole répondant aux normes industrielles.

- **Protocole de test**

Un test de la norme industrielle JEDEC JSTD020D est utilisé. Il consiste à effectuer un recuit à 125 °C pendant 24 h pour assécher les échantillons. Puis, ces derniers sont placés sous atmosphère humide (85 °C / 85% d'humidité) pendant 168 h. Finalement, trois montées successives à 260 °C sont effectuées suivant le profil de la [figure 4.6](#). Ce test, appelé pré-conditionnement de niveau 1, permet de vérifier la robustesse des assemblages lors de recuits à haute température, simulant par exemple une refonte des brasures ou le report de l'empilement sur le circuit imprimé final, mais également l'absorption d'humidité de *l'underfill*.

Les résultats présentés dans la suite de ce chapitre portent sur vingt et une structures *DIVI* (avec une passivation des micro-piliers inférieurs en nickel-or) scellées avec *l'underfill* *DF3770v15* suivant le protocole du chapitre 2. Afin d'avoir une meilleure idée de leurs performances, ils sont comparés à ceux de structures *DIVI* sans *underfill*. Le report s'est effectué à l'aide d'une force de 20 N appliquée pendant 1 s à 20 °C. La fusion des joints de brasure est ensuite effectuée dans un four à passage selon le profil de température de la [figure 4.6](#).

L'évolution des empilements est analysée par l'observation de l'évolution de la résistance électrique des chaînes d'interconnexions les plus longues (340) et les plus courtes (motif Kelvin). Les résultats obtenus sont présentés dans les parties suivantes.

- **Evolution de la résistance électrique de la chaîne de 340 interconnexions lors de la simulation de la refonte des brasures**

Avant test, 76 % des empilements possèdent des résistances électriques dans les spécifications (figure 4.21). Bien que cette valeur reflète un certain manque de reproductibilité de l'étape d'assemblage, elle est cependant correcte pour un procédé non industrialisé. Le test a pour effet de diminuer la robustesse des empilements : les valeurs de résistances sont augmentées, ainsi que leur hétérogénéité. Par conséquent, le pourcentage d'assemblages présentant des valeurs de résistance électrique dans les spécifications chute à 33%. Aucune ouverture de ligne n'est cependant mesurée.

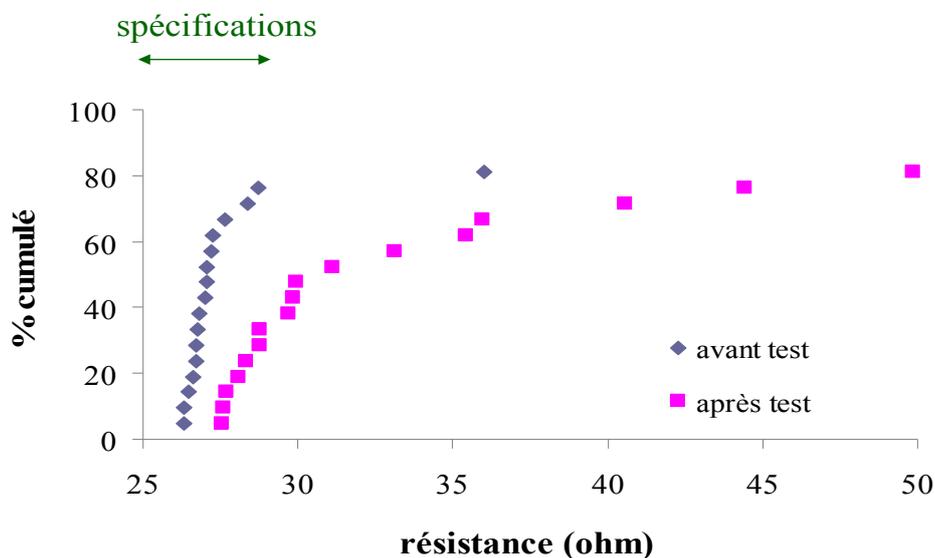


Figure 4.21 : Impact du test de norme industriel sur la résistance de la chaîne de 340 interconnexions

- **Evolution de la résistance électrique du motif Kelvin lors de la simulation de la refonte des brasures**

Le manque de répétitivité de l'étape de scellement est également observable sur les valeurs de résistance du motif Kelvin (figure 4.22): 48% des empilements présentent des valeurs de résistances électriques dans les spécifications¹⁹ avec test. Ce pourcentage, plus faible que celui obtenu avec la chaîne de 340 interconnexions, met en évidence la sensibilité du motif Kelvin au piégeage de *l'underfill* dans le joint de brasure.

Après test, le comportement est similaire à celui précédemment observé : les valeurs de résistances augmentent et, par conséquent, le pourcentage d'empilement présentant des valeurs de résistance électrique dans les spécifications chute à 29%. Il subit donc une baisse de 60%. Aucune ouverture de ligne n'est cependant mesurée.

¹⁹ Les valeurs de spécifications du motif Kelvin sont comprises entre 8 et 15 mΩ. Elles sont obtenues en moyennant les résultats de 370 empilements *DIVI* sans *underfill*.

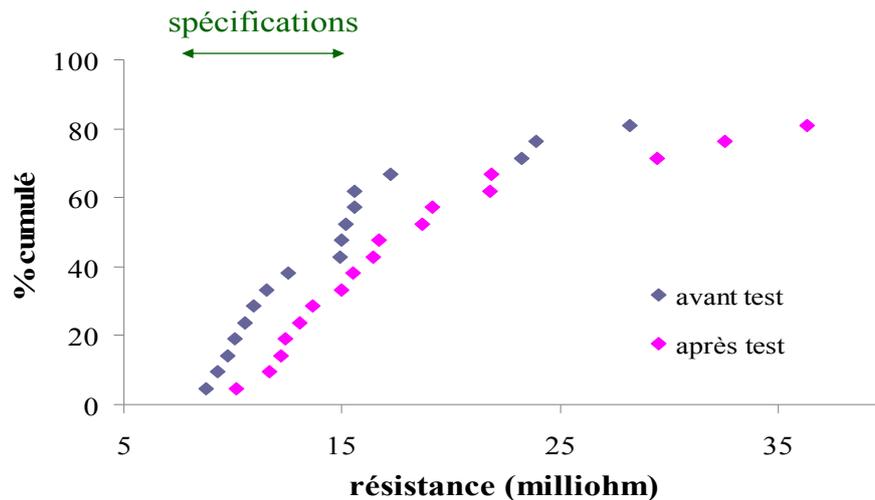


Figure 4.22: Impact du test de norme industriel sur la résistance du motif Kelvin.

Quelle que soit la longueur de chaîne d'interconnexions étudiée, l'impact des trois montées successives à 260 °C est similaire : il augmente les valeurs de résistance et leur hétérogénéité. Le comportement est cependant différent de celui précédemment observé sur le polymère de la société *Dow Chemical Company*.

Les causes possibles de ces différences de comportement peuvent être dues :

- cause 1 : à des empilements *DIVI* différents : les puces inférieures utilisées proviennent de deux lots de fabrication distincts. Des variations de hauteurs de dépôt pouvant exister et nous suspectons qu'elles peuvent affecter la robustesse des empilements.
- cause 2 : aux propriétés thermomécaniques des polymères: les coefficients d'expansions thermiques et modules de Young étant différents, ils peuvent affecter les variations de résistance électrique des chaînes d'interconnexions.
- cause 3 : à la déformation de la puce reportée.
- cause 4 : au piégeage *d'underfill* dans la brasure. Son expansion durant les traitements thermiques peut réduire la robustesse des empilements.

Afin de vérifier la validité des deux premières causes évoquées, trente-trois structures *DIVI*, issues du même lot de fabrication que celles utilisées dans l'étude avec *l'underfill DF3770v15*, sont scellées sans polymère et testées dans des conditions identiques.

Les variations de résistance électrique du motif Kelvin, avant et après test de pré-conditionnement, sont illustrées sur la [figure 4.23](#).

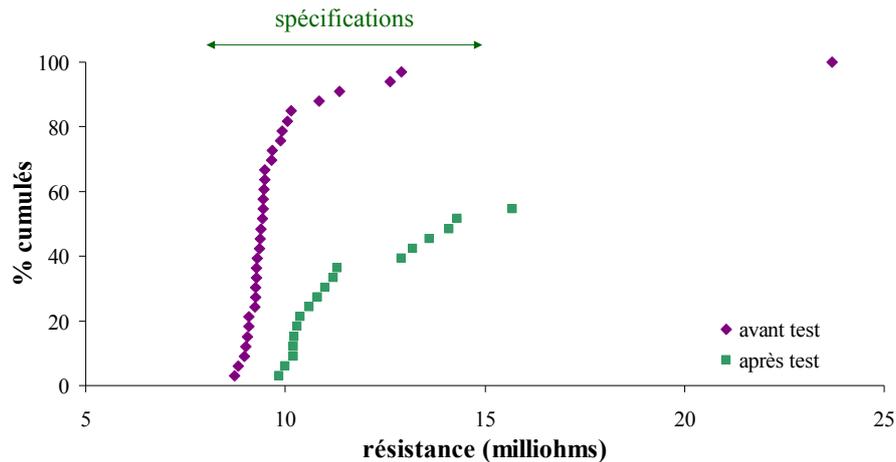


Figure 4.23 : Impact du test de norme industriel sur la résistance du motif Kelvin d'empilements sans *underfill* [Bertheau 2014]

Avant test, 97% des empilements présentent des valeurs de résistances électriques du motif Kelvin dans les spécifications, tandis que ce pourcentage diminue à 51% après test. Cette tendance étant similaire à celle précédemment observée avec l'*underfill DF3770v15*, la cause numéro 2 ne semble pas être la plus prépondérante.

La cause numéro 1 semble néanmoins pouvoir être l'une des causes des dégradations de résistance observées. En effet, l'observation des micro-piliers avant fusion du joint de brasure par microscope électronique à balayage révèle une épaisseur du dépôt d'or étonnamment élevée : elle est égale à 800 nm alors qu'elle devrait plutôt être comprise entre 100 et 200 nm (figure 4.24). L'or se dissolvant dans l'étain du joint de brasure lors des montées à 260 °C, une épaisseur initiale plus importante conduit à la formation d'un nombre plus important d'intermétalliques $AuSn_4$ [Puttlitz 2004]. Or, il a été montré que ce matériau réduit la résistance mécanique des empilements et provoque de sévères dégradations [Mei 1998].

L'épaisseur d'or de la passivation des micro-piliers inférieurs, trop importante sur les plaques utilisées pour les études sans et avec *underfill DF3770v15*, semble être l'une des causes des dégradations de résistance observées.

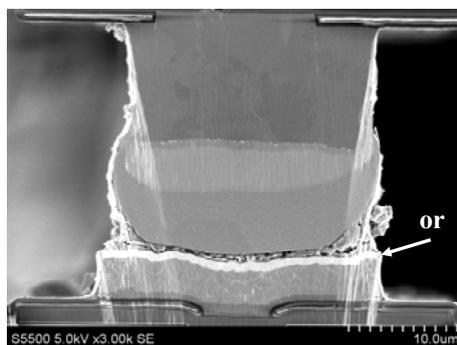
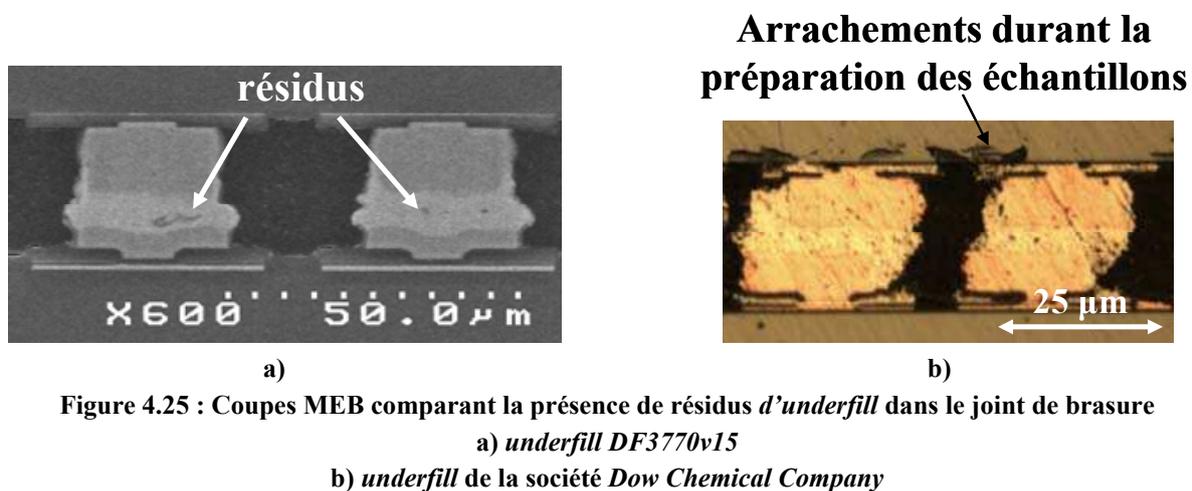


Figure 4.24 : Coupe MEB d'un micro-pilier avant fusion du joint de brasure permettant la mesure de l'épaisseur du dépôt d'or [Bertheau 2014]

Néanmoins, la diminution du pourcentage des résistances électriques du motif Kelvin dans les spécifications est de 52% pour les empilements sans *underfills* tandis qu'elle est plus importante dans les cas avec *underfill* (60%). L'épaisseur initiale d'or ne semble donc pas être la seule cause du comportement observé.

Les déformations des puces reportées, scellées avec les *underfills* des sociétés *Shin Etsu Chemical Company* et *Dow Chemical Company*, étant certes morphologiquement différentes mais de hauteurs similaires, nous pensons que la cause 3 n'est pas la raison principale de la différence de comportement observé.

Afin d'évaluer l'impact du piégeage de l'*underfill* dans la brasure, les joints de brasure des micro-piliers présentant une augmentation hors spécification des résistances électriques sont observés par microscope électronique à balayage (figure 4.25).



Dans le cas des assemblages réalisés avec le polymère *DF3770v15*, l'étude révèle la présence de résidus de polymère dans le joint de brasure, ce qui n'est pas le cas dans les empilements scellés avec l'*underfill* de la société *Dow Chemical Company*.

Les résidus d'*underfill*, piégés dans les joints de brasure pendant le scellement, sont donc l'une des causes des dégradations de résistance observées. Ce point reste donc un enjeu majeur des procédés par thermocompression.

Néanmoins, même si la présence d'*underfill* *DF3770v15* augmente les résistances électriques des chaînes d'interconnexions, elle ne conduit à aucune ouverture de ligne, contrairement aux cas sans *underfill*.

La présence d'*underfill* empêche les ouvertures de lignes lors de montées successives à 260 °C.

En conclusion, bien que pouvant conduire à des augmentations de résistance des chaînes d'interconnexions, la présence d'*underfill* semble être bénéfique. En effet, elle empêche

l'ouverture des lignes électriques. Cette étude souligne néanmoins les difficultés d'écoulement de *l'underfill* du sommet des micro-piliers pendant l'assemblage, qui reste un enjeu majeur des procédés par thermocompression.

Conclusion

L'objectif de la démarche présentée dans ce chapitre était d'anticiper les éventuels effets de *l'underfill* sur l'intégrité et le fonctionnement des micro-piliers, et finalement du dispositif complet.

Nous avons mis en évidence que le polymère a pour effet de rapprocher les puces empilées : il induit donc une compression verticale dans les micro-piliers, similaire au centre et en coin de puce. Après recuit à la température de fusion du joint de brasure, cet effet est également visible sur la puce reportée, qui se déforme en s'abaissant dans les zones sans micro-piliers. Ce phénomène, problématique lors de l'empilement de plusieurs puces, semble donc pouvoir être amoindri avec une densité d'interconnexions homogène sur la puce et pour des procédés de scellement s'effectuant à faible température, comme par exemple la technologie d'insertion, très prometteuse pour le futur (cf chapitre 1).

Néanmoins, la contrainte existant dans le silicium peut affecter les performances des transistors dans le cas d'architectures *back to face*. Il serait donc intéressant de modéliser les effets de ce phénomène dans des travaux futurs.

Les contraintes induites par *l'underfill* sur les micro-piliers et la puce reportée ayant été mises en évidence, une étude a été effectuée afin d'examiner l'impact de ces dernières sur l'intégrité des scellements durant des tests de robustesse répondant à la norme industrielle JEDEC. Une augmentation des résistances électriques des chaînes d'interconnexions est observée. Elle souligne les difficultés d'écoulement de *l'underfill* du sommet des micro-piliers pendant l'assemblage, qui reste un enjeu majeur des procédés par thermocompression.

Néanmoins, aucune rupture des joints de brasure due à *l'underfill* n'est mesurée. Cette étude met donc en évidence que les contraintes et déformations induites par *l'underfill* sur la structure ne conduisent pas à des défaillances thermomécaniques des empilements.

En conclusion, bien que nécessitant une optimisation de l'étape de scellement, passant sans doute par le développement de nouveaux matériaux, le procédé *WLUF* est très prometteur et une industrialisation est donc envisageable suivant ce procédé.

Conclusion générale et perspectives

Afin de satisfaire aux besoins de densification et de performances de l'industrie de la microélectronique, de nouvelles architectures, consistant à empiler les puces, sont en cours de développement. Le passage de l'information électrique entre elles s'effectue alors grâce à des interconnexions métalliques. Afin d'assurer la fiabilité des assemblages, ces dernières doivent être protégées par un polymère appelé *underfill* dans ce contexte. Bien que possédant un développement technologique important, les limites du procédé actuellement en production sont visibles et concernent principalement la réduction critique de son rendement.

L'objectif de ce travail de thèse était donc de juger la pertinence d'une nouvelle solution de remplissage par polymère, appelée *wafer-level underfill*.

Afin de réaliser cette étude, il a fallu tout d'abord effectuer le choix du polymère à intégrer. Un protocole de sélection est donc développé, définissant les propriétés requises et les techniques de caractérisation. En se basant sur ces éléments et sur l'intégration du procédé sur les équipements du LETI, un matériau est sélectionné. En effet, les assemblages réalisés avec l'*underfill* de la société *Shin Etsu Chemical Society* répondent à la majeure partie des critères morphologiques de sélection : interconnexions formées et longueur de *fillet* inférieure à 300 μm . Ce choix est validé par l'étude de ses performances isolantes en courant alternatif et continu. En effet, comme le résume le tableau suivant, le polymère sélectionné présente des permittivités relatives et facteurs de pertes dans des gammes de valeurs similaires à celles de l'*underfill* utilisé actuellement en production à STMicroelectronics. De plus, les résistances des chaînes d'interconnexions présentent des pourcentages de valeurs dans les spécifications industrielles similaires : 91 % pour les assemblages réalisés avec *wafer-level underfill* et 98 % pour ceux utilisant l'*underfill* actuellement en production à STMicroelectronics. Cette comparaison permet donc de souligner la faisabilité et la pertinence du procédé *wafer-level underfill*.

Tableau C.1 : Comparaison des performances électriques des polymères *underfill*

<i>underfill</i>	utilisé en production	<i>wafer-level underfill</i>
permittivité relative	3,8	4,6
facteur de pertes	0,013	0,015
pourcentage d'assemblages dans les spécifications des résistances électriques	98 %	91 %

L'optimisation du procédé, présentée dans le deuxième chapitre, souligne les enjeux de ses étapes, et particulièrement l'étape de thermocompression. A cette étape, le principal enjeu concerne l'écoulement de l'*underfill*, qui permet aux micro-piliers supérieurs et inférieurs de

rentrer en contact. En effet, des résidus de polymère qui se retrouvent bloqués empêchent la formation du joint de brasure. Jusqu'à présent, la méthode utilisée pour déterminer les paramètres de scellement idéaux consiste à multiplier les essais. Cette technique reste cependant coûteuse et peu productive. Un défi de notre travail, décrit dans le troisième chapitre, était d'établir un modèle prédictif décrivant l'épaisseur résiduelle *d'underfill* entre les micro-piliers supérieurs et inférieurs en fonction des paramètres de scellement et des propriétés de la structure (densité d'interconnexions, surface, ...).

Le modèle développé s'inspire des hypothèses et simulations existantes dans la littérature du procédé d'emboutissage à l'échelle nanométrique. Néanmoins, il est ajusté afin de s'adapter au mieux aux différentes phases de la thermocompression : le modèle est divisé en deux étapes, selon que le polymère est uniquement en contact avec les micro-piliers inférieurs ou avec l'ensemble de la surface du substrat. La première étape étant réalisée sur nos structures en moins d'une seconde, elle n'est pas étudiable avec notre équipement. Cependant, la comparaison expérimentale révèle que le deuxième modèle (décrivant la deuxième phase de thermocompression) est suffisant pour décrire l'écoulement de *l'underfill* entre deux interconnexions indéformables. Il permet donc de donner des indications pour le favoriser lors de l'assemblage de structures possédant des densités de micro-piliers variant entre 6 et 125 par mm² :

- la force et la durée de thermocompression affectent peu l'épaisseur résiduelle.
- la surface des puces reportées doit être inférieure à 4 cm².
- la viscosité du polymère est un facteur primordial : elle doit être inférieure à celle du joint de brasure, quelle que soit la température.

L'originalité de ce travail reposant sur l'utilisation de matériaux en cours de développement par les fournisseurs, les études présentées dans ce manuscrit ont donc permis de collaborer à l'optimisation des formulations des futurs *underfills*.

D'autre part, l'intégration de polymères *underfills* innovants soulève de nouvelles problématiques à l'ensemble de la structure. En effet, les différences de propriétés thermomécaniques induisent des contraintes dans les matériaux entourant le polymère. Nous avons donc proposé (chapitre 4) un protocole expérimental afin de les étudier. Une contrainte verticale, imposée par *l'underfill* sur les interconnexions et la puce reportée est ainsi mise en évidence. Durant la thermocompression de structures possédant une densité de micro-piliers inhomogène, elle provoque un rapprochement des puces empilées, supérieur à 3 μm, dans les zones sans interconnexions. Ce phénomène augmentant les contraintes dans le silicium et leur hétérogénéité (valeurs variant du simple au quadruple), il peut affecter les performances des transistors dans le cas d'architectures *back to face*.

Une étude est alors effectuée afin d'examiner l'impact des contraintes thermomécaniques révélées sur l'intégrité des scellements durant des tests de robustesse répondant à la norme industrielle JEDEC. Aucune rupture des chaînes d'interconnexions n'est mesurée. Cette étude met donc en évidence : (i) que les contraintes et déformations induites par *l'underfill* sur la

structure ne conduisent pas à des défaillances thermomécaniques des empilements, (ii) la robustesse des assemblages effectués avec le procédé *wafer-level underfill*.

En conclusion, bien que nécessitant une optimisation de ces matériaux, le procédé *wafer-level underfill* est très prometteur en termes de faisabilité et de robustesse : une industrialisation est donc envisageable.

Concernant les perspectives à ce travail de thèse, pour le modèle prédictif d'écoulement de *l'underfill* pendant la thermocompression, il serait intéressant d'essayer de prendre en compte, d'une part, les déformations plastiques des joints de brasures et, d'autre part, la surface *d'underfill* déposée non plane au sommet des interconnexions. Il serait également intéressant de créer de nouveaux véhicules de tests permettant l'observation du piégeage de *l'underfill* entre les interconnexions. Afin de corroborer les prédictions du modèle développé, ces véhicules de test devront posséder des surfaces supérieures à 4 cm². Comme nous l'avons évoqué dans ce manuscrit, la comparaison entre modèle et expérience peut néanmoins être altérée par les techniques de caractérisation. En effet, le polissage mécanique avant l'observation par microscope électronique à balayage provoque par exemple un étalement des matériaux les plus mous pouvant masquer le piégeage *d'underfill*. Pour ces futures études, il faudrait donc privilégier l'utilisation d'un nouvel équipement (en cours d'installation au LETI à l'heure de l'écriture de ce manuscrit) qui permettra ainsi un polissage mécano-chimique plus fin, réduisant alors les risques d'étalement.

D'autre part, il serait intéressant d'essayer d'intégrer le procédé *wafer-level underfill* sur des structures possédant d'autres types d'interconnexions telles que des micro-inserts ou micro-tubes, qui sont des technologies d'insertions très prometteuses pour le futur. L'impact de la basse température de scellement pourrait alors être étudié. En effet, elle peut être bénéfique en limitant la déformation de la puce reportée lors de l'assemblage mais une force d'assemblage élevée est cependant nécessaire afin de provoquer l'écoulement du polymère, ce qui pourrait détériorer les puces.

Enfin, une importante perspective de recherche concerne la robustesse de l'assemblage final. En effet, nous avons uniquement évoqué dans ce manuscrit les performances d'une puce scellée sur un substrat, sans mise en boîtier. Or, il est connu que cette mise en boîtier engendre fréquemment des problèmes tels que des délaminations. Cette phase a néanmoins été prévue lors de la conception des véhicules tests ALTO : elle doit donc être effectuée dans l'année par les équipes du LETI.

Annexe A: Propriétés diélectriques des polymères

Sous l'effet d'un champ électrique extérieur, les porteurs de charges, présents dans un matériau diélectrique, sont déplacés de leur position d'équilibre. Cette réponse est caractérisée par une grandeur physique : la permittivité relative ϵ_r ou ϵ' . Le matériau présente alors un état polarisé, conséquence des mécanismes suivants ^[Dubois 1998].

- la polarisation électronique

Le nuage électronique se déplaçant par rapport au noyau atomique, la dissymétrie des charges positives et négatives ainsi formée conduit à la polarisation de la matière.

- la polarisation atomique

Lorsqu'une molécule est soumise à un champ électrique, les atomes se déplacent les uns par rapport aux autres, induisant une polarisation atomique.

- la polarisation d'orientation

Sous l'effet d'un champ électrique, un groupement d'atomes tend à s'orienter dans son sens, si la résultante de ses différents moments dipolaires est différente de zéro.

- la polarisation interfaciale

La polarisation interfaciale est le résultat d'une accumulation des porteurs libres (électrons, trous, défauts électriques) de part et d'autre des interfaces.

Pour étudier les mécanismes de polarisation présents dans les matériaux isolants, nous utilisons la technique de spectroscopie diélectrique ^[Dubois 2011].

Son principe repose sur l'application d'une tension sinusoïdale U sur un échantillon situé entre deux électrodes métalliques. L'amplitude et le déphasage de la réponse en courant I est ensuite analysée. Ils déterminent respectivement le module de l'impédance complexe Z^* et ses parties réelles et imaginaires selon l'équation A.1.

$$Z^* = Z'(\omega) + iZ''(\omega) = \frac{U(\omega)}{I(\omega)} [\cos(\varphi(\omega)) + i \sin(\varphi(\omega))] \quad \text{équation A.1}$$

La permittivité diélectrique complexe ϵ^* et le facteur de pertes diélectriques $\tan \delta$ sont alors décrites par les équations A. 2 et A. 3 suivantes :

$$\epsilon^* = \epsilon'(\omega) - i\epsilon''(\omega) = \frac{-i}{\omega \times Z^*(\omega) \times C_0} \quad \text{équation A.2}$$

$$\tan[\delta(\omega)] = \frac{\epsilon''(\omega)}{\epsilon'(\omega)} = -\frac{Z''(\omega)}{Z'(\omega)} \quad \text{équation A.3}$$

$$\text{avec } C_0 = \frac{\epsilon_0 S}{d} \quad \text{équation A.4}$$

où S et d sont respectivement la surface et l'épaisseur de l'échantillon.

L'équipement de spectroscopie diélectrique utilisé pour la mesure de ces paramètres diélectriques est un impédancemètre *Novocontrol BDS20* tandis que l'acquisition des données est effectuée grâce au logiciel WINDETA. Les mesures sont réalisables pour différentes valeurs de fréquences et de tensions alternatives, respectivement comprises de 3 μHz à 10 MHz et de 100 mV à 3 V. Dans ce domaine de fréquences, les polarisations d'orientation et interfaciales sont uniquement détectables : les polarisations électroniques et atomiques sont considérées comme instantanées.

Les mesures sont accomplies dans une enceinte sous atmosphère d'azote où l'échantillon est placé sur une plaque régulée en température [-150 °C, 350 °C] grâce à un système *Linkam TMS94* (figure A.1). Une plaque d'alumine, positionnée sous l'échantillon, joue le rôle d'isolant électrique par rapport au système *Linkam* et de conducteur thermique.

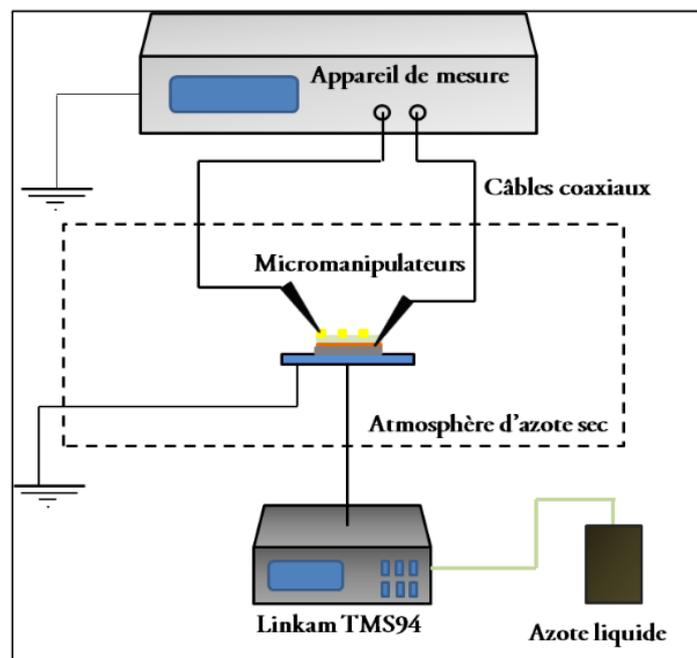


Figure A.1 Dispositif pour les mesures diélectriques ^[Dubois 2011]

Annexe B: Courbe de viscosité de l'*underfill* DF3770v9 de la société Shin Etsu Chemical Company

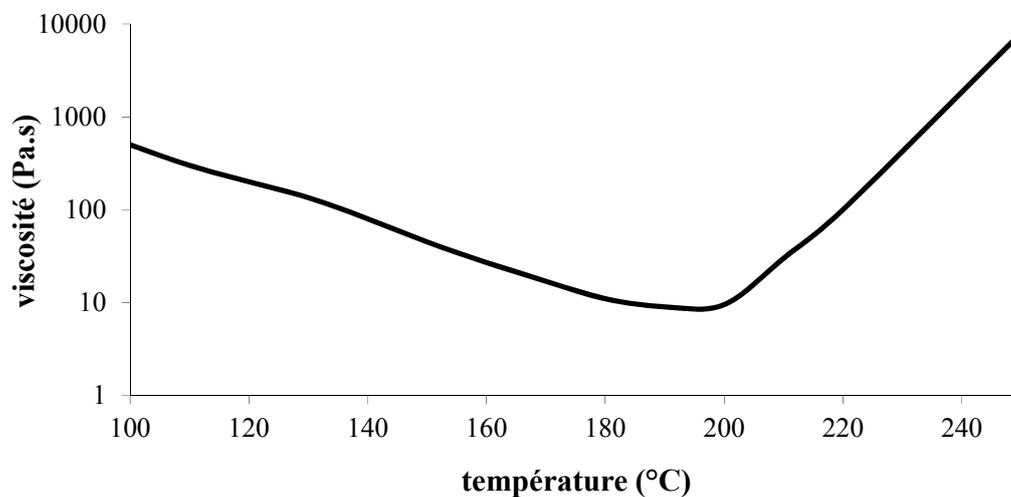


Figure B.1 : Courbe de viscosité de l'*underfill* DF3770v9

Bibliographie

- Aggarwal 2007** A. O. Aggarwal et al. "Metal–Polymer Composite Interconnections for Ultra Fine-Pitch Wafer Level Packaging," IEEE Transactions on Advanced Packaging, vol. 30 (2007): p. 384.
- Au 2011** K.Y. Au et al. "Through Silicon Via stacking and numerical characterization for multi-die interconnections using full array and very fine pitch micro C4 bumps", Electronic Components and Technology Conference (2011): p. 296.
- Baudot 2010** S. Baudot. "MOSFETS constraints sur SOI : analyse des déformations par diffraction des rayons X et étude des propriétés électriques", Thèse de doctorat de l'université de Grenoble, 2010.
- Batchelor 1972** G. K. Batchelor et al. "The determination of the bulk stress in a suspension of spherical particles to order c^2 ", Journal of Fluid Mechanics, vol. 56 (1972): p. 401.
- Batchelor 1977** G. K. Batchelor et al. "Effect of Brownian motion on bulk stress in a suspension of spherical particles", Journal of Fluid Mechanics, vol. 83 (1977): p. 97.
- Bertheau 2014** J. Bertheau. "Etude et caractérisation des interconnexions intermétalliques type CuSn pour application à l'empilement 3D de composants", Thèse de doctorat de l'université de Grenoble, 2014.
- Bingham 1922** E. C. Bingham. "Fluidity and Plasticity" McGraw-Hill, 1922.
- Busch 2005** S. C. Busch et al. "Flip Chip Processing Using Wafer-Applied Underfills", Electronic Components and Technology Conference (2005): p. 297.
- Cao 2002** Y.M. Cao et al. "Preparation and properties of nano-Al₂O₃ particles/polyester/epoxy resin ternary composites", Journal of Applied Polymer Science, vol. 83 (2002): p. 70.
- Chan 2007** Y.C. Chan et al. "Electrical characterization of NCP- and NCF- bonded fine-pitch flip-chip-on-flexible packages", IEEE Transactions on Advanced Packaging, vol. 30. (2007): p. 142.
- Chang 2010** S. Chang et al. "Effect of underfills on board level reliability of area array package with stress calculation", Microsystems Packaging Assembly and Circuits Technology Conference (2010): p. 1.
- Chen 2008** K.M. Chen et al. "Comparing the impacts of the capillary and the molded underfill process on the reliability of the flip chip BGA", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, vol 31 (2008): p. 586.

- Chen 2010** K. M. Chen. "Copper pillar bump design optimization for lead free flip-chip packaging", Journal of Materials Science: Materials in Electronics, (2010): p. 278.
- Cheng 2009** B. Cheng et al. "Microspring Characterization and Flip Chip Assembly Reliability", International Microelectronics and Packaging Society (2009).
- Chheda 2010** B.V. Chheda et al. "Thermal Shock and Drop Test Performance of Lead-Free Assemblies with No-Underfill, Corner-Underfill and Full-Underfill", Electronic Components and Technology Conference (2010): p. 935.
- Chung 1995** D. Chung. Materials for electronic packaging, Butterworth-Heinemann, 1995.
- Comez 1997** L. Comez et al. "Dynamics of an epoxy system near the glass transition studied by Brillouin and dielectric spectroscopies", International Society for Optical Engineering, vol. 151 (1997).
- Consultrs 2011** [online] Available : www.consultrsr.com.
- Coussot 2012** P.Coussot. "Réophysique-la matière dans tous ces états", EDP sciences, 2012.
- Cross 2004** G. L. W. Cross et al. "The mechanics of nanoimprint forming", Materials Research Society, vol. 841 (2004).
- De Crécy 2009** F. De Crécy. "3D simulations of the mechanical interactions between large TSV and copper pillar. Effects of eccentricity", document interne STMicroelectronics, 2009.
- de Gennes 1971** P.-G. de Gennes et al. "Reptation of a polymer chain in the presence of fixed obstacles", Journal of Chemical Physics, vol. 55 (1971).
- Di Cioccio 2011** L. Di Cioccio et al. "200°C direct bonding copper interconnects : electrical results and reliability", IEEE International 3D Systems Integration Conference (2011).
- Dubois 1998** J.C. Dubois et al. "Propriétés diélectriques des polymères", Techniques de l'ingénieur (1998)
[Online]. Available : www.techniques-ingenieur.fr
- Dubois 2011** C. Dubois. "Evaluation des performances isolantes de couches poreuses de SiOCH et de polymères destinés aux technologies d'intégration innovantes", Thèse de doctorat de l'université de Grenoble, 2011.
- Edwards 2012** [online] Available : <http://electronicdesign.com>.
- Eidner 2009** I. Eidner et al. "Design study of the Bump on Flexible Lead by FEA for Wafer Level packaging," International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (2009): p. 1.
- Einstein 1906** A. Einstein et al. "Zur Theorie der Brownschen Bewegung", Annalen der Physik, vol. 19 (1906).

- Electroiq 2012** "Intel 22nm trigate transistor process chosen for next-gen Netronome flow processors", 2012 [Online]. Available: www.electroiq.com.
- Esnouf 2011** C. Esnouf. "Caractérisation microstructurale des matériaux: Analyse par les rayonnements X et électronique", PPUR Presses polytechniques, 2011.
- Fan 2012** J. Fan et al. "Low Temperature Wafer-Level Metal Thermo-Compression Bonding Technology for 3D Integration ", Metallurgy - Advances in Materials and Processes (2012).
- Feger 2009** C. Feger et al. "The Over-Bump Applied Resin Wafer-Level Underfill Process: Process, Material and Reliability", Electronic Components and Technology Conference (2009): p. 1502.
- Ferguson 2007** J. D. Ferguson. "Particle atomic layer deposition" Advanced packaging (2007).
- Fine 2000** P. Fine et al. "Flip-chip underfill flow characteristics and prediction", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, vol 23 (2000): p. 420.
- Flavenot 1977** J.F. Flavenot et al. "La mesure des contraintes résiduelles: Méthode de la flèche, Méthode de la source des contraintes", Les mémoires Techniques du CETIM, (1977), 31.
- Fragiadakis 2007** D. Fragiadakis et al. "Glass transition and segmental dynamics in poly(diethylsiloxane)/silica nanocomposites studied by various techniques", Journal of Non Crystalline Solids, vol. 353 (2007): p. 4344.
- Franke 2011** J. Franke et al. "Processing and Reliability Analysis of Flip-Chips with Solder Bumps Down to 30 μm Diameter", Electronic Components and Technology Conference (2011): p. 893.
- Fujiki 2004** T. Fujiki et al. "Prevention of voids during the underfill process", High Density Microsystem Design and Packaging and Component Failure Analysis (2004): p. 221.
- Gagnon 2003** D. R. Gagnon et al. "Underfill adhesive films for flip chip and CSP packages", Pan Pacific Microelectronics Symposium, vol. 8 (2003): p. 281.
- Garros 2009** X. Garros. "Modeling and direct extraction of band offset induced by stress engineering in silicon-on-insulator metal-oxide-semiconductor field effect transistors: Implications for device reliability", Journal of Applied Physics, vol. 105 (2009): p. 114508.
- Georges 2001** S. C. George et al. "Transport phenomena through polymeric systems", Progress in Polymer Science, vol. 26 (2001): p. 985.
- Gilleo 1998** K. Gilleo et al. "New Generation Underfills Power the 2nd Flip Chip Revolution", Pan Pacific Microelectronics Symposium (1998): p. 147.
- Gilleo 2000** K. Gilleo et al. "Molded underfill for flip chip in package" The Magazine of High Density Interconnect (2008): p. 28.

- Goubault 2012** B. Goubault de Brugière. "Interconnexions haute densité et intégration 3D : étude du contact mécanique et électrique réalisé par insertion de micro-tubes", Thèse de doctorat de l'université de Lorraine, 2012.
- Gurram 2004** S.P. Gurram et al. "Thermal Issues in Next-Generation Integrated Circuits", IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, vol. 4 (2004): p. 709.
- Han 1999** S. Han et al., "Pressurized underfill encapsulation of integrated circuits", US patent 6 000 924 (1999).
- He 2000** Y. He et al. "Thermal characterization of an epoxy-based underfill material for flip chip packaging", Thermochimica Acta, vol. 357-358 (2000) : p. 1.
- Henry 2009** D. Henry et al. "3D integration technology for set-top box application", IEEE International Conference on 3D System Integration (2009): p. 1.
- ITRS 2005** International technology roadmap for semiconductors, "Interconnects", 2005
- ITRS 2011** International technology roadmap for semiconductors, "Interconnects", 2011
- Jang 2004** K.W. Jang et al. "Effects of Silica Charge and Diluent on Material Properties and Reliability of Nonconductive Pastes (NCPs) for Flip-Chip Applications", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, vol. 27 (2004): p. 608.
- Jemai 2010** N. Jemai "Développement de la technique de sérigraphie pour la formation de billes de connexions inférieures à 100 µm pour l'assemblage 3D : optimisation et étude de fiabilité", Thèse de doctorat de l'université de Toulouse, 2010.
- Johnson 1998** R.W. Johnson et al. "Reflow-curable polymer fluxes for flip chip encapsulation," International Conference of Multichip Modules High Density Packaging (1998): p. 41.
- Joshi 2010** M. Joshi et al. "Molded underfill technology for flip chip packages in mobile application", Electronic Components and Technology Conference (2010): p. 1250.
- Kao 2012** K-S Kao et al. "Assembly and reliability assessment of 50µm-thick chip stacking by wafer-level underfill film", International Microsystems, Packaging, Assembly and Circuits Technology Conference (2012): p. 307.
- Kawana 2001** S. Kawana et al. "Character of the glass transition in thin supported polymer films", Physical Revue E, vol. 63 (2001).
- Kid 2011** W. B. Kid et al. "Metallurgical Bond Integrity of C45 Ultra Fine Pitch with 18µm Copper Wire", Regional Symposium on Micro and Nanoelectronics (2011): p. 236.

- Kirkpatrick 1999** G. C. Kirkpatrick et al. "Vacuum assisted underfill process and apparatus for semiconductor packaging fabrication", U.S. Patent 5 998 242 (1999).
- Ko 2011** C-T Ko et al. "Low temperature bonding technology for 3D integration", Microelectronics reliability, vol. 52 (2011): p. 302.
- Koo 2008** J. M. Koo, "Mechanical and Electrical Properties of Cu/Sn-3.5Ag/Cu Ball Grid Array (BGA) Solder Joints after Multiple Reflows", Journal of electronic materials, vol. 37 (2008): p. 118.
- Krayden 2013** [online] Available : www.krayden.com.
- Kumar 2007** M.J. Kumar. "Impact of Strain or Ge Content on the Threshold Voltage of Nanoscale Strained-Si/SiGe Bulk MOSFETs", IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, vol. 7 (2007): p. 181.
- Lai 1996** W.-M. Lai. "Introduction to continuum mechanics", Elsevier, Inc, 1996.
- Laine 2006** E. Laine et al. "C4NP - Lead free flip chip solder bumping manufacturing and reliability data", International Conference on Electronic Packaging Technology (2006): p. 1.
- Lau 2000** J. H. Lau et al. "Effects of Underfill Material Properties on the Reliability of Solder Bumped Flip Chip on Board with Imperfect Underfill Encapsulants", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, vol. 23 (2000): p. 571.
- Lee 2011** C.K. Lee et al. "Characterization and reliability assessment of solder microbumps and assembly for 3D IC integration", Electronic Components and Technology Conference (2011): p. 1468.
- Lee 2005** T.K. Lee et al. "Bonding Development for Non-Conductive Paste (NCP) ", Electronic Components and Technology Conference (2005).
- Lee 2012** S. W. Lee. "A Study on the Chip-Package-Interaction for Advanced Devices with Ultra Low-k Dielectric", Electronic Components and Technology Conference (2012): p. 1613.
- Leti 2010** "Problématiques de l'empilement de puces", Document interne CEA-LETI, 2010.
- Leveder 2008** T. Leveder. "Etude et caractérisation de films polymère ultra-minces dans le cadre de la lithographie par nanoimpression", Thèse de doctorat de l'université de Grenoble, 2008.
- Lim 2006** J.-S. Lim. "Measurement of conduction band deformation potential constants using gate direct tunneling current in n-type metal oxide semiconductor field effect transistors under mechanical stress", Applied Physics Letters, vol. 89 (2006): p. 073509.
- Ma 2000** B. Ma et al. "Materials challenges for wafer-level flip chip packaging", Electronic Components and Technology Conference (2000): p. 107.
- Marques 2013** V.M.F. Marques et al. "Nanomechanical characterization of Sn-Ag-Cu/Cu joints—Part 1: Young's modulus, hardness and deformation

- mechanisms as a function of temperature", Acta Materialia, vol. 61 (2013): p. 2460.
- Mei 1998** Z. mei. "Brittle interfacial fracture in PBGA packages soldered on electroless nickel/immersion gold", Electronics Packaging Technology Conference (1998): p. 952.
- Miller 1969** L.F. Miller et al. "Controlled collapse reflow chip joining", IBM Journal of Research Development, vol. 13 (1969): p. 239.
- Mohta 2005** N. Mohta. "Mobility enhancement", IEEE circuits and devices magazine, vol. 21 (2005): p. 18.
- Montay 2001** G. Montay. "Détermination des contraintes résiduelles par la méthode du trou incrémental", Thèse de doctorat de l'université de Troyes, 2001.
- Moore 1965** G. E. Moore et al. "Cramming More Components Onto Integrated Circuits ", Electronics, vol. 38 (1965).
- Morganelli 2001** P. Morganelli et al. "Viscosity of a no-flow underfill during reflow and its relationship to solder wetting", Electronic Components and Technology Conference (2001): p. 163.
- Nah 2011** J. W. Nah et al. "Development of Wafer Level Underfill Materials and Assembly Processes for Fine Pitch PB-free Solder Flip Chip Packaging", Electronic Components and Technology Conference (2011): p. 1015.
- Nguyen 2002** L. Nguyen et al. "Wafer Level Underfill - Processing and Reliability", Electronics Manufacturing Technology Symposium (2002): p. 53.
- Nguyen 2011** T.T. Nguyen et al. "Characterizing the Mechanical Properties of Actual SAC105, SAC305, and SAC405 Solder Joints by Digital Image Correlation", Journal of Electronics Materials, vol. 40 (2011): p. 1409.
- Nist 2010** [online] Available : <http://www.metallurgy.nist.gov>.
- Orii 2008** Y. Orii et al. "MPS-C2 and Post Encapsulation Grinding Technology for Ultra Fine Pitch and Thin Die Flip Chip Applications", VLSI Packaging Workshop of Japan (2008): p. 95.
- Pang 2001** J. H. L. Pang et al. "Thermal cycling analysis of flip chip solder joint reliability", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, vol. 24 (2001): p. 705.
- Parès 2013** G. Parès. "Mechanical and Electrical Reliability Assessment of Stacking of Ultrathin Chips on Si Interposer Using Back-to-Face Architecture", Journal of Electronic Materials (2013): p. 1.
- Patent 5128746** R. Pennisi et al. "Adhesive and Encapsulant Material with Fluxing Properties", U.S. Patent 5 128 746, 1992.
- Patent 6038136** P. O. Weber et al. "Chip Package with Molded Underfill", U.S. Patent 6 038 136, 2000.
- Patent 6157086** P. O. Weber et al. "Chip Package with Transfer Mold Underfill", U.S. Patent 6 157086, 2000.

- Puttlitz 2004** K. J. Puttlitz. "Handbook of Lead-Free Solder Technology for Microelectronic Assemblies", CRC Press, 2004.
- Rahim 2005** M. K. Rahim. "Fundamentals of delamination initiation and growth in flip chip assemblies ", Electronics Packaging Technology Conference (2005).
- Ramajo 2005** L. Ramajo et al. "Dielectric response and relaxation phenomena in composites of epoxy resin with BaTiO₃ particles", Composites: Part A, vol. 36 (2005): p. 1267.
- Rector 2000** L. P. Rector et al. "Transfer molding encapsulation of flip chip array packages", International Journal of Microcircuits and Electronic Packaging, vol. 23 (2000): p. 760.
- Rector 2001** L. P. Rector et al. "On the performance of epoxy molding compounds for flip chip transfer molding encapsulation", Electronic Components and Technology Conference (2001): p. 293.
- Rowland 2005** H.D. Rowland et al. "Impact of polymer film thickness and cavity size on polymer flow during embossing: toward process design rules for nanoimprint lithography", Journal of Micromechanics and Microengineering, vol. 15 (2005): p.2414.
- Sachs 1927** G. Sachs et al. "Internal stresses in metals", Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure, vol. 71 (1927): p. 1511.
- Saint Martin 2005** X. Saint Martin. "Packaging des circuits intégrés", Techniques de l'ingénieur (2005).
- Sakuma 2011** K. Sakuma et al. "Development of vacuum underfill technology for a 3D chip stack", Journal of Micromechanics and Microengineering, vol. 21 (2011).
- Schubert 2001** A. Schubert et al. "Thermo-Mechanical Properties and Creep Deformation of Lead-Containing and Lead-Free Solders ", Advanced Packaging Materials: Processes, Properties and Interfaces (2001).
- Senkevich 1998** J. J. Senkevich et al. "Poly(chloro-p-xylylene)/SiO₂ multilayer thin films deposited near-room temperature by thermal CVD", Thin Solid Films, vol. 322 (1998): p. 148.
- Shah 2003** J. Shah et al. "Materials characterization and requirements of package applied underfill", Electronic Components and Technology Conference (2003): p. 978.
- Shi 1998** S. H. Shi et al. "Study of the fluxing agent effects on the properties of no-flow underfill materials for flip-chip applications", Electronic Components and Technology Conference (1998): p. 117.
- Shi 1999** S. H. Shi et al. "Study of the fluxing agent effects on the properties of no-flow underfill materials for flip-chip applications", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies A, vol. 22 (1999): p. 141.

- Shi 1999 bis** S. Shi. "Development of the Wafer Level Compressive-Flow Underfill Process and Its Involved Materials", IEEE transactions on Electronics Packaging Manufacturing, vol. 22 (1999): p. 274.
- Shin 2012** J-W Shin et al. "Development of anhydride-based NCFs for Cu/Sn-Ag eutectic bonding and process optimization for fine pitch TSV chip stacking", Electronic Components and Technology Conference (2012): p. 31.
- Singh 2004** L. Singh et al. "Influence of molecular weight and film thickness on the glass transition temperature and coefficient of thermal expansion of supported ultrathin polymer films", Thin Solid Films, vol. 449 (2004): p. 231.
- Suga 2000** T. Suga et al. "Feasibility of Surface Activated Bonding for Ultra-fine Pitch Interconnection - A New Concept of Bump-less Direct Bonding for System Level Packaging", Electronic Components and Technology Conference (2000): p. 702.
- Sun 2002** L. Sun. "Thermal rheological analysis of cure process of epoxy prepreg", Thèse de doctorat de l'université de l'état de Louisiane, 2002.
- Sun 2004** Y. Sun et al. "Glass transition and relaxation behaviour of epoxy nanocomposites", Journal of Polymer Science B, vol.42 (2004): p. 3849.
- Sun 2005** Y. Sun et al. "Rheology Study of Wafer Level Underfill", Macromolecular Materials and Engineering, vol. 290 (2005): p. 1204.
- Tan 2000** Q. Tan et al. "Failure Mechanisms of Flip Chip DCA Assembly Using Eutectic Solder," Electronic Components and Technology Conference (2000): p. 69.
- Tan 2007** M. Tan et al. "Correlation between viscosity of molten Cu-Sn alloys and phase diagram", Physica B, vol. 387 (2007): p. 1.
- Tanaka 2005** T. Tanaka et al. "Proposal of a multi core model for polymer nanocomposites dielectrics", IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation, vol. 12 (2005) : p. 669.
- Tanida 2003** K. Tanida et al. "Ultra-high-density 3D chip stacking technology", Electronic Components and Technology Conference (2003): p. 1084.
- Thompson 2006** E. Thompson et al. "Moore's law: the future of Si microelectronics", Materials Today, vol. 9 (2006): p.20.
- Toffanin 2010** L. Toffanin, "Underfill training", Publication interne STMicroelectronics (2010).
- Toms 2007** [online] Available : www.tomshardware.com.
- Totta 2001** P. Totta, IBM, personal communication (2001).
- Tsao 2004** P. H. Tsao et al. "Underfill Characterization for Low-k Dielectric/Cu Interconnect IC Flip chip Package Reliability", Electronic Components and Technology Conference (2004): p. 767.

- Vignoud 2013** L. Vignoud. "Apport du FRT Microprof MFE pour l'étude des problématiques 3D et le suivi des process flow", Document interne CEA-LETI (2013).
- Villanova 2010** J. Villanova. "Détermination des contraintes résiduelles dans les matériaux céramiques pour SOFC : mesures multiéchelles et influence des cycles d'oxydo-réduction", Thèse de doctorat de l'école nationale supérieure des mines de Saint-Etienne, 2010.
- Voisin 2007** P. Voisin. "Lithographie de nouvelle génération par nanoimpression assistée par UV : étude et développement de matériaux et procédés pour l'application microélectronique", Thèse de doctorat de l'université de Grenoble, 2007.
- Wan 2005** J.W. Wan et al. "An analytical model for predicting the underfill flow characteristics in Flip-Chip encapsulation", IEEE Transactions on Advanced Packaging (2005): p. 481.
- Wang 2001** T. Wang et al. "Studies on A Novel Flip-Chip Interconnect Structure – Pillar Bump", Electronic Components and Technology Conference (2001): p. 945.
- Wang 2010** Q. Wang et al. "Influence of Nanofillers on Electrical Characteristics of Epoxy Resins Insulation", International Conference on Solid Dielectrics (2010): p. 263.
- Wong 1996** C. P. Wong et al. "No-Flow Underfill for Flip-Chip Packages", U.S. Patent (1996).
- Wong 1997** C. P. Wong et al. "High performance no flow underfills for low-cost flip-chip applications", Electronic Components and Technology Conference (1997): p. 850.
- Wong 1998** C. P. Wong et al. "High performance no-flow underfills for flip-chip applications: Material characterization", IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology, part A, vol. 21 (1998): p. 450.
- Wong 1998 bis** C. P. Wong et al. "Characterization of a no-flow underfill encapsulant during the solder reflow process", Electronic Components and Technology Conference (1998): p. 1253.
- Xu 2009** L. Xu et al. "Electromigration Failure with Thermal Gradient Effect in SnAgCu Solder Joints with Various UBM", Electronic Components and Technology Conference (2009): p. 909.
- Yannou 2010** J.M. Yannou et al. "3D silicon and glass interposers", Yole development, 2011.
- Yannou 2011** J.M. Yannou et al. "Benefits and perspectives of Cu-pillar bumping", Yole development, 2011.
- Yole 2007** "3DIC and TSV report", Yole development, 2007.
- Young 2002** W. B. Young et al. "The effect of solder bump pitch on the underfill flow", IEEE Advanced Packaging, vol. 25 (2002): p. 537.

- Young 2003** W. B. Young et al. "Anisotropic behavior of the capillary action in flip chip underfill", Microelectronics Journal, vol. 34 (2003): p. 1031.
- Zenner 2002** R.L.D. Zenner et al. "Wafer-Applied Underfill Film Laminating", International Symposium on Advanced Packaging Materials (2002).
- Zhai 2004** C.J. Zhai et al. "Investigation an Minimization of underfill Delamination in Flip Chip Packages", IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, vol. 4 (2004): p. 86.
- Zhang 2001** Z. Zhang et al. "Development of no-flow underfill materials for lead-free bumped flip-chip applications", IEEE Transactions on Components and Packaging Technologies, vol. 24 (2001): p. 59.
- Zhang 2002** Z. Zhang et al. "Study and modeling of the curing behavior of no-flow underfill" Advanced Packaging Materials Processes, Properties, Interfaces (2002): p. 194.
- Zhang 2004** Z. Zhang et al. "Study on B-stage Properties of Wafer-level Underfill", Journal of Adhesion Science and Technology, vol. 18 (2004): p. 361.
- Zhang 2004 bis** Z. Zhang et al. "Recent Advances in Flip-Chip Underfill: Materials, Process, and Reliability", IEEE Transactions on Advanced Packaging, vol. 27 (2004): p. 515.
- Zhang 2005** W. Zhang. "On the threshold Voltage of strained-Si-Si_{1-x}Ge_x MOSFETs", IEEE Transactions on Electron Devices, vol. 52 (2005): p. 263.
- Zhang 2010** Y. Zhang. "The Effects of Aging on the Mechanical Behavior of Lead Free and Mixed Formulation Solder Alloys", These de doctorat de l'université d'Auburn, 2010.
- Zhong 2005** Z. W. Zhong et al. "Various Adhesives for Flip Chips", Journal of Electronic Packaging, vol. 127 (2005): p. 1043.

Abstract

Since the invention of the transistor in the Fifties, performances of microelectronics components did not cease progressing thanks to their density increase. Unfortunately, miniaturization of components increases manufacturing costs in a prohibitory way. A solution, allowing densification and functionalization increase without costs rise, is microelectronics components stack. Their electrical connections are carried out using vertical interconnections welded by means of solder joints. In order to prevent their ruptures during thermal dilatations, interconnections are protected thanks to polymer underfill. The objective of this thesis is to evaluate the feasibility and the relevance of a new solution of polymer filling, called wafer-level underfill (WLUF).

Flow of underfill during components assembly step is modeled in order to predict ideal bonding parameters, allowing electrical interconnections formation. Then, integration of new underfills, having different thermomechanical properties, being able to affect device integrity and functioning, the study of WLUF process reliability and, consequently, the evaluation of its industrialization possibility is carried out.

Key words:

3D integration, *underfill*, *wafer-level underfill*, polymer flow, thermomechanical constrains

Résumé

Depuis l'invention du transistor dans les années 50, les performances des composants microélectroniques n'ont cessé de progresser, en passant notamment par l'augmentation de leur densité. Malheureusement, la miniaturisation des composants augmente les coûts de fabrication de façon prohibitive. Une solution, permettant d'accroître la densification et les fonctionnalités tout en limitant les coûts, passe par l'empilement des composants microélectroniques. Leurs connexions électriques s'effectuent alors à l'aide d'interconnexions verticales brasées au moyen d'un joint de brasure. Afin d'empêcher leurs ruptures lors des dilatations thermiques, les interconnexions sont protégées au moyen d'un polymère *underfill*.

L'objectif de cette thèse est d'évaluer la faisabilité et la pertinence d'une nouvelle solution de remplissage par polymère, appelée *wafer-level underfill (WLUF)*.

L'écoulement de l'*underfill* durant l'étape d'assemblage des composants est modélisé afin de prédire les paramètres de scellement idéaux, permettant la formation des interconnexions électriques. Puis, l'intégration de nouveaux *underfills*, possédant des propriétés thermomécaniques différentes, pouvant affecter l'intégrité et le fonctionnement du dispositif, l'étude de la robustesse du procédé *WLUF* et, par conséquent, l'évaluation de sa possibilité d'industrialisation est effectuée.

Mots clés:

Intégration 3D, *underfill*, *wafer-level underfill*, écoulement de polymère, contraintes thermomécaniques