

THÈSE

présentée à

L'UNIVERSITÉ BORDEAUX 1

ÉCOLE DOCTORALE DES SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGÉNIEUR

par **Matthieu Berthou**

POUR OBTENIR LE GRADE DE

DOCTEUR

SPÉCIALITÉ : **Électronique**

FIABILITE DES ASSEMBLAGES SANS-PLOMB EN ENVIRONNEMENT SEVERE

Soutenue le :

Après avis de :

MM. René Le Gall, Professeur, Université de Nantes, rapporteur
Abdellah Tougui, Maitre de conférence HdR, Université de Tours,

Devant la commission d'examen formée de :

MM. Olivier Bonnaud, Professeur, Université de Rennes 1, examinateur
Geneviève Duchamp, Professeur, Université de Bordeaux 1, examinateur
Hélène Frémont, Maitre de conférence HdR, Université de Bordeaux 1, directrice de thèse
Alexandrine Guédon-Gracia, Maitre de conférence, Université de Bordeaux 1, co-directrice
de thèse
Pascal Retailaud, ingénieur, examinateur invité
Catherine Jephos-Davennel, ingénieur, examinateur invité

Introduction	7
I-Conséquence de l'élimination du plomb dans les brasures	9
1- Remplacement du plomb par d'autres matériaux dans les assemblages	10
1.1- Directives européennes	10
1.2-Environnement militaire	12
1.2.1-Une utilisation du sans plomb inévitable	12
1.2.2-Un environnement sévère	12
1.2.3-Choix des alliages de brasure sans plomb	13
1.3-Matériaux de finition dans l'assemblage	17
1.3.1- Les différentes finitions des composants	17
1.3.2- Les différentes finitions des circuits imprimés	18
2-Facteur d'accélération : impact sur la durée des essais de qualification	19
2.1-Modèle d'accélération dérivé du modèle de Coffin Manson	20
2.2-Modèles d'accélération de Norris Landzberg	21
2.3-Paramétrage du modèle de Norris-Landzberg pour les brasures sans-plomb	22
2.4-Exploitation de données bibliographiques : pertinences des modèles publiés	23
3-Etude microstructurale des joints brasés sans plomb de type SAC	26
3.1-Développement d'une méthode pour révéler la microstructure des joints brasés SAC	26
3.2-Caractérisation de la microstructure des alliages SAC	29
3.2.1-Microstructure typique de brasure SAC	29
3.2.2-Formation de la microstructure	30
3.3-Diagrammes de phases	31
3.4-Influence des pourcentages massiques de Cuivre et d'argent sur la microstructure.	36
3.4.1-Influence du pourcentage massique d'argent	36
3.4.2-Influence du pourcentage massique de cuivre.	37
3.5-Influence de la pente de refroidissement	38
3.6-Formation des grains d'étain dans la brasure	39
3.7-Intermétalliques de contact	42
3.8-Lacunes, ou « Voids »	43
3.8.1-« Macro-voids »	43
3.8.2-« Planar micro voids »	44
3.8.3-« Shrink hole voids »-Lacunes de surfusion	46
3.8.4-Lacunes dans les micro-vias	47
3.9-Conclusion	47
II- Etude en stockage thermique : vieillissement purement thermique	48
1-Présentation du véhicule de test	49
1.1-Description du véhicule de test	49
1.2-Description de l'essai de vieillissement accéléré	50
2-Analyses et résultats	50
2.1-Description des analyses	50
2.2-Résultats	51
2.2.1-Evolution de la microstructure	51

2.2- Formation et croissance des intermétalliques de contact.	54
2.2.1- Intermétallique sur substrat étain chimique (ImmSn), Cu-Sn	55
2.2.2- Intermétallique sur substrat nickel-or (ENIG)	59
2.2.3- Autres types de protection	61
2.3-Croissance des IMC	61
2.3.1-Phase de report	61
• Germination d'îlots de Cu_6Sn_5 à l'état liquide	61
• Croissance/dissolution à l'interface Cu_6Sn_5/Sn .	62
• Formation d'une couche continue de composé intermétallique Cu_6Sn_5 .	62
2.3.2-Diffusion à l'état solide	63
• Mécanisme général.	63
2.3.3-Influence de la taille de grains.	63
• Formation de Cu_3Sn	64
2.3.4-Influence sur la fiabilité.	66
2.4- Epaisseurs mesurées	67
2.4.1-Epaisseurs mesurées sur finition nickel-or	69
2.4.2-Epaisseurs mesurées sur finition ImmSn	69
2.4.3-Analyse des résultats	70
2.5-Modélisation	72
2.5.1-Paramétrage du modèle	73
2.6-Conclusion	74
III-FATIGUE MECANIQUE	76
1-Mécanismes de défaillances des connexions en fatigue mécanique	77
1.1-Les mécanismes de fatigue mécanique en vibrations des connexions	77
1.2-Modélisation : courbes caractérisant la fatigue mécanique des connexions	79
1.2.1-Modèles pour les matériaux seuls	79
1.2.1.2-Loi ou équation de Basquin	80
1.2.2-Les modèles analytiques d'évaluation de la durée de vie	82
1.2.2-Modélisation des connexions des composants reportés sur PCB	84
1.3-Facteurs technologiques influents	90
1.3.1-Solutions technologiques pour améliorer la tenue en environnement mécanique	91
1.3.2-Localisation des ruptures des connexions en vibration	91
Composants BGA	92
Chips CMS (résistance et condensateur) et MELF (Metal Electrode Leadles Face)	93
1.4-Conclusion	95
2-Essais sur boîtiers grand BGA sous contrainte vibratoire, évaluation de techniques de renforcement des assemblages.	96
2.1-Description des véhicules de test	96
2.2-Description des tests	100
2.2.1-Détermination des fréquences naturelles.	100
2.2.2-Tests	103
2.3-Résultats de test	104
2.3.1-Critère de défaillance	104
2.3.2-Résultats bruts	104
2.3.3-Analyse des résultats	104
2.3.4-Synthèse	105
2.4-Analyses Physiques Destructives : recherche des mécanismes de défaillance.	105
2.4.1-Tests électriques	106
2.4.2-Micro-sections	107
2.4.3-Synthèse	111

2.5-Evolution de la microstructure	112
2.5.1-Observations	112
2.5.2-Synthèse	115
3-Simulation par éléments finis (FEM)	115
3.1-Méthode de modélisation et hypothèses	115
3.1.1-Approche de la micro-macro modélisation	115
3.2-Propriétés des matériaux	117
3.3-Modélisation	117
3.3.1-Modèle et critère de corrélation.	117
3.3.2-Modélisation des vibrations	118
3.4-Analyse modale : chargement	118
3.5-Analyse PSD : chargement	120
3.6-Résultats	120
3.6.1-Démarche suivie pour l'obtention des résultats	121
3.6.2-Résultats sur l'ensemble des filières	123
4-Comparaison essais/simulations	124
4.1-Courbe de fatigue préliminaire	125
5-Conclusion et recommandations technologiques	126
6-Effet combiné : température et vibration type 'step stress'.	128
6.1- Véhicules de test.	128
6.2-Description des tests	130
6.2.1-Détermination des fréquences de résonance	130
6.2.2-Descriptions des filières de test	130
6.3-Résultats de test	130
6.3.1-Critère de défaillance	130
6.3.2-Analyses de défaillances	131
6.4-Interprétation et discussion	132
6.4.1-Facteurs environnementaux influents	133
6.4.2-Interprétation des résultats d'essais : changement de mécanisme de défaillance	137
Interprétation pour les résultats de test 1 et 2:	137
Interprétation pour les résultats de test 3:	138
Interprétation pour les résultats de test 4:	139
7-CONCLUSION	140
IV-FATIGUE THERMO-MECANIQUE	142
1-Influence des paramètres de cyclage thermique	143
1.1-Influence de la durée de palier (tdwell)	143
1.1.1- Synthèse des études du CALCE [CAL01], [CAL02].	144
1.1.2-Synthèse des résultats de l'étude de JP CLECH [CLE01]	146
1.1.3-Conclusion	148
1.2-Effet du gradient de température : rampe de montée et de descente en température	148
2-Etude de l'évolution de la microstructure de joints brasés SAC sous contrainte thermomécanique.	151
2.1-Présentation des véhicules de test	151
2.2-Résultats	152
2.2.1-t=0	152
2.2.2-t=500 VRT	153

2.2.3-t=750 VRT _____	154
2.2.4-t=1000 VRT _____	156
2.3-Analyse de la recristallisation _____	158
2.4-Etude de la taille critique des grains d'étain recristallisés _____	159
2.4.1-Présentation des résultats de microsection _____	160
2.4.2- exemple de calcul _____	162
2.4.3- Résultats des Mesures des grains d'étain recristallisés _____	164
2.5-CONCLUSION _____	167
CONCLUSION GENERALE _____	169
ANNEXE A : Liste des produits concernés par la directive WEEE _____	171
ANNEXE B : Liste des substances dangereuses concernées par la directive ROHS _____	175
ANNEXE C : Mise à jour des directives _____	178
ANNEXE D _____	179
ANNEXE E _____	180
ANNEXE F _____	182

Glossaire

BGA	Ball Grid Array
CBGA	Ceramic Ball Grid Array
CMS	Composant Monté en Surface
CSP	Chip Scale Package
CTE	Coefficient Thermal Expansion (Coefficient d'Expansion thermique)
ENIG	Electroless Nickel Immersion Gold
IMC	Intermetallic Compound
MELF	Metal Electrode Leadless Face
OSP	Organic Surface Preservative
PCB	Printed Circuit Board
PQFP	Plastic Quad Flat Pack
PSD	Power Spectral Density
SAC	Etain Argent Cuivre (SnAgCu)
TSOP	Thin Small Outline Packages
TTF	Time To Fail

Introduction

Les équipements militaires sont tenus de fournir des systèmes à la fois performants et fiables. La fiabilité de ces équipements dépend en grande partie de celle de l'électronique qui les constitue, et notamment de la tenue des joints brasés aux environnements thermiques, mécaniques et thermomécaniques.

Depuis le 1er juillet 2006 en Europe et en mars 2007 en Chine, certaines substances dangereuses, dont le plomb, qui constituent une menace pour la santé humaine et l'environnement sont interdits dans une série de produits électriques et électroniques commercialisés dans l'Union Européenne (directive ROHS [ROH01]). L'eutectique SnPb qui était alors l'alliage le plus utilisé pour l'assemblage des cartes électroniques est donc remplacé par des alliages sans plomb. Il subsiste toujours des exemptions comme dans le domaine militaire où l'utilisation du plomb est toujours effective. Malgré tout, aujourd'hui, la raréfaction des composants militaires qui entraîne une augmentation voire une utilisation quasi exclusive de composants du marché commercial, appelé COTS (Commercial Of The Shelf), oblige les industries de l'armement à anticiper le passage au sans plomb qui sera inéluctable.

Ces industries comme MBDA soumettent leurs produits à des environnements sévères. Les missiles subissent de fortes contraintes : fortes pressions et fortes températures (missiles embarqués sur un avion), fortes amplitudes de températures et de pression, vibrations et contraintes mécaniques (notamment chocs au lancement). L'ensemble de ces contraintes peut engendrer des phénomènes de fatigue mécanique et thermomécanique sur les brasures des composants. La fiabilité de ces joints brasés est donc une question essentielle dans le changement d'alliage. Il faut donc évaluer la tenue en fatigue thermique, mécanique et thermomécanique de ces alliages. Pour cela il est primordial de bien comprendre les différentes caractéristiques, notamment physiques et mécaniques, des brasures sans plomb : elles détermineront la tenue à la fatigue thermique, thermomécanique et mécanique des alliages. Les changements induits au niveau des mécanismes de défaillance, des modèles de prédiction de durée de vie ainsi que des facteurs d'accélération devront être évalués. Enfin il faudra définir les conditions d'essais accélérés optimales, plus particulièrement en cyclage thermique, afin d'activer correctement le phénomène de fluage.

L'objet de ce travail est de répondre à ces questions multiples posées par ces nouveaux alliages. Dans cette optique le client principal de MBDA, la DGA (Direction Générale de l'Armement) a décidé de financer une thèse intitulée : « Fiabilité des assemblages sans plomb en environnement sévère ». Epaulé par le laboratoire IMS, j'ai effectué l'ensemble de mes travaux au laboratoire d'analyse de défaillances de MBDA au sein du service TVFA (Technologies Validations and Failure Analysis).

Dans la première partie, une étude bibliographique sur le choix d'un alliage sans plomb présentant des caractéristiques susceptibles de s'adapter à un environnement sévère sera présentée, ainsi qu'une revue sur le changement au niveau des autres éléments de l'assemblage : les finitions des composants ainsi que du PCB. Dans ce chapitre également est présentée une étude menée avec le groupe sans-plomb d'ANADEF (ANALyse de DEFaillances), qui regroupe les principaux laboratoires d'analyse de défaillance de France. Elle a permis, de manière fiable et reproductible, l'étude microstructurale des alliages et le suivi de leur évolution dans le temps en fonction des différentes contraintes appliquées dans les chapitres suivants.

Dans le deuxième chapitre, l'effet et l'évolution de la microstructure des joints brasés sans plomb sous vieillissement thermique à température constante sera réalisée. Des mesures suivant trois gammes de température seront étudiées. Ainsi, des énergies d'activation pourront être calculées et des modèles de prévision d'évolution paramétrés.

La troisième partie s'occupe de la contrainte mécanique et plus particulièrement des environnements vibratoires, qui sont présents avec des niveaux très élevés dans les applications missiles. Un comparatif entre des assemblages « plombés » et sans plomb est réalisé à température ambiante, mais aussi en environnement combiné (vibrations + température) qui est plus représentatif des missions que subissent réellement les produits. A l'appui de simulations par éléments finis, des premières ébauches de courbes de fatigue ont pu être réalisées. Parallèlement, l'évolution de la microstructure des alliages a été menée.

Enfin le quatrième chapitre s'intéresse aux contraintes thermomécaniques induites par les variations de température. Ainsi l'étude de l'évolution de la microstructure avec la compréhension de la cinétique de propagation des fissures est présentée. Enfin un modèle d'évaluation de durée de vie des assemblages sans plomb soumis à des variations de température est proposé.

I-Conséquence de l'élimination du plomb dans les brasures

Les directives européennes ont imposé une modification majeure dans l'industrie de la microélectronique. Le matériau de brasure, qui permet la connexion de premier niveau entre un boîtier et une carte de report (PCB) était jusque dans les années 1990 constitué de façon quasi-générale par des alliages étain-plomb. Les directives européennes environnementales visant à bannir l'utilisation du plomb ont remis en question les modèles de fiabilité établis pour ce type d'assemblage. Ce premier chapitre est constitué de deux parties. Après une présentation des conséquences directes et pratiques de cette directive, et des matériaux de substitution aux alliages SnPb, la première partie de ce chapitre recense, à partir d'une étude bibliographique, les différents modèles d'accélération permettant le dimensionnement des tests de qualification des assemblages microélectroniques. Le matériau de brasure étudié dans ce travail est un alliage étain-cuivre-argent (SAC). La caractérisation de ce matériau après l'assemblage ou au cours du vieillissement est réalisée à partir de coupes métallographiques observées en microscopie optique ou électronique à balayage. Un travail collaboratif au sein du groupe « sans-plomb » de l'association « ANADEF » [JNR01] a mis en évidence la nécessité de définir une technique de préparation d'échantillons propre à ce type de matériaux. La seconde partie de ce travail présente la nouvelle méthode de polissage que j'ai mise en place pour permettre d'étudier la métallurgie des joints de brasure SAC.

Dans ce premier chapitre introductif, les différentes illustrations sont, sauf mention contraire, des photographies réalisées au laboratoire d'analyses de défaillances de MBDA France.

1- Remplacement du plomb par d'autres matériaux dans les assemblages

1.1- Directives européennes

La brasure est l'une des techniques les plus anciennes pour joindre deux métaux semblables ou différents. Historiquement, la pratique remonte à plusieurs milliers d'années. L'opération de base du brasage est simple, elle implique la fonte d'un métal d'apport permettant de combler la lacune entre les métaux à joindre. Usuellement, le métal d'apport, appelé brasure, est constitué d'un ou plusieurs métaux purs présentant une température de fusion plus basse que les métaux à assembler. Un joint permanent est obtenu après solidification. Les brasures traditionnelles sont constituées d'un alliage d'étain et de plomb de composition eutectique Sn63-Pb37 (% massique). Un eutectique signifie que l'alliage fond et se solidifie à la même température, contrairement aux mélanges habituels. Il se comporte en fait comme un corps pur du point de vue de la fusion. Ces brasures ont été utilisées dans le monde de l'industrie pendant plusieurs décennies, et se sont avérées être d'excellents matériaux de brasage satisfaisant la plupart des besoins industriels.

Malgré cela, les risques sanitaires potentiels et la toxicité du plomb n'étant plus à démontrer, la limitation de son emploi est devenue inéluctable. En effet le plomb est un métal lourd et toxique. Sa présence excessive dans l'organisme humain peut causer de graves dommages sur le système nerveux et la circulation sanguine (saturnisme).

Toutefois, le plomb dans l'électronique ne représente que 0,5% de la production mondiale totale. Un recyclage du plomb utilisé pour l'assemblage des cartes électroniques aurait pu être envisagé, mais comme il est utilisé de nombreuses fois en petite quantité, il serait difficile et onéreux de la récupérer. Il est donc préférable de l'éliminer dès sa fabrication.

Depuis 15 ans environ, les Etats-Unis et l'Europe proposent des lois afin d'interdire l'utilisation du plomb. Les principales organisations sont le NEMI (National Electronics Manufacturing Initiative) pour les USA et le JEIDA (Japan Electronics Industries Association) pour le Japon. Si le Japon fut le premier à proposer des produits « verts » c'est aux Etats Unis que vinrent les premières restrictions (1990). Et en 1998, l'Europe proposa les premières directives :

-WEEE (Waste Electrical and Electronic Equipment) : Basée sur l'article 175 du Traité de l'Union européenne, cette directive a pour objectif d'identifier, de collecter, de traiter et de recycler les déchets électroniques et électriques. Elle implique également la mise en place d'une collecte sélective des déchets où le traitement, la valorisation et l'élimination seront financés par les producteurs. Enfin, les consommateurs pourront rendre gratuitement les équipements en fin de vie. La liste des produits pris en considération sont listés en annexe A. [WEE01]

-ROHS (Restriction of Hazardous Materials) : Basée sur l'article 95 du Traité de l'Union européenne, cette directive a pour objectif principal de bannir toutes les substances considérées comme dangereuses, particulièrement les métaux lourds tels que le plomb, le mercure, le cadmium, le chrome, dans les équipements électroniques et électriques. La liste des substances dangereuses concernées sont présentées en annexe B. [ROH01]

Ces deux directives concernent les secteurs de l'électroménager, des télécommunications, des équipements informatiques et audiovisuels, des matériels d'éclairage, des jouets, des outillages, et des distributeurs automatiques. Pour l'instant, les secteurs de pointes comme l'automobile, l'aéronautique, le médical et le matériel de contrôle ne sont pas concernés. Les directives ROHS et WEEE ont été adoptées par le parlement européen le 27 janvier 2003 et elles sont entrées officiellement en vigueur le 1er juillet 2006. Les dérogations sont théoriquement revues au moins tous les 4 ans, en 2010 une revue de la directive était donc prévue mais toujours pas effective à ce jour. Les principaux éléments de la mise à jour des directives sont donnés en annexe C.

1.2-Environnement militaire

1.2.1-Une utilisation du sans plomb inévitable

Pourquoi remplacer l'étain-plomb dans les équipements militaires alors qu'ils bénéficient d'une exemption?

Le marché militaire a été très porteur pour les fabricants de composants électroniques jusqu'au début des années 90, période à laquelle le marché de l'informatique et des télécommunications a explosé. La concurrence étant devenue forte, une course à la performance s'est alors engagée. Ces évolutions ont eu pour conséquence une baisse de la fabrication des composants à usage militaire, les fabricants préférant viser le marché civil et augmenter les performances des produits grands publics à bas coûts.

Les équipementiers militaires ont ainsi été confrontés à des difficultés d'approvisionnement, à un manque de choix ou à l'obsolescence des composants militaires. La seule solution fut alors d'utiliser des COTS (Commercial Off The Shelf). Ce terme désigne un article acheté sur catalogue, disponible sur le marché domestique ou étranger, selon une référence fournisseur, et pour lequel le client n'a aucune maîtrise de la définition, ni de la production.

Le fait d'utiliser ces composants induit également la raréfaction de leur version plombée. Le passage au brasage sans plomb n'est pas uniquement une conséquence de la législation, il est aussi une stratégie commerciale. En effet étant donné que le marché militaire représente moins de 2% du marché mondial des semi-conducteurs, les fabricants de composants ont au fur et à mesure diminué leur production de composants plombés. Le risque associé est de se retrouver confronté à des obsolescences de composants en version plomb, mais également à une augmentation des coûts. C'est donc pour l'ensemble de ces raisons que le domaine militaire bascule petit à petit dans l'électronique sans plomb.

1.2.2-Un environnement sévère

Les environnements dans lesquels vont évoluer les cartes électroniques sont sévères pour une application militaire. Les niveaux thermiques, thermomécaniques et mécaniques sont très élevés, contrairement à l'électronique « grand public » qui est présente autour de nous tous les jours. Ainsi il est important dans un premier temps de sélectionner dans les alliages sans plomb du marché actuel, ceux qui présentent les caractéristiques les plus propices à ce type d'utilisation pour en évaluer la fiabilité à long terme.

1.2.3-Choix des alliages de brasure sans plomb

Les recherches ont débuté il y a plus de 15 ans et plusieurs alliages sont désormais identifiés. Les principaux alliages candidats au remplacement de SnPb, sont binaires ou ternaires constitués essentiellement d'étain, d'argent et/ou de cuivre. Les brasures communément appelées SAC pour SnAgCu offrent un comportement intéressant, en particulier celles dont la composition est proche de celle de l'eutectique.

Ce choix a été réalisé en tenant compte de certaines caractéristiques indispensables pour obtenir un « bon » joint brasé, mais également sur des critères commerciaux :

- prix,
- point de fusion,
- température de refusion,
- zone pâteuse,
- conductivité thermique et électrique,
- mouillabilité,
- résistance à la tenue mécanique et au fluage.

La température de fusion est l'un des facteurs les plus importants pour les industriels, car elle détermine la température de refusion ($T_r \sim 30^\circ\text{C} + T_f$), température vue par l'assemblage (composant et circuit imprimé PCB). Une température de fusion trop élevée pourrait entraîner des dégradations au niveau des circuits intégrés ou des composants non qualifiés pour ces températures. Une température de fusion trop basse ne serait pas convenable car l'alliage risquerait de fondre en utilisation.

La mouillabilité représente la force requise pour mouiller un fil de cuivre avec un alliage fondu. Une force élevée indique une bonne mouillabilité ou « brasabilité ».

Autrement dit, en électronique, c'est la capacité de l'alliage en fusion à s'étendre sur le substrat. Elle dépend de différents facteurs dont la tension de surface des différents matériaux, celle du substrat doit être supérieure à celle de la brasure, et du flux qui doit être de bonne qualité pour garantir une brasure propre.

Les joints brasés sont soumis au cours de leur utilisation à des déformations thermomécaniques. L'alliage devra avoir un module d'Young peu élevé, une limite d'élasticité élevée et un coefficient de dilatation thermique approprié par rapport à celui des composants et du substrat.

Les intermétalliques qui se forment entre la brasure et le matériau de finition (composant, substrat) ne doit pas avoir une croissance excessive car s'il assure une bonne tenue du joint brasé, son épaisseur en devenant trop importante le fragilise.

Enfin une bonne conductivité thermique et électrique est indispensable, car les joints de brasure y jouent un rôle très important : contact électrique et dissipation thermique.

Une large variété d'alliages a vu le jour et est listée dans le tableau I-1. L'élément de base reste toujours l'étain : il a un point de fusion relativement bas et il est l'élément le plus répandu dans les alliages de brasure. Ensuite différents additifs ont été utilisés afin de palier à la présence de plomb : l'argent (Ag), le cuivre (Cu) pour les plus connus et les plus utilisés, mais également du Zinc (Zn), de l'Indium (In) et du Bismuth (Bi).

L'argent améliore les propriétés mécaniques et thermomécaniques de l'alliage. Il est peu abondant mais facilement disponible ce qui entraîne un coût un peu élevé.

Le cuivre abaisse la température de fusion, est facilement disponible par conséquent peu cher.

Le Zinc est peu cher et facilement disponible, comme le cuivre il permet de diminuer la température de fusion. En revanche, il est propice à la corrosion et présente une réduction significative du mouillage en raison de son oxyde stable.

L'Indium réduit sensiblement le point de fusion et présente des propriétés physiques ainsi qu'un mouillage excellent. Mais il est très cher car peu disponible, son approvisionnement est limité.

Alliages binaires :

Les alliages SnBi et SnIn ont comme principal inconvénient leur coût prohibitif. L'alliage SnZn présente des problèmes d'oxydation. Les deux alliages binaires qui suscitent le plus d'intérêt sont les alliages SnCu et SnAg. L'alliage SnCu présente de mauvaises propriétés mécaniques mais son faible coût le rend intéressant pour le brasage à la vague et pour des applications grand public. Quant à l'alliage SnAg, son intérêt est à l'opposé du précédent alliage : il présente une bonne mouillabilité et une bonne résistance mécanique. Mais son coût reste élevé et sa température de fusion peut être trop élevée pour certaines applications.

Alliages ternaires :

Au Japon, l'alliage SnZnBi est utilisé, alors qu'il n'est pas considéré en Europe et aux Etats-Unis. Les alliages SAC restent les plus utilisées. On peut également noter l'évolution de la composition des brasures SAC vers des brasures SAC 'Low AG' présentant un pourcentage massique d'argent moins élevé dans l'industrie du téléphone mobile. En effet une diminution de ce pourcentage améliore la résistance aux chocs mécaniques et plus particulièrement en « drop-tests qui simulent des chocs dus à une chute d'une hauteur d'homme (~1 mètre), mais diminue la résistance de l'alliage aux contraintes thermomécaniques [COY01].

Alliage	Composition (% wt)	Tf (°C)		remarques
		solidus	liquidus	
SnPb	63Sn37Pb e	183	183	Alliages les plus utilisés dans le monde de l'industrie
	60Sn40Pb	183	191	
	62Sn36Pb2Ag e	179	179	
PbSn	95,5Pb-5Sn	308	312	Brasures haute température pour le report des puces sur substrat
PbSnAg	90PB-10Sn	268	301	
	97,5Pb1,0Sn1,5Ag e	305	305	
PbIn	82,5Pb15Sn2,5Ag	275	280	Brasures hautes températures
	75Pb-25In	226	264	
	50Pb-50In	180	210	
SnAg	96,5Sn3,5Ag e	221	221	Principales brasures utilisées en remplacement de l'étain plomb
SnAgCu	95,5Sn3,8Ag0,7Cu e	217	217	
	Sn3,9Ag0,6Cu	~217	~217	
	Sn3,0Ag0,5Cu	~217	~217	
SAC-LOW	Sn1,0Ag0,5Cu	~227	~227	Brasures 'low Ag', améliore la résistance aux chocs mécaniques au détriment de la résistance thermomécanique

SnBi	42Sn-58Bi e	138	138	Bas point de fusion problèmes de fissures plus la concentration en bismuth est élevée
SnBiAg	93,5Sn-3Bi-3,5Ag	206	213	
	91,5Sn-5Bi-3,5Ag	206	213	
	90,5Sn-7,5Bi-2Ag	207	212	
	76Sn-22Bi-2Ag	207	212	
	70Sn-20Bi-10In	189	199	
SnCu	99,3Sn-0,7Cu e	227	227	Faible coût. Brasure de plomberie faibles propriétés mécaniques
Sn100C	Sn-Cu-Ni	227	227	Utilisé pour le brasage à la vague
SnZn	91Sn-9Zn e	198,5	198,5	Zn induit une faible résistance à la corrosion et réduit la mouillabilité. Un ajout d'Ag augmente les propriétés ternaires du système SnZnIn. Cu augmente celle de SnAgZn.
SnZnBi	89Sn-8Zn-3Bi	189	199	
SnZnIn	87Sn-8Zn-5In	~188	~188	
SnAgZn	95,5Sn-3,5Ag-1,0Zn e	217	217	
SnIn	48Sn-52In	117	117	In a un coût élevé. Excellente mouillabilité. Utilisé dans des applications spécifiques (céramiques, verres...)
	50Sn-50In	117	125	
	Sn-20In-2,8Ag			
InAg	90In-10Ag	141	237	Coût très élevé
SnSb	95Sn-5Sb	235	240	

e: eutectique

Tableau I-1 : Composition et applications des principales brasures utilisées dans l'industrie [EVA01]

Les alliages à base d'étain/argent/cuivre présentent les meilleures potentialités dans les applications « sans plomb ». Ces alliages répondent aux principaux critères précédemment cités : approvisionnement facile, bonne mouillabilité, point de fusion plus faible que Sn/Ag et Sn/Cu, bonne résistance à la fatigue. Ils constituent désormais le standard pour les billes BGA ou les « bumps » destinés aux applications flip chip.

De nouvelles brasures nommées SAC+, « plus » pour addition d'un ou plusieurs matériaux en faible quantité afin d'améliorer certaines propriétés ont été développées. L'addition de Nickel (Ni) est le plus utilisé et est même commercialisé par certains fabricants. Cet adjuvant permet en particuliers de limiter la formation des intermétalliques dans la matrice de la brasure.

Le remplacement de la brasure « tendre » haute température, très riche en plomb permettant le report des puces (die attach) des boîtiers de puissance n'est pas encore défini. Il existe des alliages sans plomb du type AuSn, AuGa ou AuGe, mais ils sont utilisés uniquement pour des applications amenant une forte valeur ajoutée compte tenu de leur coût très élevé.

Pour ce qui concerne les alliages à bas point de fusion l'eutectique In/Sn (118°C) ou In/Ag (146°C) sont les principaux candidats.

Par le bon compromis entre leurs caractéristiques thermiques et mécaniques notre choix s'est porté sur l'étude d'alliages SAC avec un pourcentage massique d'argent compris entre 3 et 4 et plus particulièrement sur l'utilisation d'une brasure SAC 305 (Sn96,5-Ag3-Cu0,5).

1.3-Matériaux de finition dans l'assemblage

L'assemblage est constitué du composant, du PCB et de la crème à braser. Ainsi l'impact de la directive s'applique aussi aux différentes finitions que ce soit au niveau du composant ou au niveau du PCB. Ce paragraphe passe donc en revue les différentes finitions et leurs propriétés.

1.3.1- Les différentes finitions des composants

La nature des métallisations des Broches des composants est très étendue et variable suivants les fabricants.

-Pour les métaux de base on trouve les matériaux suivants :

Cuivre, alliage de cuivre, alloy 42 (alliage 42% nickel + fer), Kovar (23% Nickel, 17% Kobalt, 53% Fer, 1% autres).

-Pour les revêtements (métallisations), il y a :

Nickel Palladium Or Ni/Pd/Au, Ni/Pd, Ni/Au, Sn, SnBi, plus rarement SnCu, et plus rarement encore SnAgBiCu.

Les procédés de dépôt utilisés sont les suivants :

- Dépôt électrolytique (Electroplating)
- Dépôt électrolytique + fusion (Electroplating + fusing)
- Trempage à chaud (Hot dipping)

Certains industriels utilisent du palladium en ajout Ni/Pd/Au, ou simplement NiAu pour les boîtiers LGA ou PGA céramique. La finition la plus utilisée en étain est l'étain mat, car il minimise l'apparition des « whiskers » contrairement à l'étain brillant (Obtenus par ajout de Selenium ou de Tellurium) notamment pour les connecteurs avec ou sans couche de Nickel.

Les finitions SnAg et SnAgCu sont utilisées pour les composants discrets radiaux ou axiaux.

Enfin l'alliage SnAgCu constitue quasi exclusivement les billes de BGA ou CSP.

La figure I-2 montre la répartition des finitions utilisées dans le monde [ELF01].

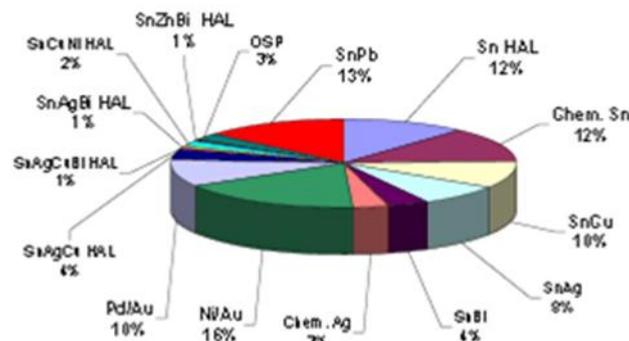


Figure I-1 : répartition des finitions utilisées dans le monde [ELF01]

1.3.2- Les différentes finitions des circuits imprimés

La métallisation des circuits imprimés a pour rôle de préserver la brasabilité du métal de base et de servir d'interface avec le joint brasé. Par la présence, même en faible quantité, d'argent, de cuivre, d'étain ou d'or, la composition de l'alliage d'assemblage final ne sera pas de même nature.

Il existe aujourd'hui plusieurs types de métallisations possibles adaptées au procédé d'assemblage sans plomb. Le tableau I-2 présente les principaux revêtements disponibles sur le marché avec pour chacun d'eux leurs avantages et leurs inconvénients. Dans le choix de la métallisation, les paramètres les plus importants sont l'épaisseur du dépôt, la planéité, le moyen de stockage et la manipulation.

Métallisation	Epaisseur/durée de vie	Avantages	Inconvénients
HAL/HASL (Hot Air Solder Levelling) SnAgCu SnCu	1 à 40 µm /1an	Disponibilité expérience Mouillage	Planeité des plages d'accueil Diffusion Sn dans Cu
ENIG (Electroless Nickel Immersion Gold) Nickel/OR chimique	Recommandations IPC 2221: Ni de 2,5 à 5 µm Au de 0,08 à 0,23µm Effectif Au de 0,05 à 0,09µm / 6 mois	durée de vie, réactivation possible, planeité mouillage Contact clavier Wire bonding	coût+élevé Black pad présence de phosphore suivi des bains intermétallique NiSn
OSP (Organic Solderability Preservative) Composé organique	Type Benzotriazole de 0,0025 à 0,01µm Type Imidazole substitué de 0,05 à 0,6 µm / 6 mois sous dessiccateur	coût réduit Planeité	Durée de vie faible sensibilité à l'humidité conditions de stockage Revêtement isolant (test électrique) Etuvage à 120°C proscrit mouillage plus faible Type de flux et activité (temps de cycle réduit) Inspection
Sn chimique (Immersion Tin)	~1 µm / 3 à 6 mois /	coût réduit Planeité Mouillage Développé pour Press Fit	Whiskers Migration de Sn dans Cu (intermétalliques)
Ag chimique (immersion Silver) Composés organo- argentique	0,3 à 0,4 µm / 3 à 6 mois /	contact clavier Wire bonding	Sels d'argent (Ag noir) présents dans les coins des plages, générés par incompatibilité avec oxygène et soufre (problème cosmétique)

Tableau I-2 : Principales finitions de circuit imprimé sans plomb

2-Facteur d'accélération : impact sur la durée des essais de qualification

Le facteur d'accélération est un coefficient qui permet de calculer le nombre de cycles moyen à la rupture en utilisation normale (vie réelle du composant) connaissant le nombre de cycles en test accéléré. En réalité, il est surtout utilisé afin de dimensionner la durée des essais en fonction d'un profil de mission du produit à évaluer. Le profil de mission d'un produit regroupe l'ensemble des contraintes qu'il va subir tout au long de son utilisation. En quantifiant ces contraintes environnementales, notamment thermiques, il est théoriquement possible via l'utilisation d'un modèle d'accélération de dimensionner un essai accéléré qui simulera la durée de vie souhaitée. Il est donc important d'ajuster au mieux ces facteurs d'accélération pour obtenir une bonne représentativité des essais effectués.

Les formules qui permettent de le calculer pour une contrainte thermomécanique sont décrites ci-dessous. D'autres formules existent pour des contraintes mécaniques mais ne seront pas évaluées dans le cadre de cette thèse, car il existe très peu de résultats d'essais sous contrainte vibratoire.

Les coefficients utilisés pour les brasures étain plomb sont connus, ceux des brasures sans plomb sont analysés à l'aide de résultats d'essai et seront amenés à être affinés ou à évoluer en fonction des retours d'expériences de l'industrie électronique dans les prochaines années. Ces modèles sont empiriques car ils ont été dérivés de leur utilisation originelle, et sont paramétrés à partir de résultats d'essais ne s'appuyant que très peu sur des phénomènes physiques. Malgré tout, leur simplicité en font un outil très utilisé (voire exclusivement) dans le monde de l'industrie.

Afin de palier à cette lacune, des pistes sont développées dans le chapitre IV, afin de proposer un modèle basé sur des phénomènes physiques.

2.1-Modèle d'accélération dérivé du modèle de Coffin Manson

Le modèle de fatigue de Coffin-Manson [COF01]-[MAN01] est sans doute le plus connu et le plus largement utilisé. Le nombre total de cycles à la rupture N_f dépend de l'amplitude de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$, du coefficient de fatigue plastique ε'_f et de l'exposant de fatigue plastique c , suivant la relation :

$$\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad \text{I-1}$$

N_f : nombre de cycles à la rupture

ε'_f : coefficient de fatigue plastique

$\Delta\varepsilon_p$: amplitude de la déformation plastique directement proportionnelle à l'amplitude thermique

c : exposant de Coffin-Manson

Le facteur d'accélération qui découle de ce modèle est le suivant :

$$AF = \frac{NF1}{NF2} = \left(\frac{\Delta T1}{\Delta T2} \right)^{1/c} = \left(\frac{\Delta T1}{\Delta T2} \right)^n \quad \text{I-2}$$

Ce modèle permet donc de déterminer le facteur d'accélération entre deux conditions de cyclage, en ne prenant en compte que les amplitudes thermiques. Étant donné que le mécanisme de défaillance de fatigue des brasures est fortement dépendant du phénomène de fluage, ce modèle n'est pas parfaitement adapté au mécanisme de fatigue des brasures. Il reste néanmoins largement utilisé pour évaluer approximativement les facteurs d'accélération. Selon les données publiées, le facteur n est compris entre 1,6 et 2,5 en fonction des conditions de cyclage, pour la brasure eutectique étain-plomb.

2.2-Modèles d'accélération de Norris Landzberg

Le modèle d'accélération de Norris-Landzberg a été mis au point en 1969 [NLA01]. La popularité de ce modèle est due à deux facteurs. Ce modèle est facile d'utilisation et les différents termes utilisés prennent en compte uniquement le profil du cycle de température appliqué lors de l'essai en fatigue : la température maximale T_{max} , l'amplitude thermique ΔT , ainsi que la fréquence des cycles f . Ce modèle ne fait pas appel aux différentes informations sur le véhicule de test (ni la géométrie ni les propriétés matériaux). Il est pourtant bien connu que ces différents facteurs ont un effet significatif sur la fiabilité des joints brasés. L'explication se situe dans le fait que le modèle de Norris-Landzberg tire profit de l'annulation de l'effet de certains facteurs lorsque l'on prend en compte le ratio des durées de vie N_{field} en utilisation et N_{test} en test, donnant le facteur d'accélération :

$$AF = \frac{N_{field}}{N_{test}} \quad I-3$$

L'article original de Norris et Landzberg utilise l'équation de Coffin-Manson [COF01]-[MAN01] comme base de leur modèle :

$$N(\Delta\varepsilon_p)^n = C \quad I-4$$

Où :
 N est le nombre de cycles à la rupture
 $\Delta\varepsilon_p$ est le taux de déformation plastique
 n constante du matériau
 C'est un facteur de proportionnalité (Empirique)

Après quelques modifications, Norris et Landzberg montrent que le nombre de cycles à la rupture est inversement proportionnel à l'amplitude thermique.

$$N = \frac{Cste}{(\Delta T)^n} = \frac{Cste}{(\Delta T)^{1,9}} \quad I-5$$

La forme la plus ancienne donne un coefficient n=1,9 pour les brasures étain-plomb, trouvé expérimentalement. Ensuite Norris et Landzberg ont introduit deux autres facteurs afin de prendre en compte la fréquence des cycles f, ainsi que l'influence de la température maximum sur le matériau. En réalisant cette approche, l'équation obtenue est alors la suivante :

$$AF = \frac{N_{field}}{N_{test}} = \left(\frac{\Delta T_{test}}{\Delta T_{field}} \right)^n \left(\frac{f_{field}}{f_{test}} \right)^m \exp \left\{ \frac{E_a}{k} \left(\frac{1}{T_{max,f}} - \frac{1}{T_{max,t}} \right) \right\} \quad \text{I-6}$$

Avec field pour les conditions d'utilisation et test pour les conditions de test.

Norris et Landzberg ont déterminé les différents coefficients pour l'étain-plomb : n=1,9, m=1/3, l'énergie d'activation Ea 0,122 eV, enfin k est la constante de Boltzmann.

2.3-Paramétrage du modèle de Norris-Landzberg pour les brasures sans-plomb

Le modèle de Norris et Landzberg a servi de base pour les autres alliages, et plusieurs paramétrages pour les brasures sans-plomb ont été proposés. Nous les passons en revue dans ce paragraphe.

Pan et al. [PAN01] ont obtenu un nouveau paramétrage basé sur leurs expérimentations de composants reportés avec de la brasure SAC, incluant trois familles de composants :HiTCE ceramic ball grid array (BGA), chip scale package (CSP), et thin small-outline packages (TSOP). Après avoir corrélé les données d'essai avec le modèle, l'équation devient :

$$AF = \frac{N_{field}}{N_{test}} = \left(\frac{\Delta T_{test}}{\Delta T_{field}} \right)^{2.65} \left(\frac{f_{field}}{f_{test}} \right)^{0.136} \exp \left\{ \frac{E_a}{k} \left(\frac{1}{T_{max,f}} - \frac{1}{T_{max,t}} \right) \right\} \quad \text{I-7}$$

L'énergie d'activation ainsi obtenue a pour valeur Ea=0,189eV. Ceci est en accord avec les premières constatations qui tendent à montrer que le facteur d'accélération est plus élevé pour les brasures SAC l'étain-plomb.

De la même manière **Syed** [SYE01] propose un autre paramétrage. Etant donné que les données d'essais permettant le recalage du modèle ont des fréquences de cycle f identiques, le facteur m reste donc inchangé par rapport au modèle étain plomb. Le modèle proposé se présente comme suit :

$$AF = \frac{N_{field}}{N_{test}} = \left(\frac{\Delta T_{test}}{\Delta T_{field}} \right)^{1.662} \left(\frac{f_{test}}{f_{field}} \right)^{1/3} \exp \left\{ \frac{E_a}{k} \left(\frac{1}{T_{max,f}} - \frac{1}{T_{max,t}} \right) \right\} \quad \text{I-8}$$

Ensuite **Salmela** [SAL01] propose d'introduire un terme correctif corr(ΔT) afin de prendre en compte les spécificités du boîtier d'une part, et de rendre ce terme dépendant de l'amplitude thermique

du cycle ΔT d'autre part. En effet le nombre de cycles à la rupture, est dépendant de la gamme de température utilisée.

$$AF = \frac{N_0}{N_t} = \left(\frac{\Delta T_{test}}{\Delta T_{field}} \right)^{1,9} \left(\frac{f_{field}}{f_{test}} \right)^{1/3} \frac{(corr(\Delta T_{field}))^{-(1/C_{field})}}{(corr(\Delta T_{test}))^{-(1/C_{test})}} \exp \left\{ \frac{E_a}{k} \left(\frac{1}{T_{max,field}} - \frac{1}{T_{max,test}} \right) \right\} \quad I-9$$

Le terme correctif est une fonction logarithmique $corr(\Delta T) = A \cdot \ln(\Delta T) + B$

Où A et B sont définis dans le tableau I-3:

Boitier et type de brasure	A	B
Céramique, eutectique SnPb	0,1838	-0,277
Céramique, SnAgCu	0,0884	0,13
Céramique, Sn10Pb90	0,296	-0,709
Plastique, eutectique SnPb	0,299	-0,816
Plastique, SnAgCu	0,179	-0,0953

Tableau I-3 : Définition des paramètres A et B du modèle de Salmela

C_{field} et C_{test} sont calculés à partir de la formule ci-dessous [IPC D-279] :

$$C = C_0 + C_1 T_{sj} + C_2 \ln \left(1 + \frac{360}{td} \right)$$

$C_0 = -0,442$

$C_1 = -6 \cdot 10^{-4}$

$C_2 = 1,74 \cdot 10^{-2}$

T_{sj} : Température moyenne du cycle

Td : Temps de palier

Enfin **Dauksher** [DAU01] présente un modèle sous cette forme :

$$AF = \frac{N_{field}}{N_{test}} = \left(\frac{\Delta T_1}{\Delta T_2} \right)^{1,75} \left(\frac{t_1^{hot}}{t_2^{hot}} \right)^{0,25} \exp \left\{ \left(\frac{1600}{T_{2max}} - \frac{1600}{T_{1max}} \right) \right\} \quad I-10$$

Dans ce modèle t^{hot} correspond au temps comprenant la rampe et le palier chaud.

2.4-Exploitation de données bibliographiques : pertinences des modèles publiés

Après une description des différents modèles présentés dans la littérature, la pertinence de ces paramétrages va être étudiée au travers de résultats d'essais collectés dans la bibliographie. L'analyse consiste à déterminer le facteur d'accélération (AF) entre les résultats d'essais obtenus avec deux conditions de cyclage différentes, ensuite de les comparer aux résultats de calcul des modèles. A partir de ces résultats le pourcentage d'approche moyen entre les essais et les modèles ont été calculés. Les différents résultats d'essais utilisés pour cette approche statistique sont [SYE01], [SYE02], [SYE03], [HAN01], [ROU01], [MEI01], [KAN01], [SOH01], [OST01], [OST02], [BLA01], [FRI01], [WOO01], [BAR01].

- Dérivés du modèle de Norris-Landzberg

Les résultats sont donnés dans le tableau I-3

Modèle	PAN	SYED	SALMELA	DAUKSHER
Taux de corrélation	76,50%	114,00%	98,00%	96,00%

Tableau I-4 : Pourcentage d'approche moyen entre résultats d'essai et calcul avec modèles

Les résultats statistiques montrent que les modèles de PAN et SYED ont tendance, respectivement, à sous-estimer et surestimer le facteur d'accélération. En revanche les modèles de SALMELA et DAUKSHER donnent de meilleurs résultats en présentant une corrélation globale plus satisfaisante.

- Dérivé du Modèle de Coffin-Manson

En traitant l'ensemble des résultats d'essais, l'analyse statistique donne une tendance concernant le coefficient de fatigue du facteur d'accélération, qui en moyenne à une valeur de 2,35 (contre 2 pour SnPb).

$$AF_{SAC} = \frac{N_{F1}}{N_{F2}} = \left(\frac{\Delta T_1}{\Delta T_2} \right)^{2,35}$$

Ceci montre que le facteur d'accélération pour les brasures sans-plomb SAC est plus élevé que pour les brasures étain-plomb. Ce coefficient sera à valider ou à affiner avec des essais complémentaires.

Dans leur forme actuelle les modèles dérivés de Norris-Landzberg ne sont pas satisfaisants, et leur domaine de validité reste assez limité. Ceci est dû à leur paramétrage qui est basé sur des essais avec seulement un ou deux types de composants et par conséquent ils peuvent donner des résultats fortement erronés dans certains cas, car la dispersion est très importante. Une meilleure prise en compte des assemblages, des matériaux ainsi que l'influence de la gamme de température doit être évalué afin de modifier la forme de ces modèles.

Pour le modèle dérivé du modèle de Coffin-Manson, la plage de variation du coefficient de fatigue n qui variait de 1,67 à 2,23 pour les brasures étain-plomb semble être encore plus large pour les brasures SAC, en raison d'une dépendance plus forte aux conditions de cyclage. En moyenne les résultats d'essai montrent que ce coefficient a une valeur voisine de 2,35 ce qui confirme que ce coefficient est plus élevé pour des brasures SAC que des brasures étain-plomb.

Ce résultat est très important car il va avoir un impact direct sur la durée des essais en environnement thermomécanique sévère. En effet à partir d'un même profil de mission, le nombre de cycles thermomécaniques nécessaires en essai accéléré pour qualifier le produit sera moindre pour une brasure SAC que pour une brasure SnPb.

3-Etude microstructurale des joints brasés sans plomb de type SAC

L'objectif de cette partie est de caractériser, tant au niveau microstructural qu'au niveau des propriétés mécaniques, les alliages sans plomb SAC. La connaissance de la microstructure de l'alliage et son influence sur les propriétés mécaniques, notamment l'évolution des différents composés intermétalliques, est nécessaire.

La microstructure peut-être définie comme la combinaison et la distribution des phases qui sont présentes dans un matériau. C'est elle qui en détermine de nombreuses propriétés. Elle est fonction de la composition du matériau mais également des différents traitements thermiques, mécaniques ou encore chimiques qu'elle a subis.

Dans un premier temps une méthode d'analyse fiable et reproductible permettant de visualiser la microstructure des joints brasés SAC a été mise au point. Cette méthode d'analyse va permettre de suivre tout au long des essais (thermique, mécanique et combinaison) l'évolution de la microstructure.

Puis l'influence du pourcentage massique d'argent et de cuivre sur la formation de la microstructure et ses conséquences sur la tenue en environnement mécanique et thermomécanique est présentée.

3.1-Développement d'une méthode pour révéler la microstructure des joints brasés SAC

Les méthodes d'analyses conventionnelles des brasures SnPb n'étant plus adaptées il est important de mettre au point une nouvelle méthode, afin de pouvoir étudier la métallurgie des joints de brasure SAC. En effet, en effectuant un polissage conventionnel on ne distingue, au microscope optique, que très peu d'informations sur la microstructure du joint de brasure SAC. (Figure I-2).

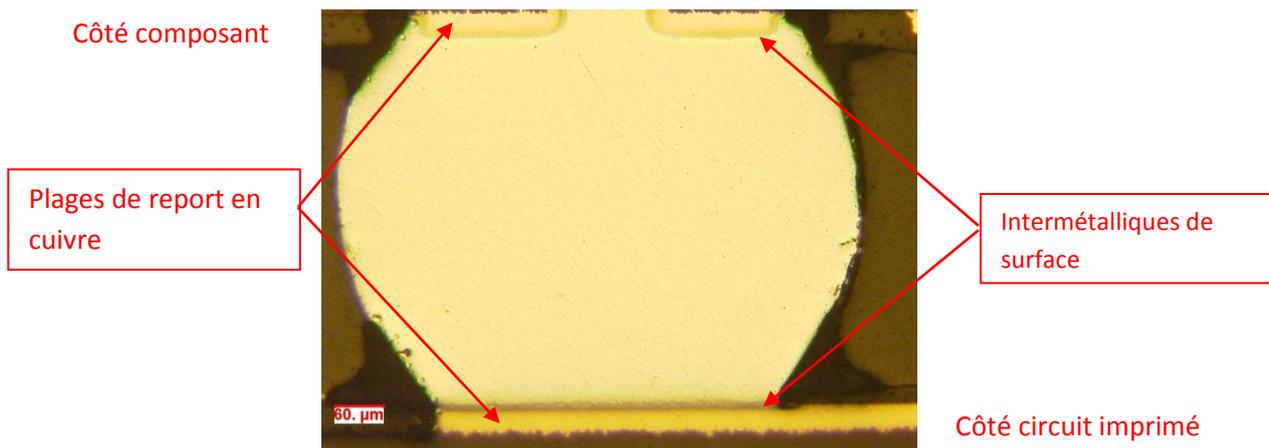


Figure I-2: vue au microscope optique d'une bille de BGA SAC 105 après polissage.

Seuls les intermétalliques de surface sont visibles, la microstructure n'est pas révélée (pas de distinction des différentes phases), contrairement à la brasure étain-plomb (figure I-3) où la microstructure est visible après polissage, avec notamment les phases d'étain et de plomb.

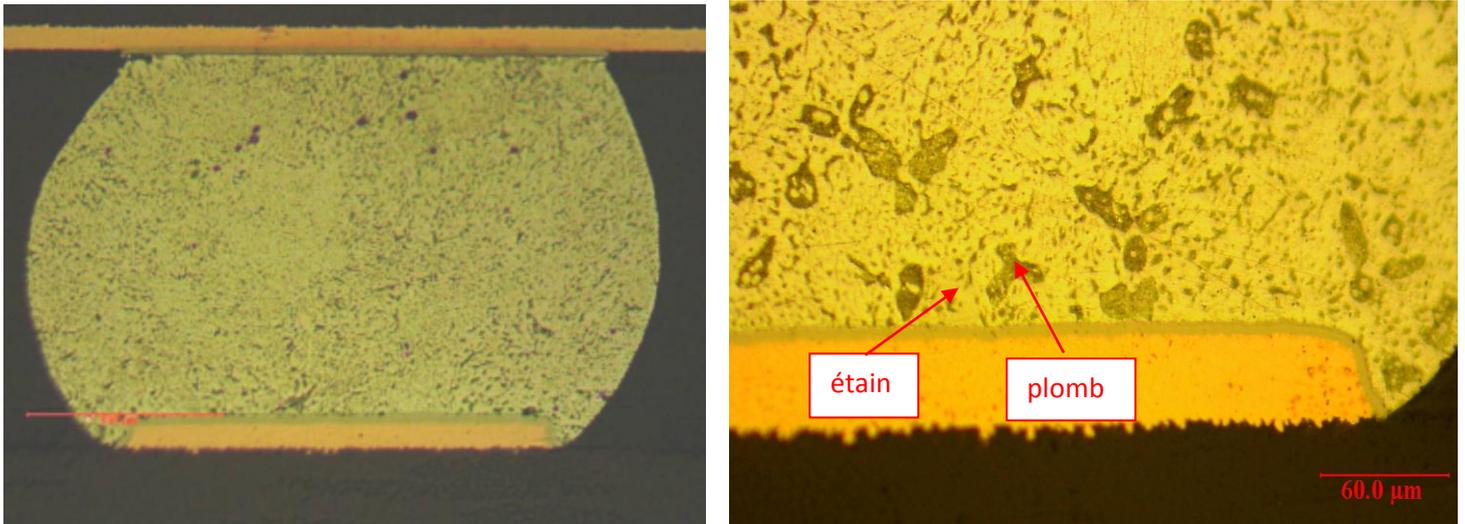


Figure I-3 : microstructure brasure SnPb d'une bille de BGA

Dans la bibliographie [PAR01] [PEC01] [XU01], différentes solutions chimiques permettant de révéler la microstructure des brasures SAC sont proposées. Dans la plupart des cas, ces solutions donnent de bons résultats. Cependant les solutions proposées ne m'ont pas mené à des résultats reproductibles, en raison d'un manque de précision dans les procédures, ainsi qu'un temps d'application des solutions qui est très rapide, quelques secondes.

Nous avons donc mis au point une gamme de polissage fiable et reproductible, afin d'étudier la microstructure du joint de brasure et son évolution au cours du temps. Après enrobage du composant à l'aide d'une résine à polymérisation à froid, afin d'éviter l'ajout de contraintes, le polissage a été effectué automatiquement. La démarche reste la même pour un polissage manuel où seuls les temps peuvent varier.

La gamme de polissage est présentée dans le tableau I-5 avec, à titre indicatif, les temps de chaque étape.

Polissage		Temps	Finition		Temps	
Papier SiC	1200	2mn30	Drap	Dp Pan	diamant 3μ	4mn
	2400	3mn		Dp Nap	diamant 1μ / ou ¼μ	5mn/ 3mn
	4000	4mn		Op Chem	Colloidal silica	45s

Tableau I-5 : gamme de polissage pour la révélation de la microstructure des joints brasés SAC.

Les premières étapes du polissage destinées à atteindre le plan de coupe désiré (taille de grain 500, 1200) puis les premières étapes de finition (2400, 4000) sont réalisées avec du papier SiC (Carbure de Silicium). Ensuite des draps sont utilisés (maillé 3 μ , feutrine 1 et 1/4 μ) pour les gammes diamant. Enfin la dernière étape de finition permettant la révélation de la microstructure est l'utilisation des agents de finition colloïdal silica (SiO₂) suspension, utilisé comme abrasif avec un pH de 9.8 et une taille de grain d'environ 0.04 μ . Le résultat obtenu est présenté ci-dessous pour une brasure SAC 105 figure I-4 et SAC 305 figure I-5:

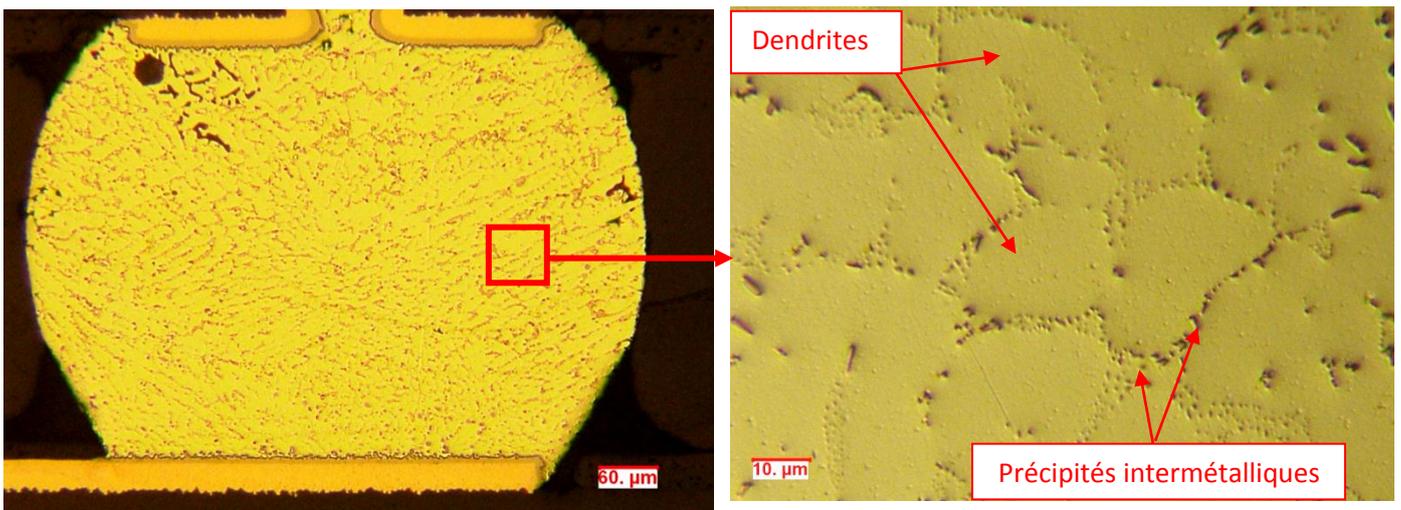


Figure I-4 : Vue au microscope optique d'une bille de brasure SAC 105 après révélation

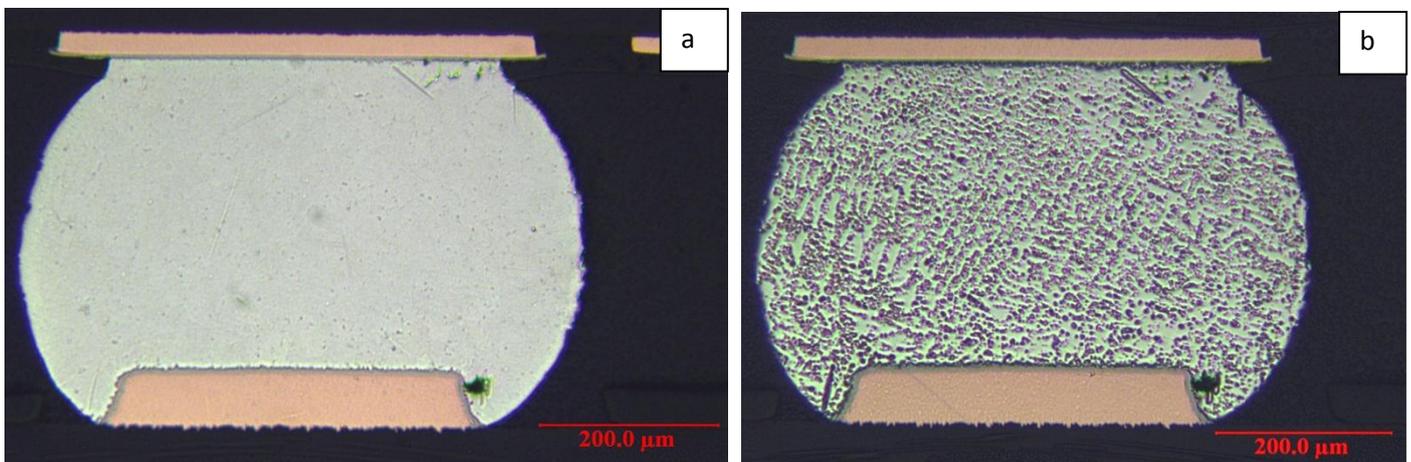


Figure I-5 : Vue au microscope optique d'une bille de brasure SAC 305 avant (a) et après (b) révélation.

Comme le montrent les photographies, la structure dendritique de l'alliage (SAC 105 et SAC305), est bien révélée, on peut observer les précipités eutectiques ternaires qui entourent les dendrites, ainsi que les différents composés intermétalliques. Grâce à cette méthode fiable et reproductible, il est possible d'étudier l'évolution de la microstructure quelle que soit la composition de l'alliage SAC.

Le détail et la composition de la microstructure sont présentés dans le paragraphe suivant.

3.2- Caractérisation de la microstructure des alliages SAC

3.2.1- Microstructure typique de brasure SAC

Les brasures SAC sont composées majoritairement d'étain et de l'addition de faibles pourcentages massiques d'argent (1 à 3%) et de cuivre (0,5 à 1%) qui, en fonction de leur concentration, auront une influence sur la formation de la microstructure du joint brasé.

Une microstructure typique de brasure SAC se présente comme suit, décrite sur la figure I-6 :

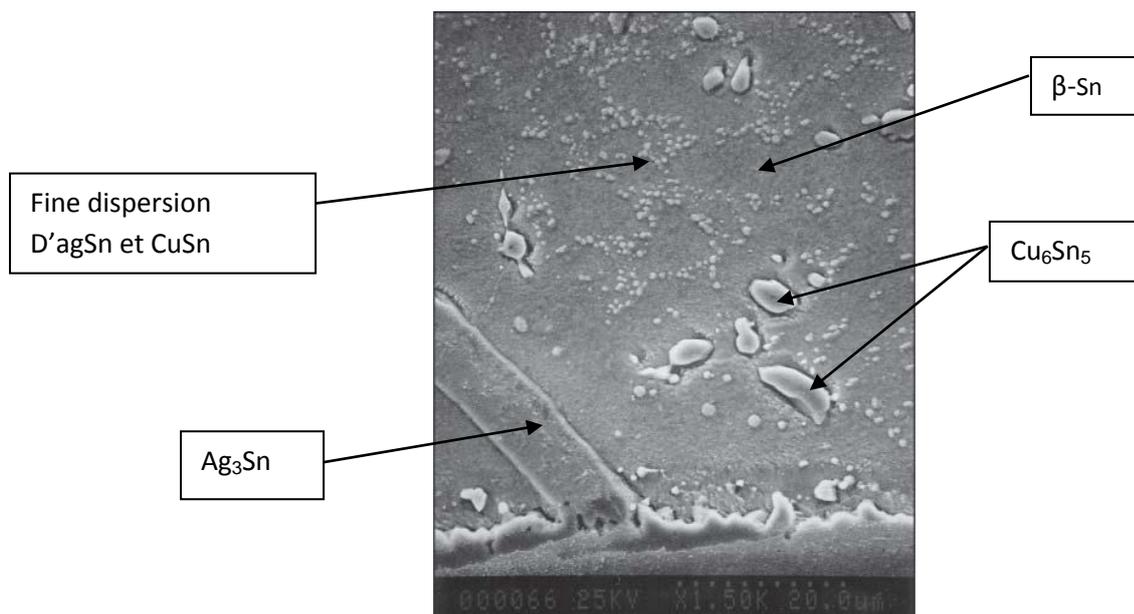


Figure I-6 : microstructure typique brasure SAC 387 (Sn-3.8Ag-0.7Cu) [KAN01]

- la matrice eutectique : elle est composée d'étain (Phase β Sn) et d'une répartition homogène d'argent et de cuivre. Ces éléments n'apparaissent que sous forme de composés intermétalliques. L'eutectique consiste en une fine dispersion de précipités Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 de très petite taille dans une matrice d'étain. La phase d'étain (β Sn) est en grande partie constituée de dendrites (~60% en volume de la structure).

- les dendrites : la microstructure dendritique est due au procédé d'élaboration par refroidissement rapide de l'alliage. Le refroidissement rapide entraîne une surfusion rapide de l'alliage avant que ne se forme l'eutectique. Des dendrites d'étain primaire peuvent alors se former et croître rapidement avant la solidification de l'eutectique.

- En fonction de la composition de l'alliage de larges plaques d' Ag_3Sn et des aiguilles de Cu_6Sn_5 peuvent croître.

Il est également à noter l'absence de composé d'intermétallique ternaire.

Les caractéristiques de cette microstructure telles que la fraction volumique, distribution, et taille des différentes phases (dendrites d'étain et des composés intermétalliques) déterminent les propriétés physiques et mécaniques de la brasure.

3.2.2-Formation de la microstructure

Lors de la fabrication des cartes électroniques, les composants sont reportés sur le circuit imprimé (PCB) en utilisant des profils de refusion afin d'assurer la bonne formation des joints brasés. Les paramètres de ce profil sont : le temps de montée en température (ramp-up), le temps t_L au-dessus du liquidus (état liquide de la brasure $\sim >217^\circ\text{C}$), le pic de température et enfin la pente de refroidissement (ramp-down). Ce dernier paramètre joue un rôle important dans la formation de la microstructure car c'est principalement dans la séquence de solidification que celle-ci se forme. Un exemple de profil de refusion est donné dans la figure I-7 où l'on peut observer l'importance de flux actifs tout au long du profil afin de garder les parties à assembler propres.

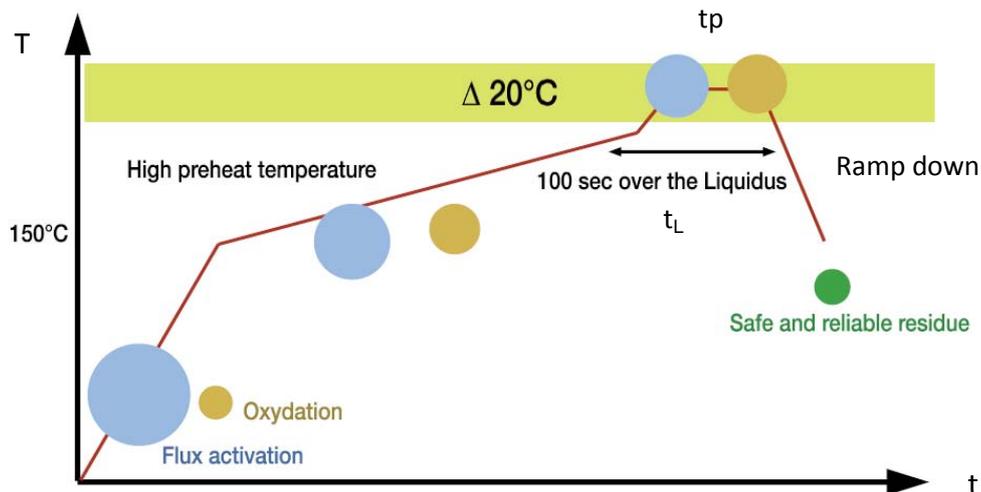


Figure I-7 : Comportement de la crème à braser tout au long du brasage dans un four de refusion [IFT01]

Les différents teneurs de cuivre et d'argent de la brasure vont également jouer un rôle sur l'ordre d'apparition des différentes phases lors de la solidification. Ainsi une très faible variation de la teneur en Cu ou en Ag peut modifier le processus de solidification et par conséquent la microstructure finale.

Afin de comprendre la formation de cette microstructure, une exploitation des diagrammes de phases est importante, car ils vont apporter des indications sur les séquences de solidification en fonction des différentes brasures utilisées.

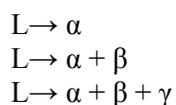
3.3-Diagrammes de phases

Pour les alliages SAC la microstructure dépend donc de leur composition. Par exemple avec l'alliage ternaire Sn-3.5Ag-0.9Cu on s'attend à une microstructure équilibrée soit un mélange de trois phases β -Sn, Ag_3Sn , et Cu_6Sn_5 car ils ont des pourcentages de volume conformes à la composition eutectique.

Un eutectique est un mélange de corps purs qui fond et se solidifie à la même température, contrairement aux mélanges habituels. Il se comporte en fait comme un corps pur du point de vue de la fusion. Par exemple la brasure Sn63-Pb37 est un eutectique. C'est également le point du diagramme de phase (mélange avec une proportion donnée) pour lequel le mélange est à sa température minimale en phase liquide. Cette température est propre à chaque mélange. L'eutectique le plus connu est l'eutectique eau+sel, on sale les routes en hiver afin que la glace forme un eutectique avec le sel, eutectique qui est liquide à des températures négatives modérées (-21°C).

Cependant, une microstructure typique observée dans un joint de Sn-3.8Ag-0.7Cu BGA (figure I-41) n'est pas une microstructure équilibrée, mais plutôt un groupe de structures dendritiques d'étain complexes entourées par un réseau dans lequel chacune des trois phases est entremêlé. En outre, selon la vitesse de refroidissement et sa composition, de grandes plaques d' Ag_3Sn et/ou tiges de Cu_6Sn_5 pro-eutectiques peuvent également être se former. La formation de cette microstructure dendritique est un signe de solidification non-équilibrée lors de la formation du joint de brasure.

La solidification d'un système eutectique ternaire tel que les brasures SAC, est constitué de trois étapes et met en jeu trois phases solides et une liquide. En nommant les trois phases solides α , β , γ et la phase liquide L, les trois étapes seront les suivantes :



Les deux premières vont se dérouler à température variable qui est fonction de la composition du liquide, alors que la troisième se déroule à température fixe. La réaction $L \rightarrow \alpha + \beta$ est appelée réaction binaire monovariante : monovariante car elle possède un seul degré de liberté, et binaire car seulement deux phases solides se forment à partir du liquide. Donc lors de la solidification plusieurs réactions successives vont se produire. A partir des diagrammes ternaires fournis dans la littérature, il sera possible de déterminer l'ordre d'apparition des différentes phases dans les brasures SAC de différentes compositions.

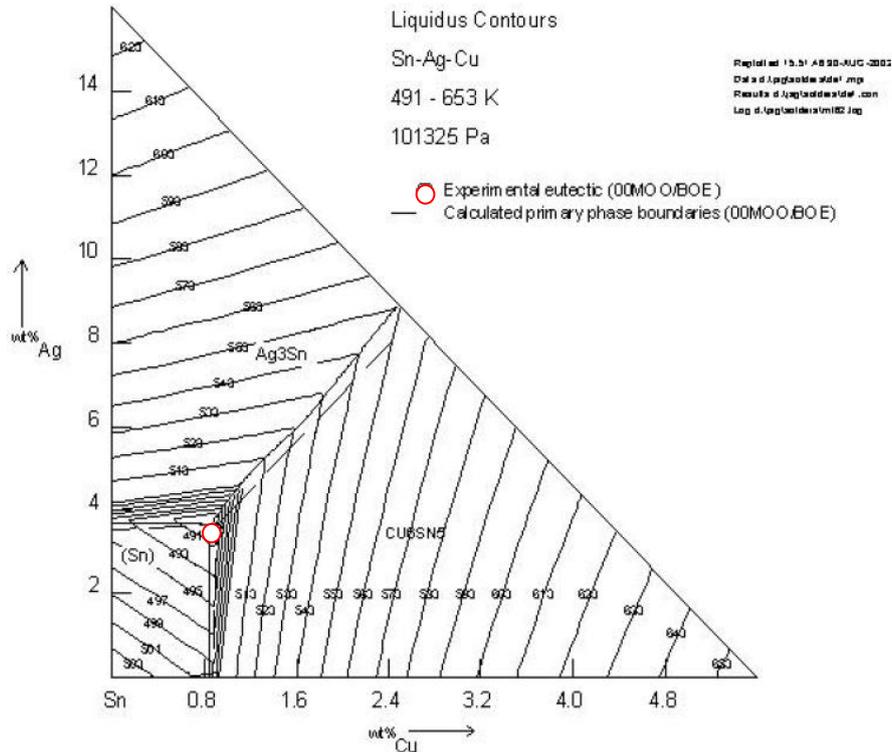


Figure I-8 : Projection du liquidus du système ternaire SAC montrant le point eutectique, les isothermes du liquidus ainsi que les inducteurs de la cristallisation primaire [SCH01].

Le graphe (figure I-8) représente la projection du liquidus du système ternaire SAC montrant le point eutectique, les isothermes du liquidus ainsi que les inducteurs de la cristallisation primaire.

Afin de pouvoir prédire l'ordre de solidification des différentes phases de l'alliage, l'étude de ce graphe se fera en analysant des sections du système ternaire à une température donnée. En se basant sur les sections isothermes du diagramme ternaire et en y reportant la composition d'un alliage SAC, on peut observer la cinétique de refroidissement de l'alliage désiré.

Les différents graphes qui vont suivre représentent donc des sections isothermes du diagramme ternaire aux températures de 240°C, 223°C et 219°C.

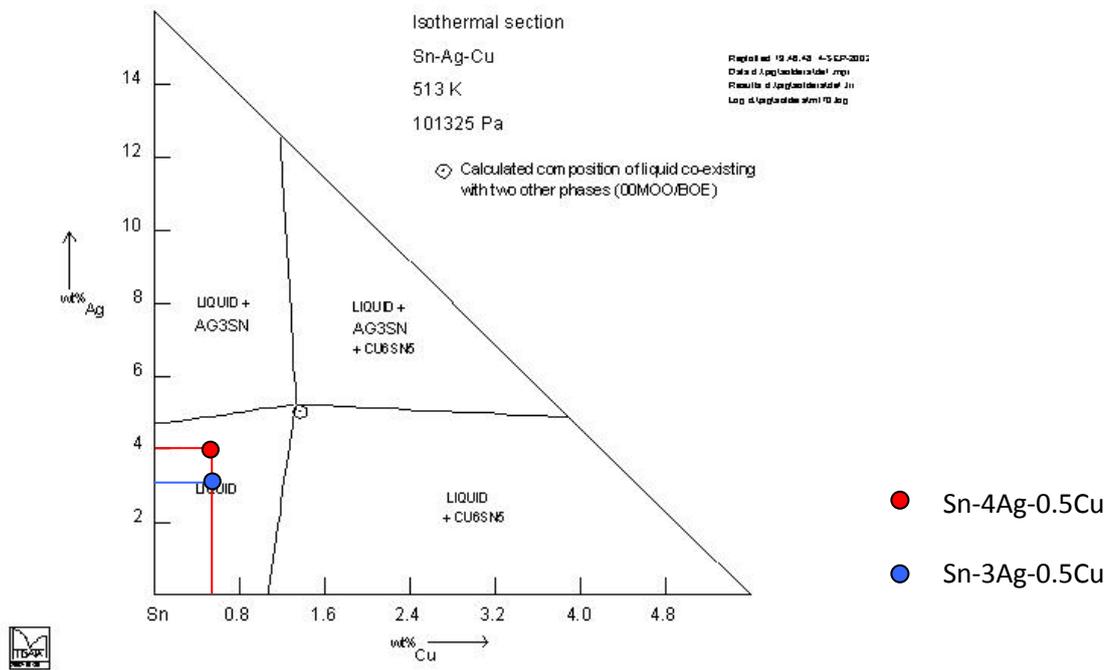


Figure I-9 : Section isotherme du diagramme ternaire à 240°C [SCH01]

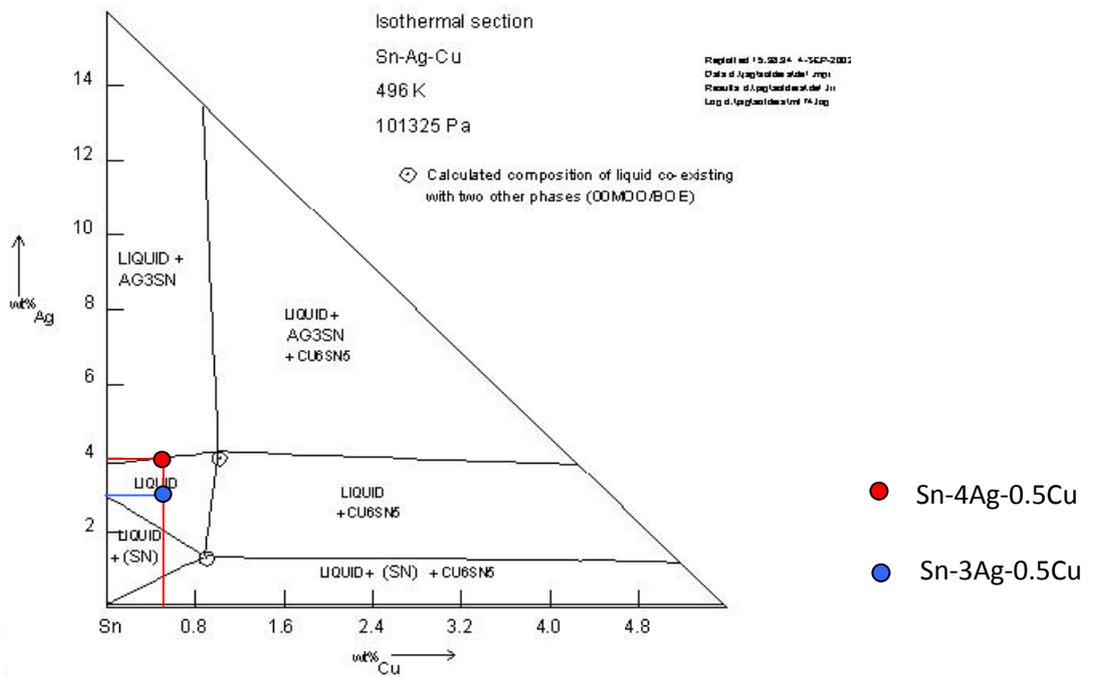


Figure I-10 : Section isotherme du diagramme ternaire à 223°C [SCH01]

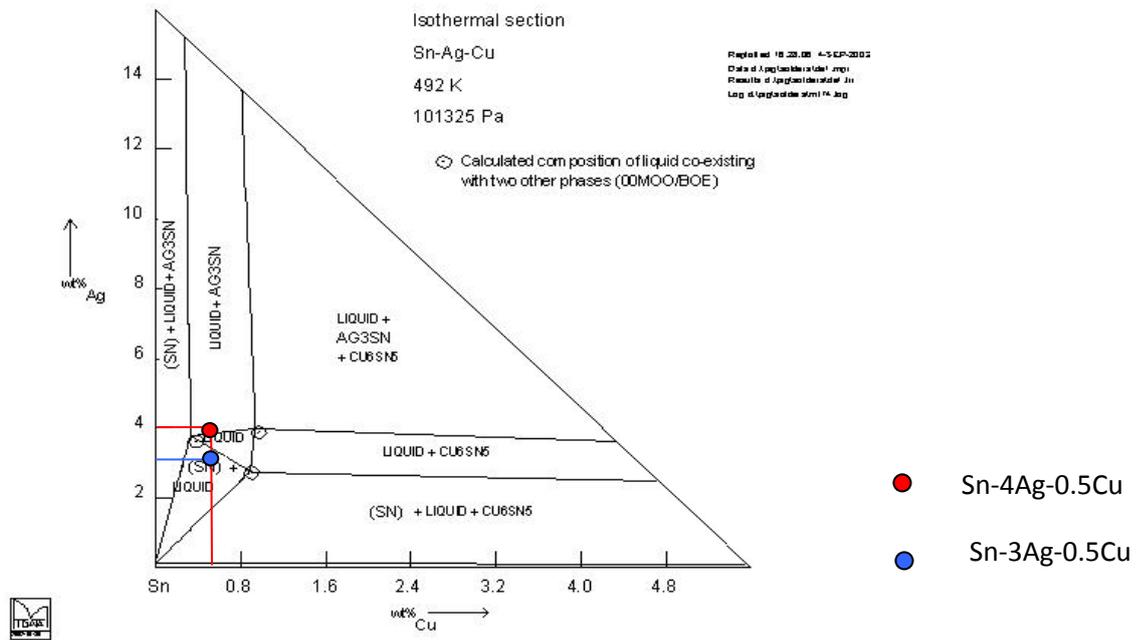


Figure I-11 : Section isotherme du diagramme ternaire à 219°C [SCH01]

Sur les graphes I-9, I-10, I-11 en choisissant deux alliages SAC 405 et 305, on peut constater que la première phase de solidification à 219°C est Liquid + Ag₃Sn pour le SAC 405 et liquid + β-Sn pour le SAC 305.

Ensuite lorsque le refroidissement se poursuit, la réaction monovariante $L \rightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Ag}_3\text{Sn}$ se produit avant d'arriver à 217°C, réaction eutectique $L \rightarrow \beta\text{-Sn} + \text{Ag}_3\text{Sn} + \text{Cu}_6\text{Sn}_5$.

Une représentation schématique d'une coupe du diagramme ternaire au voisinage de la composition eutectique est donnée sur la figure I-12.

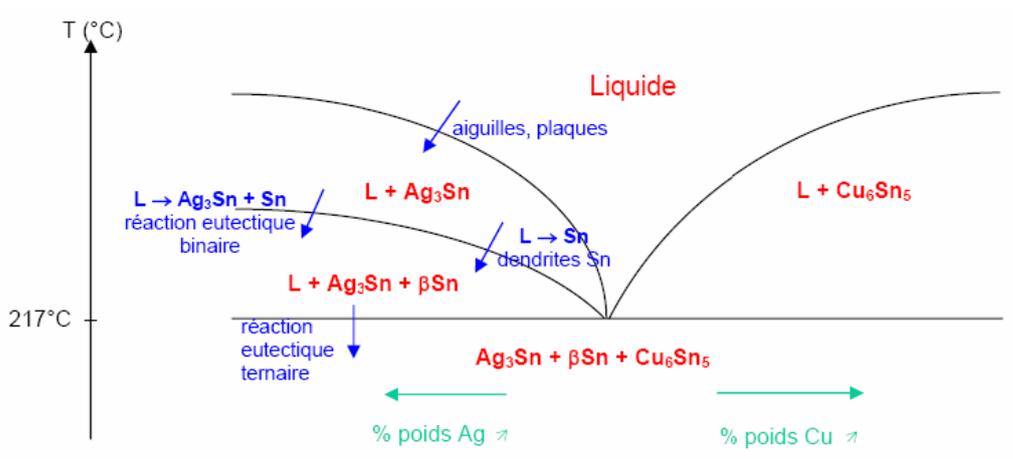


Figure I-12 : Diagramme ternaire brasure SAC [SID01]

Au vu de la microstructure et compte tenu des données disponibles sur le diagramme ternaire SAC, la séquence de solidification proposée pour les alliages SAC 387 est la suivante :

- 1- $L \rightarrow Ag_3Sn$ sous forme de larges aiguilles ou plaques. Ces aiguilles se trouvent au sein de la microstructure dendritique.
- 2- $L \rightarrow Sn$ (dendrites d'étain primaire). Compte tenu du phénomène de surfusion qui entraîne la croissance rapide des dendrites d'étain, on peut considérer que la microstructure qui entoure les larges aiguilles d'intermétallique Ag_3Sn est issue d'un procédé de solidification indépendant.
- 3- $L \rightarrow Ag_3Sn + Sn$ réaction eutectique binaire.
- 4- $L \rightarrow Ag_3Sn + Sn + Cu_6Sn_5$ réaction eutectique ternaire.

Les précipités d' Ag_3Sn au sein de la microstructure eutectique sont de petite taille comparés à la taille des précipités qui apparaissent lors de la réaction 1.

Au sein de la microstructure eutectique les précipités ont des tailles voisines du micron alors que la taille des plaques qui se forment lors de la réaction $L \rightarrow Ag_3Sn$ peut atteindre plusieurs centaines de microns.

Tous ces diagrammes montrent l'influence de la teneur en Ag et en Cu sur l'ordre d'apparition des différentes phases lors de la solidification.

La même démarche est suivie pour n'importe quel autre alliage SAC. Quelques autres exemples sont donnés ci-dessous tirés du modèle de Scheil [KIM01], ces graphes représentent la température en fonction du pourcentage massique de solidification. Les différentes phases sont également présentes sur le graphe de la figure I-13.

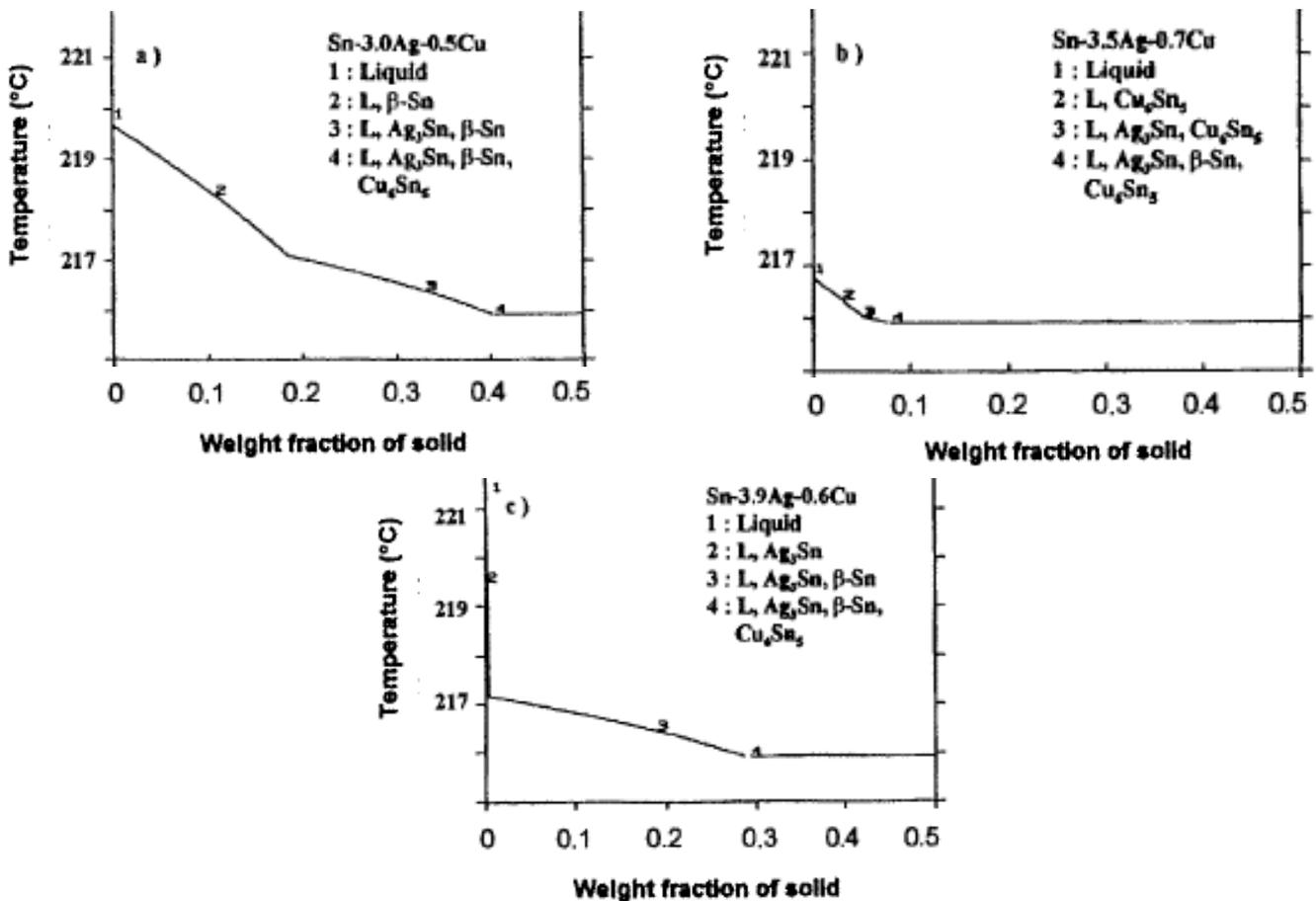


Figure I-13 : Température en fonction du pourcentage massique de solidification calculée à partir des équations de Scheil pour 3 brasures SAC : 305, 357, 396 [KIM01].

Ces différences dans l'apparition des phases lors de la solidification en fonction de l'alliage sélectionné, vont également permettre de comprendre les variations de taille des intermétalliques (Ag_3Sn , Cu_6Sn_5). En effet selon l'ordre d'apparition de différentes phases, les intermétalliques auront plus ou moins le temps de se développer.

3.4-Influence des pourcentages massiques de Cuivre et d'argent sur la microstructure.

La microstructure des brasures riches en étain (Sn-rich) est fortement influencée par des éléments d'alliage, tels que l'Ag et le Cu pour la SAC. Par exemple l'accroissement dendritique, β -Sn primaire, est une structure cristalline bien courante dans les brasures binaires ou ternaires riches en étain telles que Sn-0.7Cu, Sn-3.5Ag, et Sn-3.8Ag-0.7Cu. Il est plus difficile d'observer une structure dendritique dans l'étain pur, malgré tout, l'accroissement de dendrites y a déjà été observé [KAN02].

3.4.1-Influence du pourcentage massique d'argent

Les effets du pourcentage massique d'Ag dans les alliages SAC ternaires proches de la composition eutectique ont été évalués pour des concentrations d'Ag de 3,8% à 2,0% [KAN02, 03, 04]. Pour des concentrations massiques d'Ag entre 2,0 et 3,8%, la température de fusion et la différence entre le liquidus et le solidus (quantité de zone pâteuse) des alliages SAC sont globalement les mêmes que pour l'eutectique ternaire. Lorsque l'on utilise un taux intermédiaire de refroidissement de 1°C/s , la phase pro-eutectique d' Ag_3Sn peut facilement croître en grandes plaques pour des concentrations massiques d'Ag supérieures à 3%. Quand le contenu d'Ag inférieur à 3wt%, la formation de grandes plaques d' Ag_3Sn est considérablement réduite même dans des conditions extrêmement lentes de refroidissement, telles que $0,02^\circ\text{C/s}$. Le tableau I-6 répertorie le nombre de billes ayant de grandes plaques d' Ag_3Sn sur le nombre total de billes par BGA en fonction de l'alliage.

Solder Composition (wt. %)	Solder Form*	# of Solder Balls with Large Ag_3Sn Plates
Sn-3.8Ag-0.7Cu	1	76/100
Sn-3.4Ag-0.9Cu	1	5/100, 10/100
Sn-3.0Ag-0.9Cu	1	6/100, 3/100
Sn-2.5Ag-0.9Cu	1	1/100, 0/100
Sn-2.0Ag-0.9Cu	1	0/100, 0/100
Sn-3.5Ag	2	Few
Sn-3.8Ag-0.35Cu	2	Many
Sn-3.8Ag-0.7Cu	2	Many

* 1 = BGA balls; 2 = ingot

Tableau I-6 : Influence de la composition de l'alliage sur la formation des plaques d' Ag_3Sn [KAN03]

Les dendrites de la phase β -Sn et la structure eutectique ternaire semblent devenir plus fines à mesure que le contenu d'Ag augmente. Une configuration de dendrites ainsi que des structures eutectiques ternaires fines engendrent une dureté de microstructure plus élevée, comparée à une microstructure grossière. Une structure plus fine augmente la dureté du matériau, donc il devient moins ductile (résistance aux chocs mécaniques plus faible), en revanche sa résistance au fluage est améliorée (meilleure tenue en variation rapide de température). Ceci est illustré par le graphe de la figure I-14.

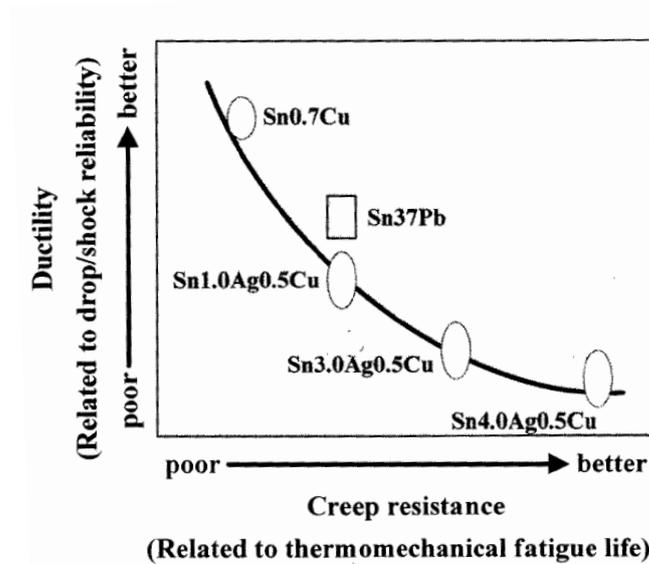


Figure I-14: influence de la concentration d'Ag sur la tenue mécanique et thermomécanique [SAM01]

3.4.2-Influence du pourcentage massique de cuivre

Les effets de la concentration du Cu sur la microstructure ont été menés dans une étude sur les propriétés mécaniques des alliages SAC [VIA01]. L'effet du Cu a été vérifié en faisant varier le pourcentage massique (%wt) de Cu de 0,2 à 0,7. Il a été constaté que la microstructure était susceptible de produire un accroissement dendritique du β -Sn à mesure que le contenu de Cu augmentait. L'effet du contenu de Cu sur la formation de la phase primaire d' Ag_3Sn a également été vérifié [KAN05]. La présence du Cu dans la brasure semble favoriser la formation de grandes plaques d' Ag_3Sn lors de la solidification, probablement en aidant la nucléation de ces plaques. Un autre effet important de la concentration de Cu est l'influence sur l'état pâteux qui correspond à la différence de température qui sépare le Liquidus et le Solidus dans un alliage. Plus il est faible, plus la structure est homogène. Celui-ci est sensible au %wt de Cu en comparaison de l'effet du %wt Ag qui est quasi-nul : une étude montre qu'avec %wt Ag variant de 2,1% à 2,7%, l'état pâteux passe de 2 à 4°C avec 0,7% de Cu ; en revanche il passe de 15°C à 17°C avec 0,9% de Cu.

De plus en comparant la microstructure de Sn-3.5%Ag à ceux des alliages SAC, on note que la présence du Cu dans les alliages SAC, introduit un accroissement plus dendritique du β -Sn.

3.5-Influence de la pente de refroidissement

La microstructure des joints brasés est sensiblement influencée par les conditions de refusion : pic maximum de température, vitesse de refroidissement, volume de brasure, ainsi que par d'autres facteurs. La microstructure qui en résulte est affectée par les phénomènes de croissance des phases constitutives.

La figure I-49 montre un exemple de la microstructure des billes de brasure du BGA en SAC (Sn-3.8Ag-0.7Cu) solidifié à deux taux différents de refroidissement : (a) par taux très rapide de refroidissement (approximativement 100°C/s), et (b) un taux très lent de refroidissement (0,02°C/s).

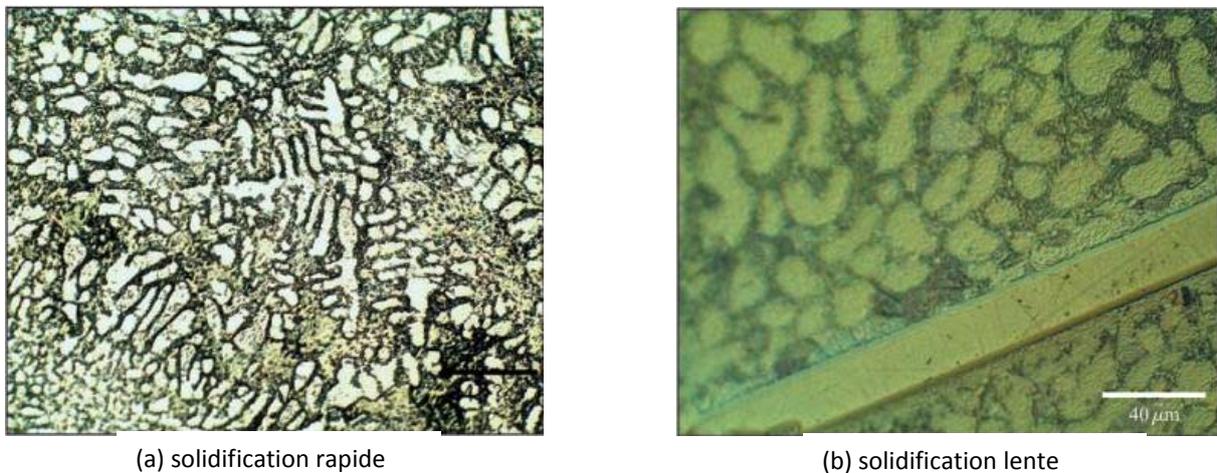


Figure I-15 : Influence de la vitesse de refroidissement sur les billes d'un BGA [SID01]

Dans la bille rapidement refroidie du BGA (figure I-15 (a)), la structure fine et primaire des dendrites β -Sn est bien développée, et la microstructure ternaire est solidifiée dans la région interdendritique ; aucune phase pro-eutectique n'est notée. Dans la bille refroidie très lentement (figure I-15 (b)), la structure dendritique est confinée dans une forme ronde plutôt grande. L'espacement entre les structures ternaires de phase devient plus grossier en comparaison de la structure rapidement refroidie. Un processus plus rapide augmente les gradients de température aux avants des dendrites provoquant un embranchement des dendrites plus fin.

Ainsi, les taux de refroidissement lents ou modérés ont un effet significatif sur la microstructure des alliages SAC, avec la formation des grandes plaques pro-eutectiques d'Ag₃Sn qui affaiblissent les propriétés mécaniques du matériau. L'accroissement de telles plaques peut être réduit en utilisant une pente de refroidissement rapide : 1,5°C/s ou plus, pendant le processus de refusion. Cependant, un taux rapide de refroidissement n'est pas toujours pratique, particulièrement avec les substrats qui ont une grande masse thermique. Un refroidissement rapide améliore les propriétés mécaniques, mais peut également produire quelques effets secondaires non désirés, tels que la tension thermique ou la déformation dans un substrat.

L'influence de la pente de refroidissement diminue avec le volume de brasure. En microélectronique, les volumes de brasure sont petits et dissipent rapidement la chaleur latente déclenchée pendant le processus de solidification. Ils ont donc généralement les caractéristiques d'une microstructure rapidement solidifiée. Des essais effectués sur quatre tailles de billes (1100, 590, 270, 130 μm) et trois pentes de refroidissement (0,14 1,1 et 10,9 $^{\circ}\text{C/s}$) le confirment [MUE01] : il n'y a quasiment pas d'influence sur l'orientation des grains d'étain pour les petits diamètres de bille. Seules les billes de diamètre 1100 et 590 μm montrent un léger changement en fonction de la vitesse de refroidissement.

D'une manière générale plus le volume de brasure est grand plus la taille des dendrites est importante, il est même à noter que la structure dendritique n'est plus présente dans la plus petite bille, elle est constituée de petits intermétalliques entourés de la matrice d'étain (figure I-16 (d)).

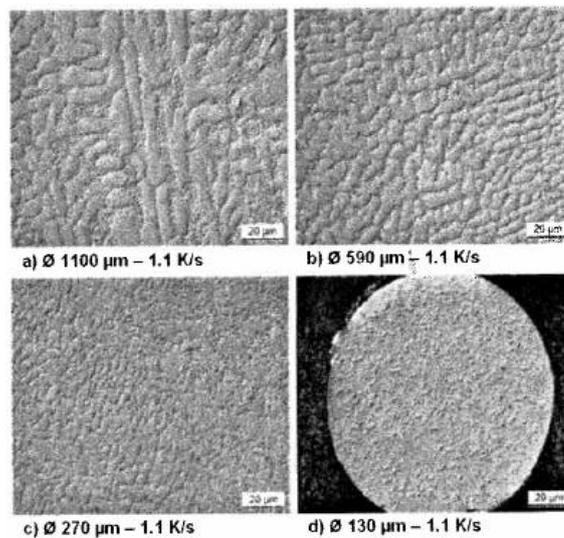


Figure I-16: taille des dendrites d'étain en fonction du volume de brasure [MUE01]

3.6-Formation des grains d'étain dans la brasure

Comme nous avons pu le voir précédemment, outre les composés intermétalliques, l'embranchement ainsi que la taille des dendrites d'étain jouent un rôle important dans la tenue mécanique des joints brasés. En terme de typologie microstructurale, la phase d'étain $\beta\text{-Sn}$ est en grande partie constituée de dendrites (voir figure I-17 a et b), qui représentent jusqu'à 60% en volume de la structure.

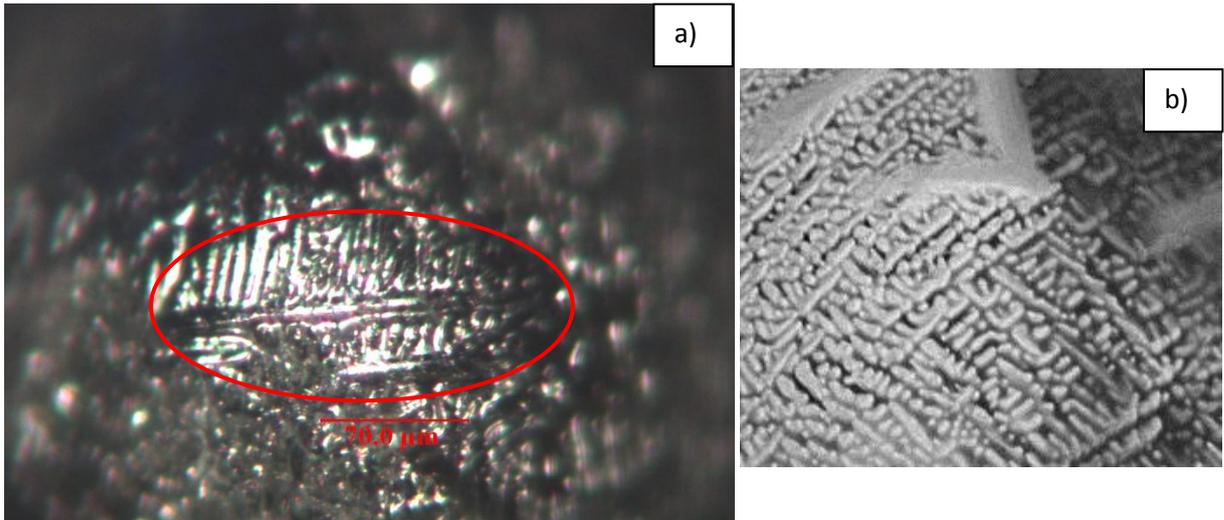


Figure I-17 : dendrites d'étain vue sur la surface d'un joint de brasure sans plomb a) binoculaire b) MEB

Lors de la solidification, la formation des dendrites commence par les endroits les plus froids, donc les bords. La solidification de cette phase β -Sn est rapide en raison de la cinétique intrinsèque d'accroissement des dendrites d'étain. Un joint de brasure typique se solidifie (ou quasi-totalement) en moins d'une seconde après l'initiation (ou nucléation) de la croissance de la phase β -Sn qui représente plus de 90% du pourcentage massique de la brasure. La solidification rapide et la libération associée de la chaleur latente de fusion causée par la hausse de température associée au volume de brasure (sursufusion de l'alliage) suppriment ainsi la nucléation des autres phases. On ne trouve pas de particules de composés intermétalliques à l'intérieur des branches de dendrite d'étain pur. La nucléation et l'accroissement de ces substances particulières se produisent probablement en majeure partie dans la phase liquide sursaturée, lors de la croissance de ces dendrites s'entremêlant les unes avec les autres durant la solidification. Par conséquent, les substances particulières de composé intermétallique (eutectique ternaire) entourent et forment le contour des dendrites d'étain. Egalement, selon la composition de l'alliage, si la solidification de la phase β -Sn apparaît plus tôt que les autres phases, cela réduit considérablement la taille des précipités d'intermétalliques. En effet, pour une brasure SAC contenant 3% d'argent ou moins la première phase de solidification est β -Sn, par conséquent ces types de brasure SAC développeront moins de larges plaques d' Ag_3Sn et d'aiguilles de Cu_6Sn_5 que celles contenant plus de 3% d'argent.

Il est possible d'observer des grains d'étains qui sont en fait des paquets de dendrites d'orientation différente. En effet, du fait de sa structure cristalline tétragonale, la phase β -Sn est biréfringente en lumière réfléchiée à partir d'une surface polie et révélée. En utilisant une lumière polarisée sous microscope, on peut donc distinguer les différentes orientations cristallographiques de la phase β -Sn, car elles présentent un contraste différent. Un exemple est présenté ci-dessous sur une bille de BGA, figure I-18.

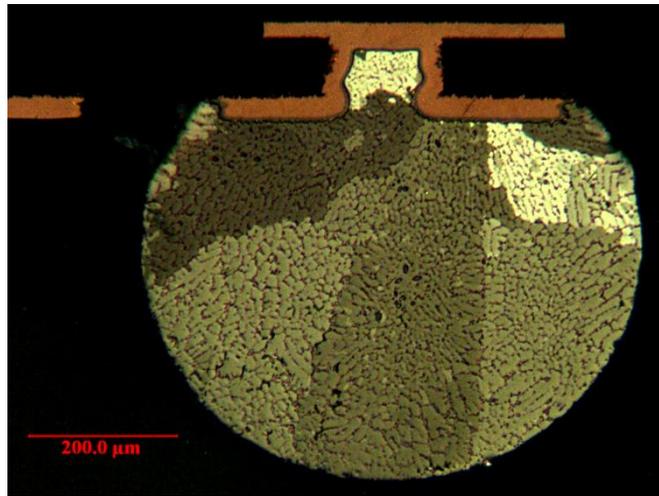


Figure I-18 : vue au microscope optique d'une bille de BGA SAC 105 sous lumière polarisée.

Il s'agit d'une brasure SAC 105 dans laquelle on distingue 5 grains d'étain, il est également à noter qu'aucune grande plaque ou aiguille d' Ag_3Sn et Cu_6Sn_5 n'est présente dans cet alliage.

Cette technique d'observation permet donc de visualiser le nombre d'orientations cristallines des dendrites d'étain présentes dans un joint brasé. Des études [HEN01] ont montré que la croissance de ces grains provient en général d'un site de nucléation commun, et par conséquent sont tous plus ou moins liés. Le nombre de ces grains présents dans des billes de BGA est indépendant de la température de refroidissement dans la gamme de $0,5^\circ\text{C}$ à 3°C/s . Le nombre de grains d'étain est variable de 1 à 12 grains par bille, la moyenne étant à peu près de 6 grains.

La photographie de la figure I-19 montre clairement le côté aléatoire de la formation de ces grains, variant d'un seul à 7 grains, sur le plan de coupe réalisé.

Il est donc important de souligner la dépendance entre les dendrites d'étain dans les billes de brasure SAC. Comme ce composé constitue la majorité de la fraction totale du volume de microstructure, la microstructure d'un joint de brasure SAC est susceptible d'être fortement anisotrope. Ainsi, les propriétés communes des billes sont susceptibles d'être anisotropes. Ceci explique un comportement différent d'une bille à l'autre d'un BGA.

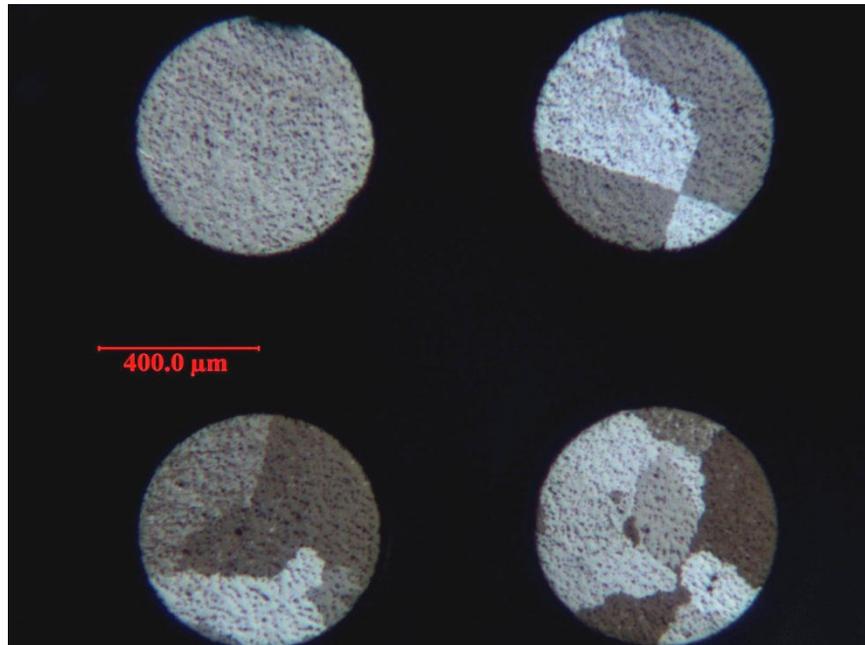


Figure I-19 : vue au microscope optique de billes de BGA SAC 105 sous lumière polarisée.

3.7-Intermétalliques de contact

Les intermétalliques se créent à la jonction de deux matériaux différents. De ce fait les intermétalliques se trouvent au niveau finition PCB/Brasure et finition du composant/brasure. Ils se forment lors du processus de brasage et sont composés d'éléments issus du métal de base (finitions) et d'autres éléments issus du métal d'apport (brasure). L'épaisseur de l'intermétallique va croître avec le vieillissement thermique par un processus de diffusion tant à l'état liquide qu'à l'état solide. Si leur présence, après report du composant, assure une bonne qualité du joint brasé, en revanche lors de sollicitations mécaniques (vibrations, chocs...) cette couche peut être propice à la propagation des fissures, si elle est trop épaisse. Au cours du vieillissement thermique leur épaisseur augmente pouvant faire apparaître des couches intermétalliques cassantes qui altèrent la fiabilité du joint de brasure. Il est donc important de porter attention à leur formation ainsi que leur évolution au cours du temps. Cette partie est développée dans le chapitre II.

3.8-Lacunes, ou « Voids »

Les « voids » sont des lacunes présents dans la brasure et formés lors du report des composants sur le circuit imprimé. Ce type de défaut n'est pas inhérent aux brasures SAC, le phénomène étant déjà présent pour les brasures étain-plomb, malgré tout leur proportion demeure encore aujourd'hui plus importante avec les brasures sans plomb. Si leur présence n'a pas réellement d'influence négative sur la tenue du joint brasé, selon leur type et leur position aléatoire, ils peuvent tout de même affaiblir la brasure soumise à des sollicitations mécaniques et thermomécaniques. Nous présentons dans ce paragraphe une classification de ces « voids », en fonction de leur taille et des phénomènes qui les induisent.

3.8.1-« Macro-voids »

Ces lacunes sont générées par l'évolution des composés volatiles des flux présents dans la brasure. Ils se forment aléatoirement dans la brasure, pas seulement aux interfaces. Ils sont communément appelés lacunes de procédés, car ils se forment lors du report des composants. Ils ont un diamètre compris entre 100 et 300 microns.

L'IPC-7095A recommande néanmoins que la présence de ces lacunes n'exécède 25% de la surface du joint brasé. Un exemple de ce type de lacunes est donné en figure I-20.

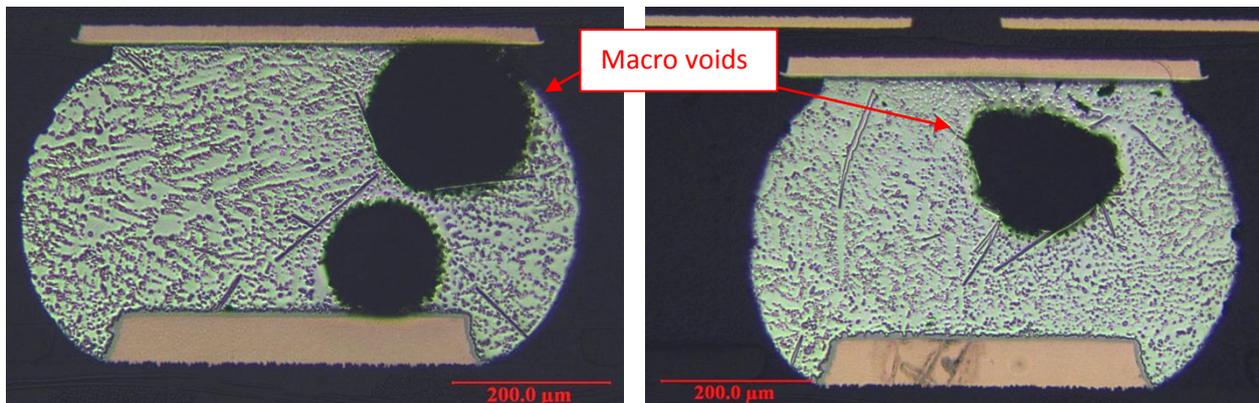


Figure I-20 : Macro voids

Pour limiter la formation de ces lacunes il faut donc bien connaître la nature des solvants utilisés et prendre les flux les mieux adaptés au profil de refusion utilisé (pic de température, temps au-dessus du liquidus, temps d'activation du flux, pente de la rampe...). La nature des finitions choisies Sn, NiAu, Cu ont des comportements différents, il est donc important de contrôler ces paramètres afin de limiter leur présence.

3.8.2-« Planar micro voids »

Ce sont de petites lacunes de l'ordre de 25 micromètres de diamètre. Ils se trouvent essentiellement à l'interface de la bille de brasure et du circuit imprimé (Figure I-21).

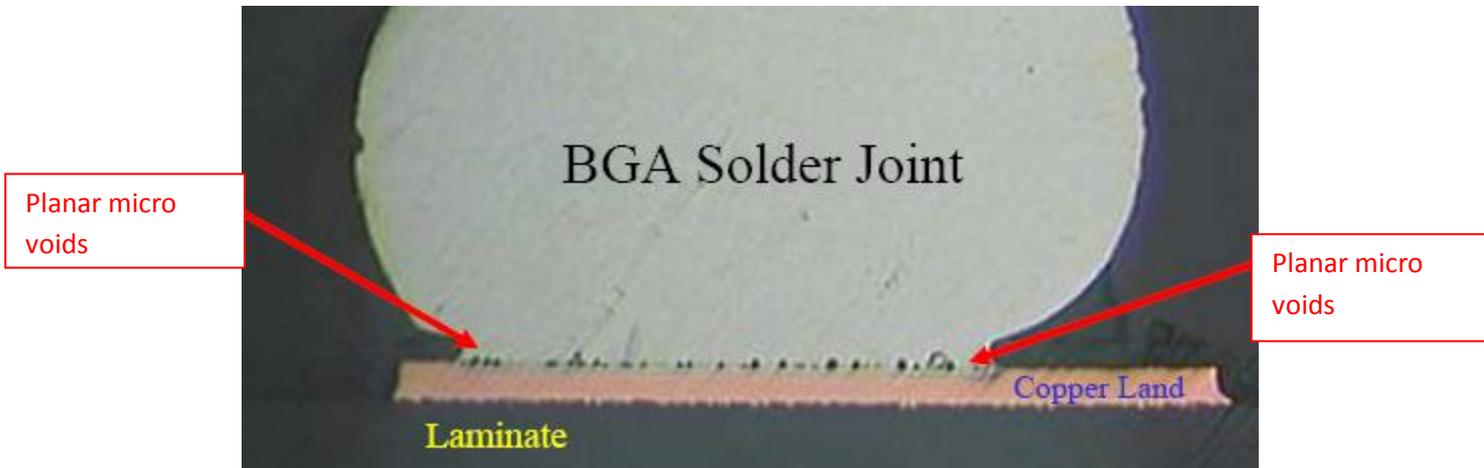


Figure I-21: Planar micro voids [ASP01]

Ce type de lacune se forme avec les finitions immersion argent (ImAg) Nickel-or (ENIG) et cuivre passivé OSP.

La cause pourrait venir d'anomalies lors du processus d'application des finitions de surfaces, mais la cause racine n'a pas été pour le moment trouvée, beaucoup d'hypothèses ont été émises dans le monde de l'industrie. Ils sont également appelés « voids Champagne ».

En revanche Ces lacunes peuvent présenter un risque pour la fiabilité des joints brasés. Ce phénomène a été mis en évidence sur des « chips résistifs 1206 » reportés sur un substrat aluminium avec une finition OSP voir figure I-22.

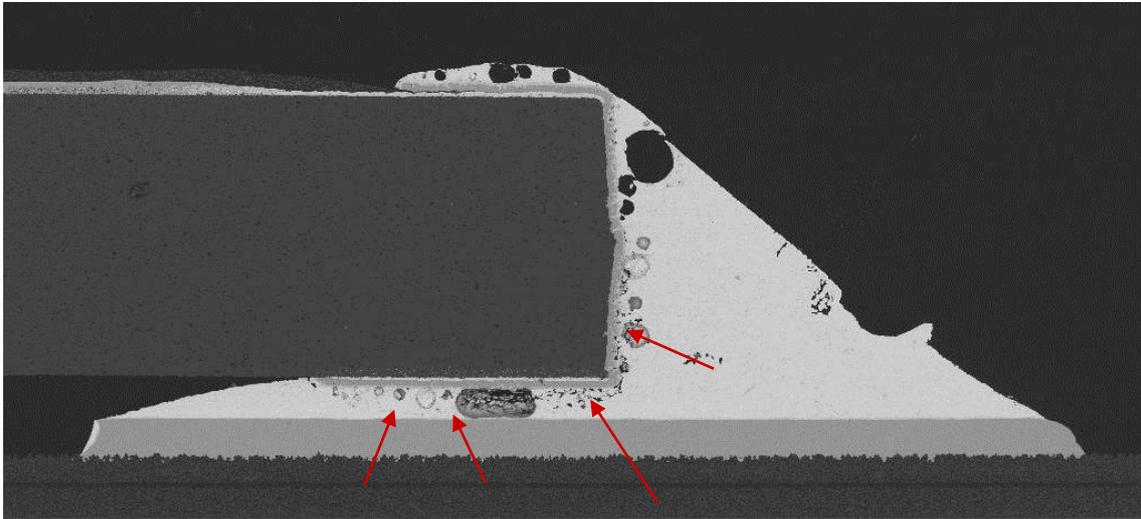


Figure I-22 : Chip 1206 reporté sur substrat aluminium avec finition OSP

Sur la photo ci-dessus on peut observer la présence de ces lacunes le long de la finition du composant. La photo suivante (figure I-23) montre l'évolution de la brasure après sollicitation thermomécanique (500 cycles $-55/+125^{\circ}\text{C}$).

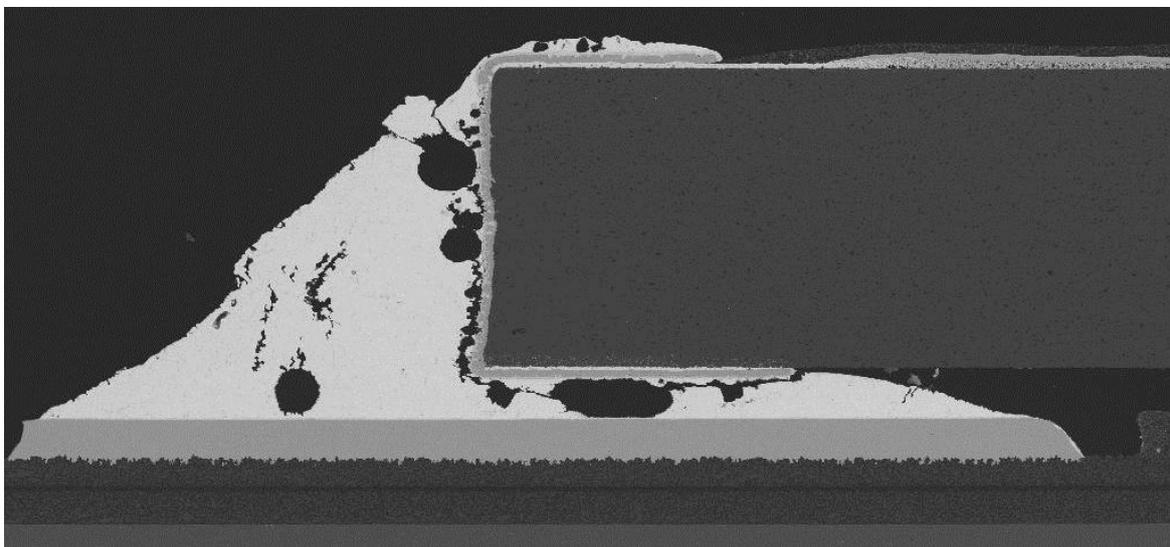


Figure I-23 : Chip 1206 reporté sur substrat aluminium avec finition OSP, après 500 cycles $-55/+125^{\circ}\text{C}$

La fissure s'initiant sous le composant se propage le long du composant en suivant les lacunes. Dans ce cas la présence des lacunes modifie le mécanisme de défaillance du joint brasé et peut provoquer une ouverture électrique plus précoce.

3.8.3-« Shrink hole voids »-Lacunes de surfusion

Techniquement, ces lacunes de surfusion ne sont pas vraiment des lacunes, ce sont des fissures linéaires provenant de la surface des billes de brasure. Ils ne se trouvent pas exclusivement dans les billes de BGA, on les trouve également dans les trous métallisés (vias), ainsi que dans les brasures de composants cms céramique.

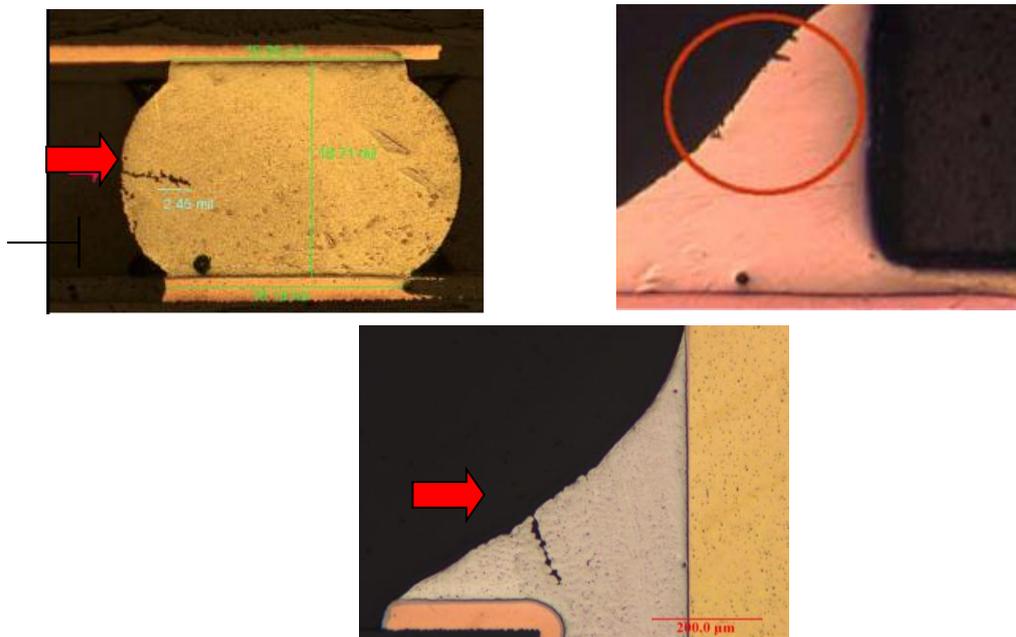


Figure I-24 : Quelques exemples de lacunes de surfusion

Ils sont causés par la séquence de refroidissement des brasures SAC, par conséquent ils sont spécifiques aux joints sans plomb.

Ils n'ont pas d'impact sur la fiabilité en sollicitation thermomécanique des joints brasés car ce ne sont pas des fissures, c'est-à-dire qu'ils ne continuent pas de se propager. En revanche, ils peuvent être à l'origine de l'apparition de fissures en sollicitation mécanique, notamment en vibration comme cela a pu être observé lors des essais présentés dans le chapitre III.

3.8.4-Lacunes dans les micro-vias

Comme leur nom l'indique, ces lacunes sont causées par la présence de micro-vias, et ont un diamètre de l'ordre de 100 micromètres, ils ne sont pas uniques aux brasures sans plomb (figure I-25).

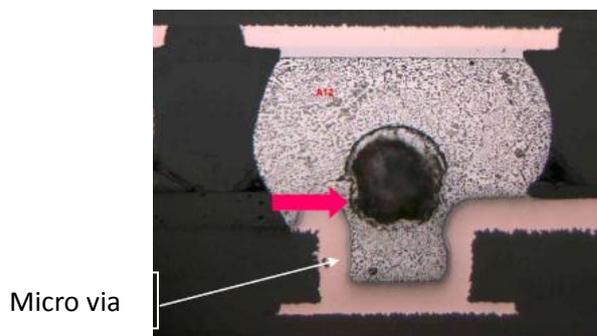


Figure I-59: voids dans les micros-vias

3.9-Conclusion

Les directives européennes bannissant l'utilisation de plomb dans les assemblages de l'industrie électronique ont nécessité des efforts afin de trouver de nouveaux alliages pouvant remplacer l'étain-plomb. Malgré des exemptions, notamment dans le domaine militaire, c'est l'aspect économique qui pousse ces entreprises à utiliser des alliages sans-plomb.

Dans un premier temps il a été question de choisir un alliage potentiellement capable d'évoluer dans des environnements sévères et de le caractériser. Après étude des alliages disponibles sur le marché, c'est la brasure SAC (SnAgCu) avec un pourcentage massique d'argent compris entre 3 et 4% qui a été choisie car elle présentait le meilleur compromis entre comportement thermique et mécanique.

Ce changement d'alliage de brasage entraîne également de nombreux changements au niveau de l'assemblage (composant, PCB, brasure) : un nouveau procédé de fabrication, l'apparition de nouveaux défauts et en particuliers de nouvelles lacunes. Il remet également en cause les procédés d'observation mais aussi la durée des tests de qualification car les facteurs d'accélération sont différents.

Ceci a été passé en revue dans ce chapitre : outre une synthèse bibliographique nous avons présenté une méthode d'analyse des joints brasés sans plomb fiable reproductible. Dans les chapitres suivants, nous nous intéresserons au vieillissement de ces alliages en environnement sévère correspondant aux applications militaires. Nous verrons donc l'évolution des assemblages SAC au niveau macroscopique et microstructural soumis à des sollicitations thermiques, mécaniques et thermomécaniques.

II- Etude en stockage thermique : vieillissement purement thermique

Dans certaines applications, le profil de vie d'un produit peut comporter une longue période de stockage avant utilisation. Par exemple, dans le cas d'applications militaires, un missile subit une longue période de stockage avant le tir. Lors de sa période de vie utile, ou opérationnelle, il est alors placé sous les ailes d'un avion et donc soumis à de fortes vibrations durant le vol. Finalement, il est contraint à un fort choc pyrotechnique au moment du tir puis de nouveau à de forts niveaux de vibrations avant impact. Il faut donc s'assurer de la bonne tenue du joint brasé après ce stockage, de durée qui peut atteindre quelques mois, voire quelques années. Cette période de stockage est étudiée en laboratoire en accélérant le temps par une élévation de température.

Pour les brasures étain-plomb, ce vieillissement isothermique s'accompagnait d'un vieillissement de la microstructure du joint brasé par coalescence des phases d'étain et de plomb et une croissance des intermétalliques de contact par diffusion. Pour les brasures sans plomb, composées majoritairement d'étain, le mécanisme de vieillissement est probablement très différent. Il est donc important d'observer et d'analyser les différents phénomènes qui se produisent avec une brasure sans plomb afin de pouvoir modéliser les mécanismes d'évolution, et de vérifier si une longue période de stockage affecte la fiabilité du joint brasé.

Ainsi, cette partie vise à suivre et à comprendre l'évolution de la microstructure des brasures SAC sous sollicitation thermique à température constante. Dans cette optique, des essais ont été menés afin d'appréhender l'impact d'un vieillissement isothermique sur les joints de brasure SAC. Trois gammes de température ont été utilisées : 80°C, 125°C et 150°C pour une durée d'exposition totale de 1000h. L'interprétation est menée à partir de l'analyse de l'évolution des composés intermétalliques d'interface depuis leur formation au moment de la phase d'assemblage, jusqu'à l'arrêt du test, d'une part, et de la microstructure du volume du joint pendant ces mêmes étapes, d'autre part.

1-Présentation du véhicule de test

1.1-Description du véhicule de test

Le véhicule de test est composé de six BGA 780 I/O (entrée/sortie) avec des billes de brasure en SAC 305, figure II-1. Ces composants sont de type Daisy-chain, c'est-à-dire qu'ils ne sont pas fonctionnels mais sont représentatifs de la technologie du composant. Ils permettent aussi une mesure de l'intégrité des joints de brasure, ceux-ci étant connectés entre eux par des courts-circuits francs ('chain '). Cette possibilité de mesure électrique n'a toutefois pas été utilisée lors de ces essais.

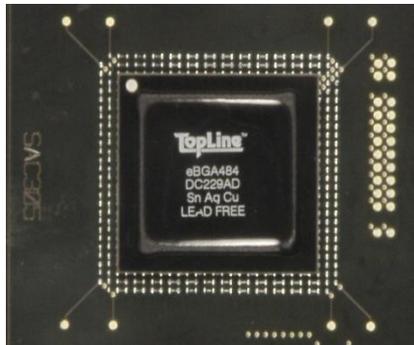


Figure II-1 : BGA 780 I/O avec billes de brasure en SAC 305

Ces composants ont été reportés en phase vapeur, dont le profil de refusion présente un pic de température à 240°C, sur deux circuits imprimés avec des finitions différentes. Les circuits imprimés sont de type FR4. Le matériau FR4 est un composite de résine époxy renforcé de fibre de verre dont la température de transition vitreuse (Tg ou Glass Transition Temperature) du retardateur de flamme (FR : Flame Retardant) standard est assez basse, qui varie depuis 115°C environ, et jusqu'à 200°C pour les 'highTg', selon les méthodes de fabrication et les résines utilisées. Dans cet essai le PCB FR4 a une Tg de 170°C. Deux types de finitions ont été utilisés, une nickel-or (ENIG : Electroless/Immersion Gold) et une en étain pur (Immersion Sn). Trois composants ont été reportés sur un PCB avec finition ENIG, et les trois autres sur la finition étain pur. La brasure utilisée pour le report des composants est une brasure SAC 305. Les véhicules de test ont été nettoyés après assemblage.

1.2-Description de l'essai de vieillissement accéléré

Les véhicules de test ont été placés deux par deux (1ENIG et 1ImmSn) dans trois étuves simple chambre (figure II-2). Les étuves ont été calibrées selon trois gammes de température : 80°C, 125°C, 150°C. Le suivi de la température de la chambre a été réalisé au moyen d'une sonde qui a montré des fluctuations maximales de la température des étuves de moins d'un degré Celsius.

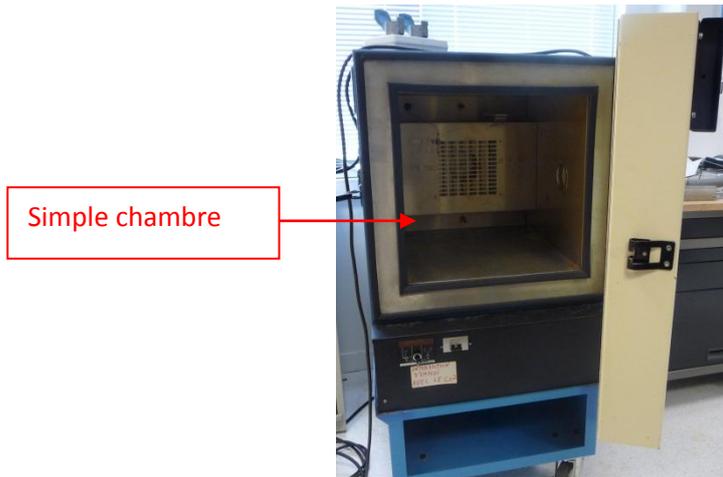


Figure II-2 : Exemple d'une étuve utilisée lors de l'essai de stockage thermique

L'essai a été conduit jusqu'à 1000 heures. Des micro-sections ont été réalisées toutes les 250 heures.

2-Analyses et résultats

2.1-Description des analyses

Le prélèvement s'effectue de la manière suivante : à $t=0$ une tranche de l'échantillon est coupée au moyen d'une scie à fil (environ 4 rangées de billes, voir figure II-3), puis le reste de l'échantillon est replacé en étuve. La tranche prélevée est enrobée, puis micro-sectionnée selon la gamme définie dans le tableau III-1 afin de pouvoir analyser la microstructure des joints brasés. Ces opérations sont répétées tous les 250 cycles, sauf pour l'essai mené à 150°C où les prélèvements n'ont été effectués qu'à 500 et 1000 heures.

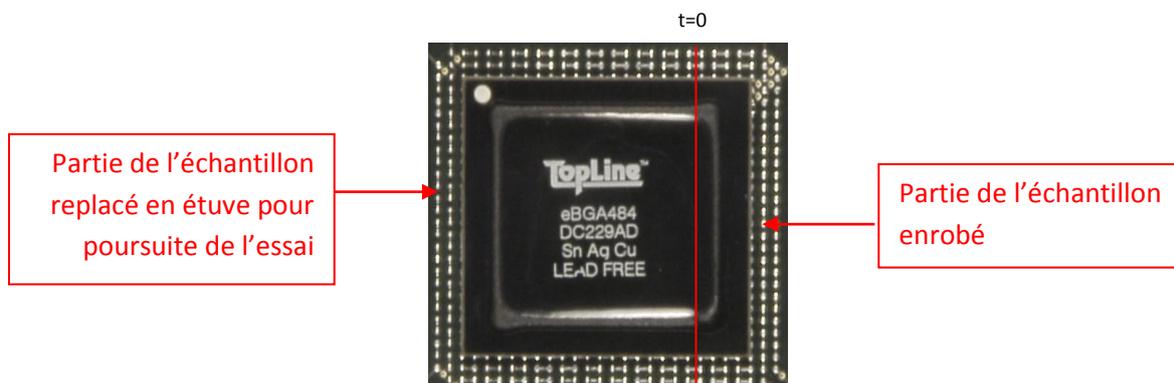


Figure II-3 : Exemple de plan de coupe réalisé

2.2-Résultats

2.2.1-Evolution de la microstructure

La microstructure des joints brasés a été observée et analysée à chaque étape de l'essai. Plusieurs phénomènes ont été mis en évidence.

Premièrement, le stockage thermique ne conduit pas à la défaillance du joint de brasure SAC. Il y a peu de changements et pas de dommage occasionné au niveau de la microstructure contrairement aux brasures étain-plomb où une coalescence des phases d'étain et de plomb est observable. En effet la structure dendritique évolue peu, une comparaison entre la taille des dendrites à $t=0$ et $t=1000h$ à $125^{\circ}C$, montre qu'il n'y a pas (ou très peu) de croissance des dendrites (Tableau II-1).

	T=0	T=1000h@125°C
Taille des dendrites d'étain	9-28 μm	9-30 μm
Valeur moyenne	19 μm	21 μm

Tableau II-1 : Mesures de la taille des dendrites d'étain.

Un exemple de mesure de taille de dendrite est présenté figure II-4 à $t=0$ et $t=1000h$ à $125^{\circ}C$

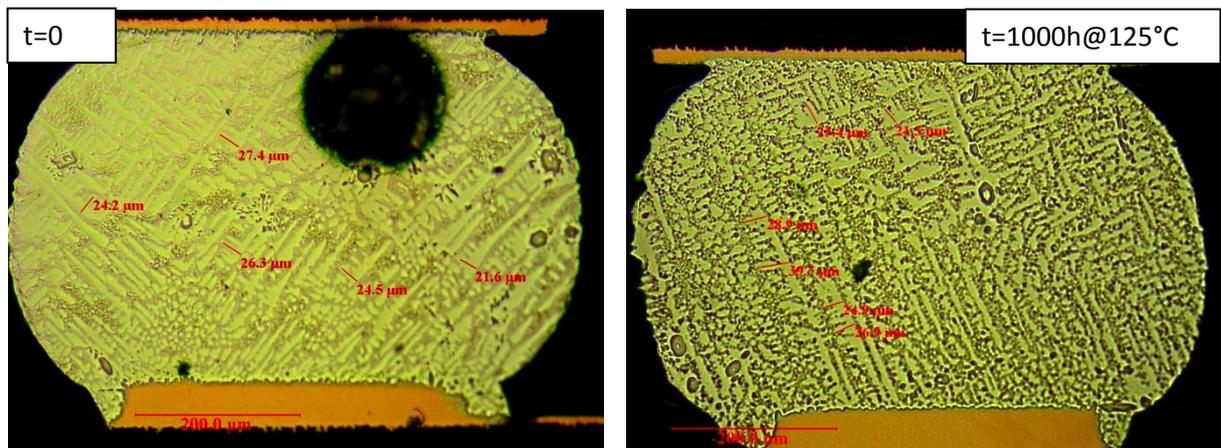
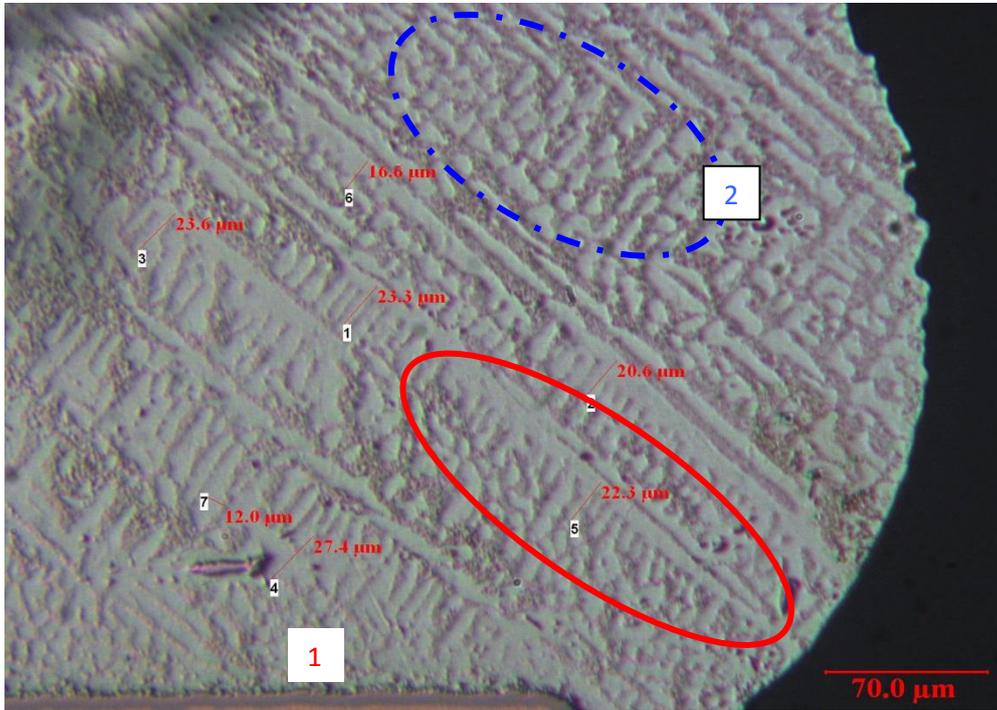


Figure II-4 : Comparatif taille des dendrites d'étain d'une bille de BGA à $t=0$ et $t=1000h@125^{\circ}C$

La figure II-5 illustre la méthodologie de mesure des dendrites. Elles sont mesurées lorsqu'elles se trouvent dans le sens du plan de coupe car les mesures sont plus représentatives (voir cercle rouge trait plein), sinon on ne mesure qu'une partie des branches de la dendrite (voir cercle bleu pointillés). La figure II-5 en est une illustration.



Dendrite dans le sens du plan de coupe

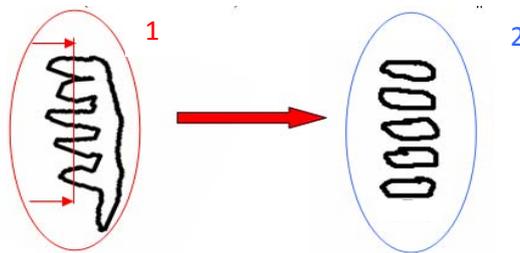


Figure II-5 : exemple de mesures effectuées sur les dendrites fonction de leur orientation

Si cette série de mesures permet de conclure sur le fait que les dendrites n'évoluent pas (ou très peu) en stockage thermique, elle révèle que les phénomènes de diffusion sont accélérés : après 1000h@125°C on peut remarquer qu'il s'est produit une coalescence des intermétalliques cuivre-étain dans la microstructure volumique. (Figures II-6 II-7)

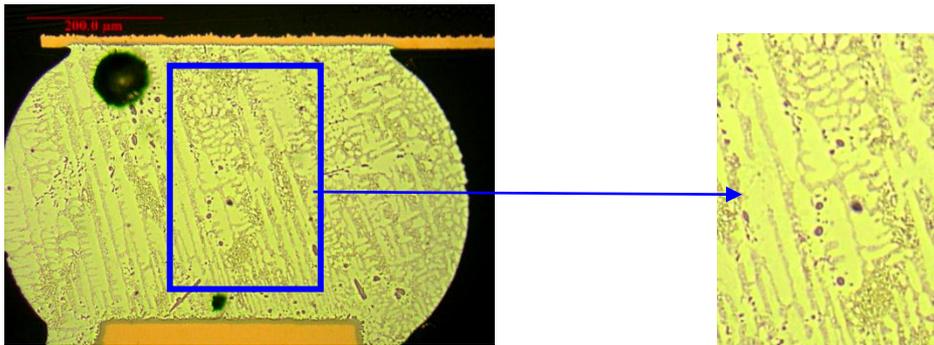


Figure II-6 : Microstructure à t=0

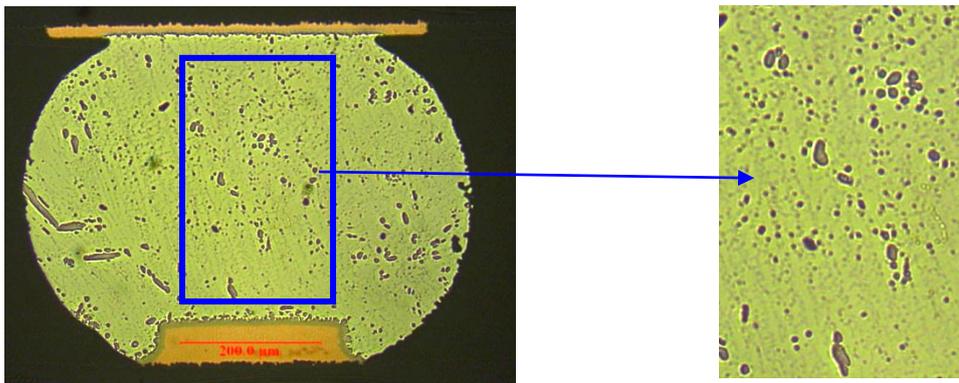
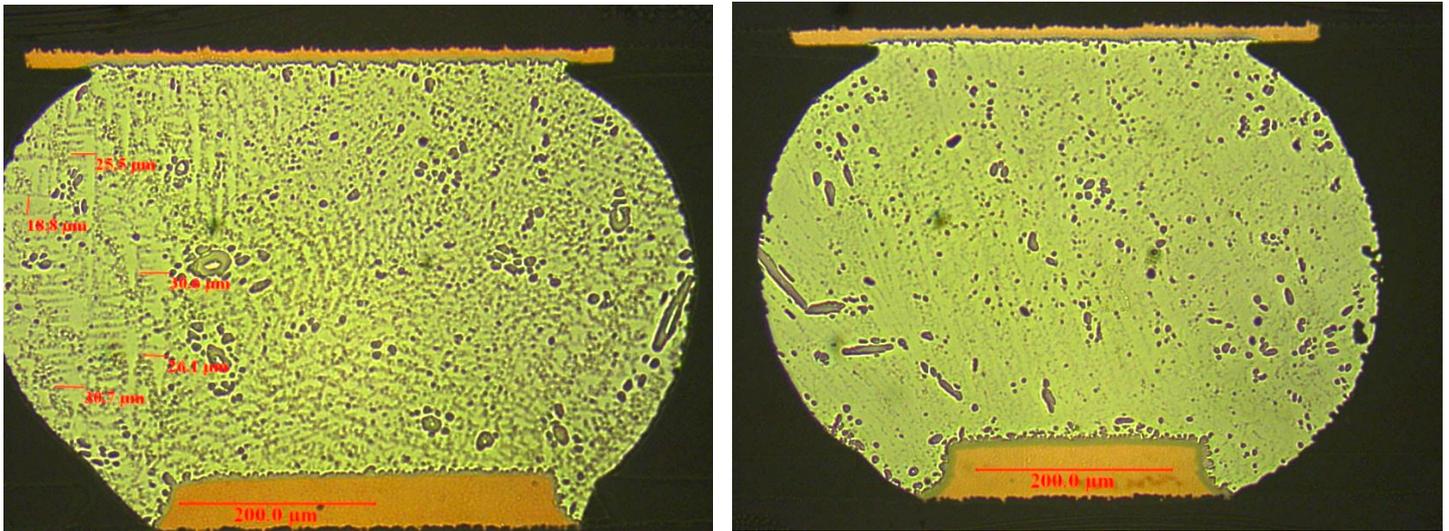


Figure II-7 : Microstructure à t=1000h@125°C

Sur les photos de la figure II-7 à t=1000h@125°C, on remarque les phénomènes de diffusion provoquent la coalescence des intermétalliques CuSn, et se retrouvent donc en nombre et en taille plus importants. Ce sont en fait les précipités eutectiques entourant les dendrites qui coalescent avec les intermétalliques Cu_6Sn_5 présents dans le volume de la bille.

De la même manière, la diffusion entraîne une croissance des intermétalliques de contact entre la bille de brasure et la plage de report en cuivre. Une observation à t=0 et t=1000h@125°C montre clairement cette croissance (figure II-8).



Photos 4: microstructure à T=1000H@125°C

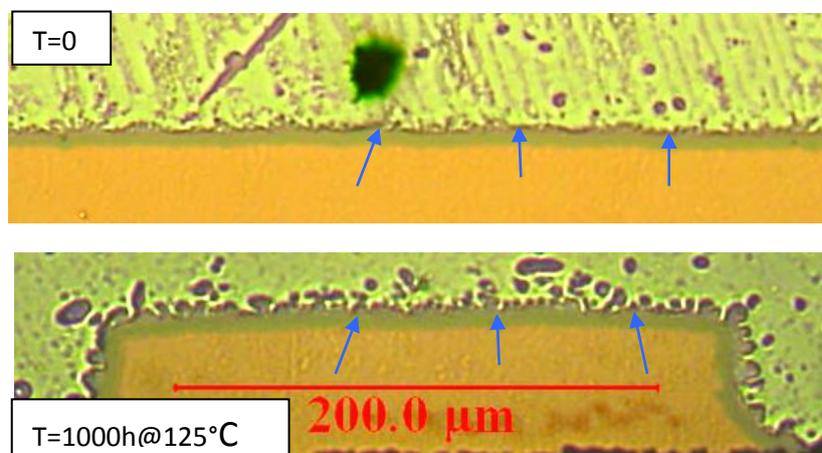


Figure II-8 : Comparatif taille de la couche intermétallique d'une bille de BGA à t=0 et t=1000h@125°C

Cette croissance intermétallique, qui se produit également côté composant, constitue en fatigue thermique pure le principal phénomène. Ainsi l'étude s'est focalisée sur ces intermétalliques de contact.

2.2- Formation et croissance des intermétalliques de contact

Le processus de brasage est essentiellement basé sur une réaction de contact entre le composant à brasier, le substrat et la brasure en fusion. Cette réaction est d'une importance principale pour la formation d'un bon joint brasé. Si la réaction ne se produit pas, il n'y aura aucun lien entre le substrat et la brasure et par conséquent aucun joint ne sera formé. Le contrôle de la réaction d'interface est crucial, d'une part pour le processus de brasage et la fiabilité du joint brasé en résultant. Les produits de la réaction, également appelés les composés intermétalliques (IMC), sont formés à l'interface du substrat et de la brasure. La formation et l'accroissement de la couche intermétallique ont un effet sur les propriétés mécaniques du joint brasé ainsi que sur son comportement pendant sa durée de vie en service [STR01].

Toute couche superficielle non métallique sur la finition du substrat, telle qu'un oxyde ou un sulfure, gêne la formation du joint brasé à l'interface. Pour cela des flux sont ajoutés dans la crème à brasier afin de décaper la couche d'oxyde et d'empêcher sa formation pendant le brasage. Il est important de préciser que le flux facilite seulement le brasage en nettoyant les parties à assembler mais il ne participe pas à la réaction réelle du brasage [SER01].

Pendant un processus de brasage, la plage de report du composant recouverte de sa finition réagit avec la brasure. Comme résultat, une couche intermétallique est formée (Figure II-9) à l'interface de la plage de report solide et de la brasure en fusion.

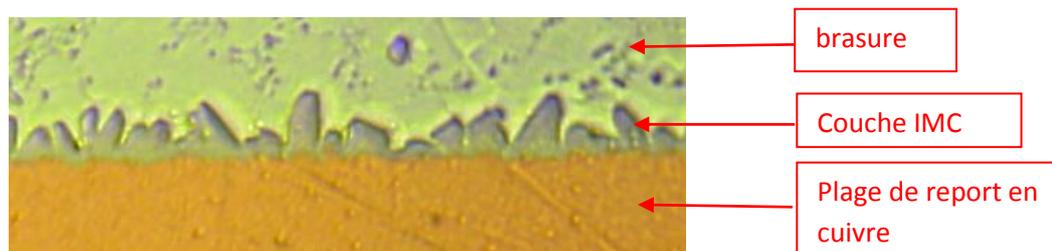


Figure II-9 : Vue au microscope d'une couche d'IMC après report

Les brasures sans plomb sont composées majoritairement d'étain. Durant la phase de mouillage lors du processus de brasage, c'est l'étain qui va participer principalement à la réaction pour former le composé intermétallique.

Les phases intermétalliques formées pendant le brasage sont dans la majorité des cas des composés binaires stœchiométriques contenant l'étain et le matériau des plages de report du substrat. Les composés intermétalliques les plus couramment formés sont du cuivre-étain (Cu-Sn), or-étain (Au-Sn), ainsi que des systèmes binaires nickel-étain (Ni-Sn) [SER01].

2.2.1- Intermétallique sur substrat étain chimique (ImmSn), Cu-Sn

La phase Cu-Sn est mise en évidence, après brasage, sur le diagramme de phase Cu-Sn qui révèle la présence de deux composés stœchiométriques correspondant aux compositions Cu_3Sn et Cu_6Sn_5 [DON01]. La phase proche du cuivre du substrat est observée comme étant du Cu_3Sn , et est nommée ϵ -phase, alors que la deuxième située entre la première phase et la brasure est Cu_6Sn_5 et est nommée η -phase [PRA01]. La diffraction aux rayons X a été utilisée pour identifier ces phases par Lee et Duh [LEE01].

A proprement parler, la phase existante à température ambiante est la phase η' , comme à haute température proche de 186°C c'est la phase η . Le diagramme de phase de ce système est donné en figure II-10.

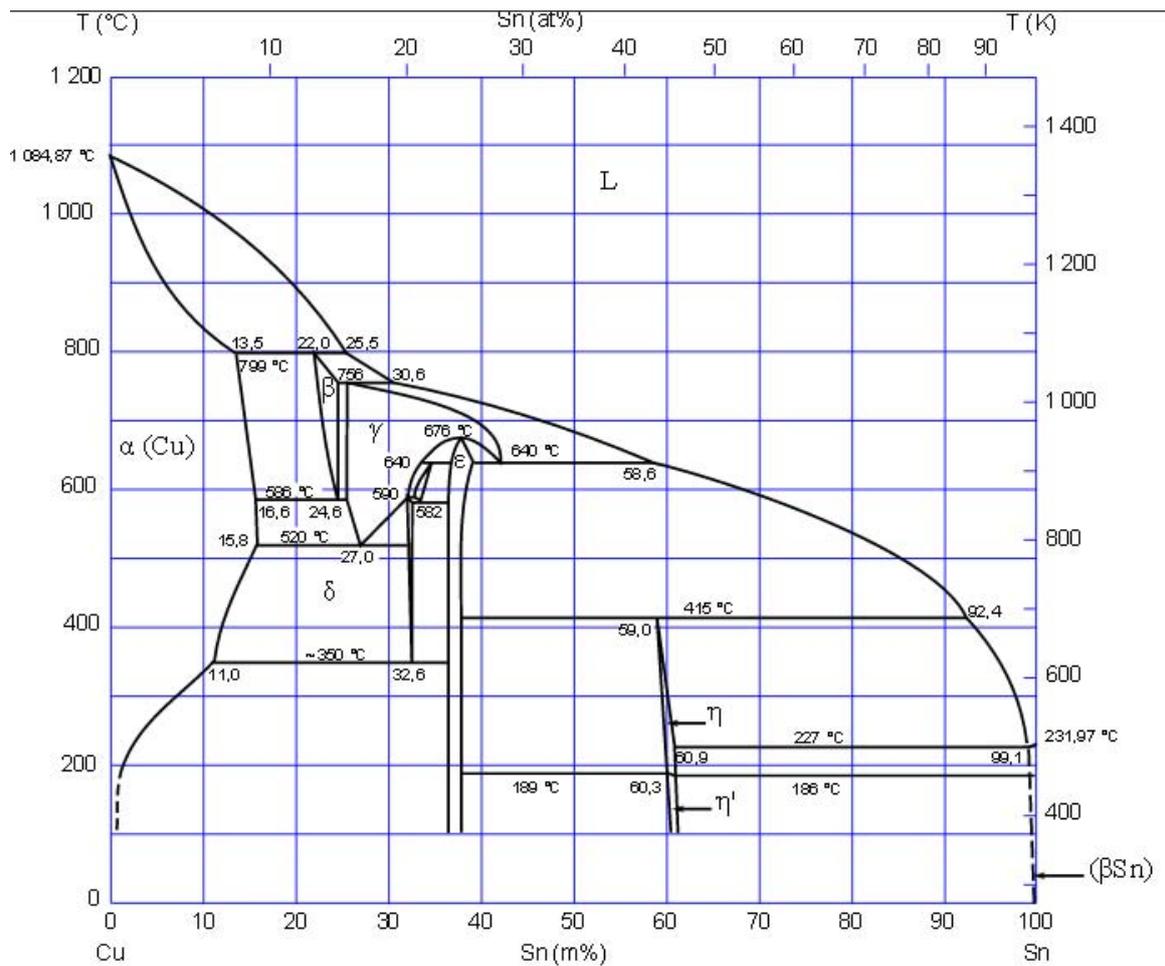


Figure II-10 : Diagramme de phase cuivre/étain (Cu/Sn) [JOH01]

La structure cristalline des phases η et η' est hexagonale (figure II-11), alors que celle de la phase ϵ est orthorhombique (figure II-12).

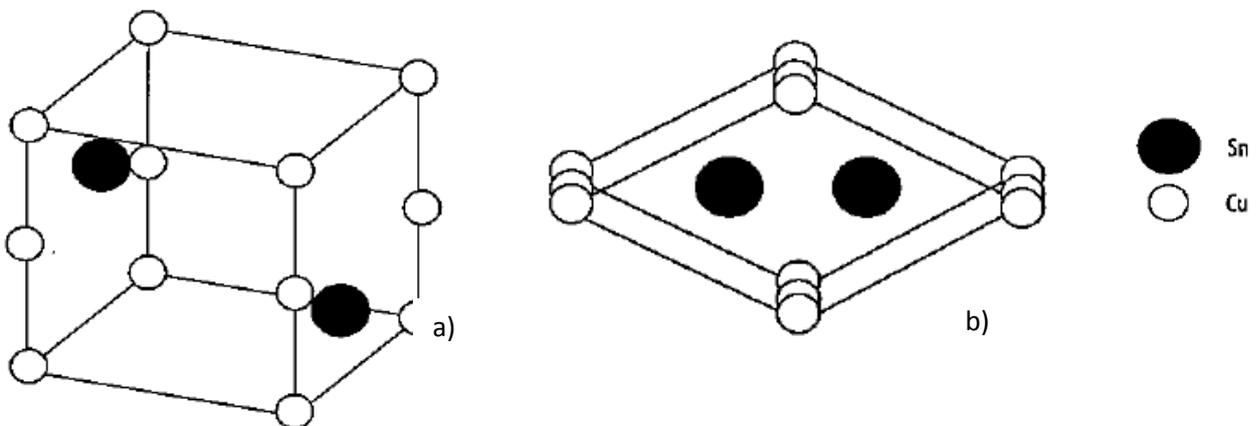


Figure II-11 : Structure cristalline hexagonale de la phase η Cu_6Sn_5 a) structure ordonnée (basse température phase η') b) structure désordonnée (haute température phase η).

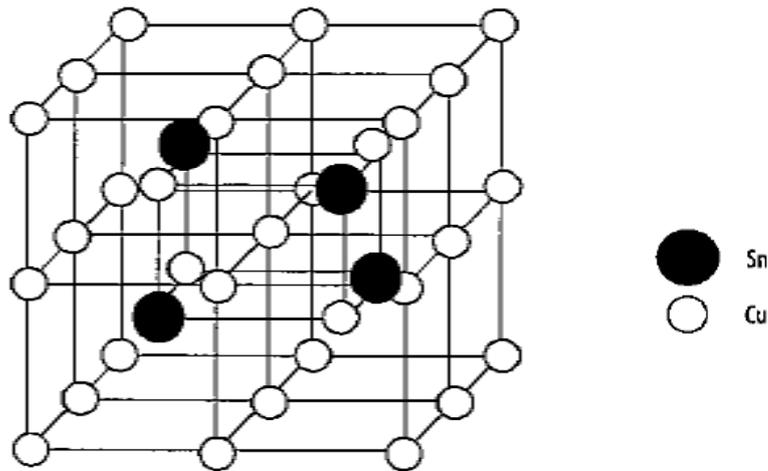


Figure II-12 : Structure cristalline orthorhombique de la phase ϵ Cu_3Sn

Dans le domaine de température qui nous intéresse, c'est-à-dire entre 20°C et 250°C, quatre phases solides et une phase liquide sont stables. Les quatre phases solides sont respectivement :

-Une solution solide riche en cuivre :

(αCu) de structure cubique faces centrées ($a = 0,361$ nm). La solubilité de l'étain dans cette phase est de 0,74% en poids à 170°C et est quasiment nulle à 100°C.

-Une phase Cu_3Sn (ϵ) de structure orthorhombique ($a = 0,55$ nm, $b = 3,325$ nm, $c = 0,432$ nm).

-Une phase Cu_6Sn_5 (η) de structure hexagonale ($a = 0,420$ nm, $c = 0,509$ nm).

-Une solution solide riche en étain (βSn) de structure tétragonale ($a = 0,5831$ nm $c = 0,318$ nm)

La solubilité du cuivre dans cette solution est inférieure à 0,006%.

Dans ces descriptions a , b , c sont les coordonnées atomiques et correspondent respectivement à x , y , z en coordonnées cartésiennes

A 240°C, la solubilité du cuivre dans l'étain liquide est de 2% massique (2g de cuivre peuvent se dissoudre dans 100g d'étain liquide). Lors de la montée en température et dès que l'on aura dépassé la température de fusion de l'alliage, le cuivre provenant de la métallisation va se dissoudre dans l'étain liquide. L'alliage va alors s'enrichir en cuivre entraînant ainsi l'apparition d'un gradient de concentration en cuivre au sein du liquide. La concentration en cuivre à l'interface va alors atteindre la limite de solubilité. Le gradient de concentration établi par la réaction entraîne une diffusion continue du cuivre dans l'étain. Ce phénomène entraîne ainsi une sursaturation en cuivre dans la zone interfaciale et par conséquent la formation de composés cuivre/étain par précipitation. La germination de ces composés s'effectue par précipitation à partir de l'alliage liquide sursaturé en cuivre.

En se basant sur le diagramme de phase (Figure II-10), le composé en équilibre avec l'étain liquide à 240°C est l'intermétallique Cu_6Sn_5 (phase η). C'est donc ce composé qui va se former le premier à l'interface entre le cuivre et l'alliage liquide. Le temps nécessaire pour atteindre la limite de solubilité du cuivre étant extrêmement court (inférieur à 1s), la formation du composé intermétallique Cu_6Sn_5 peut être considérée comme instantanée. La germination hétérogène de ce composé entraîne le développement d'une interface non plane qui s'étend du côté de l'alliage liquide.

Ensuite dès qu'une couche continue d'intermétallique est formée entre le cuivre et l'alliage, les mécanismes de formation et de croissance des intermétalliques sont modifiés. Ils nécessitent la diffusion du cuivre et/ou de l'étain à travers la couche d'intermétallique. Les mécanismes de diffusion à l'état solide deviennent alors prépondérants. Il faut noter que, lors des études de formation et de croissances des composés intermétalliques, on observe toujours une couche continue d'intermétallique et ce même pour des temps très courts. Ceci est dû au fait que les tous premiers stades de la croissance sont très rapides (inférieurs à la seconde) et donc inaccessibles expérimentalement. La zone interfaciale cuivre-étain se décompose alors en deux interfaces : une interface solide/solide entre le cuivre et le composé Cu_6Sn_5 une interface solide/liquide entre Cu_6Sn_5 et l'alliage liquide. Mais le diagramme de phase Cu-Sn montre qu'à des températures inférieures ou égales à 240°C, le composé Cu_6Sn_5 n'est pas en équilibre thermodynamique avec le cuivre. Le composé en équilibre avec le cuivre est le Cu_3Sn (phase ϵ). Par conséquent, la zone réactionnelle qui se développe entre le cuivre et l'étain liquide donne naissance à une couche composite d'intermétalliques constituée du côté cuivre de Cu_3Sn et du côté alliage liquide de Cu_6Sn_5 . La zone interfaciale finale comprend donc trois interfaces (Figure II-13) :

- une interface solide/solide entre le substrat et la couche Cu_3Sn ,
- une autre interface solide/solide entre la couche Cu_3Sn et Cu_6Sn_5 ,
- enfin une interface liquide/solide entre la brasure en fusion et la couche Cu_6Sn_5 .

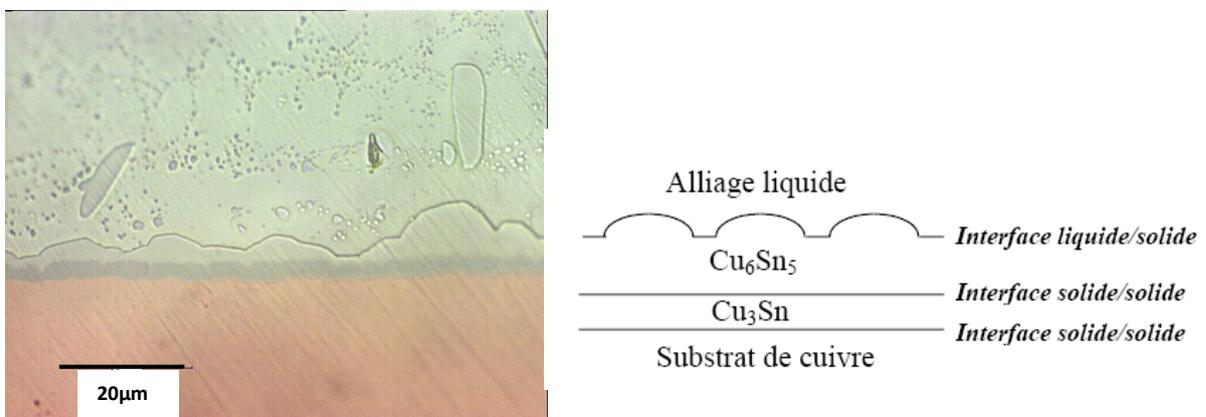


Figure II-13 : Les 3 interfaces Cu/ Cu_3Sn / Cu_6Sn_5 /SAC 305 vues au microscope optique

2.2.2- Intermétallique sur substrat nickel-or (ENIG)

Lors de la formation et du vieillissement des brasures, les mécanismes de diffusion vont être activés, et les métallisations en cuivre consommées, pour former les intermétalliques de contact, qui peuvent fragiliser la brasure. Il est donc nécessaire de protéger celle-ci.

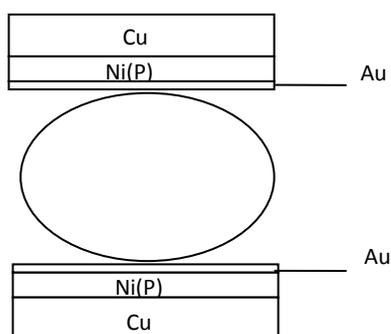


Figure II-14 : schématisation d'une bille protégée par une finition et un UBM NiAu

Côté substrat, il existe différents types de finitions. Pour les circuits imprimés, les plus courantes sont les finitions nickel-or et les finitions étain.

Côté bille, l'UBM (Under Beam Metallization) est déposé sur le pad en cuivre pour permettre l'accroche de la bille sur le substrat ainsi que la protection du cuivre-(Figure II-14).

L'UBM le plus souvent déposé est un UBM Ni(P)/Au, la fine couche d'or sert à protéger le nickel de l'oxydation avant refusion. Le dépôt « electroless » de nickel phosphore est très intéressant par rapport à d'autres méthodes de dépôt d'un point de vue technique (bonne résistance à la corrosion, épaisseur uniforme, dépôt sélectif...) et d'un point de vue économique. De plus, le phosphore influence positivement les réactions interfaciales entre l'UBM et la brasure. Par contre, pour optimiser le coût de cette couche de nickel/or, la quantité d'or déposée doit être la plus faible possible. Si le dépôt d'or est mal réalisé, le nickel s'oxyde et la surface ne devient plus brasable.

Le dépôt d'une couche de nickel modifie les réactions interfaciales développées au paragraphe 2.2.1. En effet le nickel va empêcher le cuivre de la métallisation de diffuser dans l'alliage ; il joue le rôle de barrière de diffusion, diminuant ainsi largement les ressources en cuivre pour la formation des IMC : le cuivre provient alors majoritairement de la brasure elle-même. Ainsi, les épaisseurs d'IMC diminuent.

Sharif [SHA01] montre que c'est une finition ENIG associée à une brasure SAC qui protège le mieux la métallisation. Lorsque la brasure ne contient pas de cuivre (SnAg), la finition NiAu et la métallisation en cuivre sont consommées par la brasure, c'est l'IMC CuNiSn qui protège la couche de nickel et celle de cuivre. La quantité de cuivre dans la brasure, aussi faible soit-elle, est essentielle.

Après la refusion, la liaison est créée, la bille absorbe l'intégralité de la couche d'or permettant aux éléments de la brasure de réagir avec Ni(P) et ainsi de former différents types d'IMC :

- La couche principale est du $(\text{Ni}_{1-x}, \text{Cu}_x)_6\text{Sn}_5$ lorsque la bille est en SAC (voir figure II-15): mais il peut également apparaître une couche plus fine de $(\text{Ni}_{1-x}, \text{Cu}_x)_3\text{Sn}_4$.

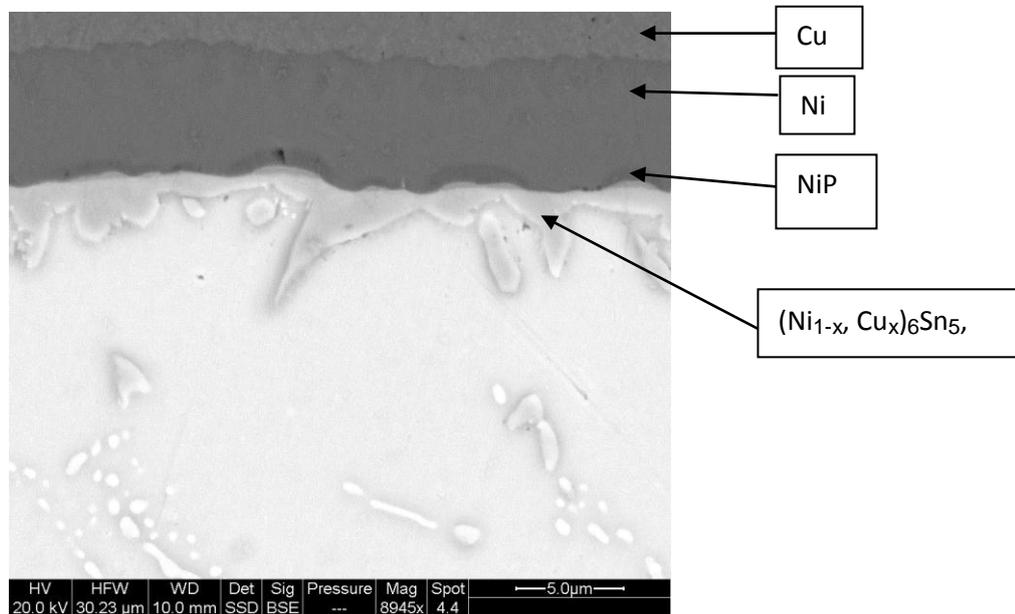


Figure II-15 : photo MEB brasure SAC interface composant finition NiAu

En effet, J Graf [GRA01] montre qu'une très fine couche (nm) de $(\text{Ni}_{1-x}, \text{Cu}_x)_3\text{Sn}_4$ peut se former après le report de la bille de brasure pour une finition ENIG, car le dépôt électrolytique de la couche de nickel induit une dissolution un peu plus importante du nickel durant la refusion. Malgré tout, cette très fine couche cassante peut-être totalement supprimée par des conditions de refusion (profil de refusion) optimisées. Cette couche ne s'est pas formée au cours de notre essai.

- Ni_3Sn_4 lorsque la bille est en SnAg

Dans le cas d'une bille SAC, le cuivre de l'intermétallique $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ provient majoritairement de la bille elle-même et non du pad en cuivre. En revanche dans le cas d'une bille de brasure sans plomb sans cuivre de type SnAg, cet IMC n'est pas observé : le nickel joue bien son rôle de barrière de diffusion et protège le pad. Le nickel empêche donc le cuivre de la métallisation de diffuser pour former les IMC. Ceux-ci sont formés à partir du cuivre contenu dans la brasure SAC, leur croissance est alors limitée (vu les faibles quantités de cuivre contenues dans l'alliage). C'est la formation de $(\text{Cu},\text{Ni})_6\text{Sn}_5$ qui protège la couche de nickel (celle-ci est attaquée lorsque l'alliage ne contient pas de cuivre), et qui, en conséquence, protège la métallisation.

Pour conclure, la présence de cuivre dans la brasure SAC associé à une finition ENIG, permet de maintenir la métallisation en cuivre plus longtemps grâce à la formation d'intermétallique CuNiSn (en comparaison d'une brasure SnAg sans cuivre). Elle induit alors un développement des IMC moins important, empêchant la métallisation en cuivre de diffuser dans l'alliage.

2.2.3- Autres types de protection

Il existe également d'autres types de finition pour protéger les plages de report des circuits imprimés afin d'éviter leur oxydation : la finition OSP, largement utilisée en téléphonie mobile, qui consiste en un dépôt d'une couche de cuivre passivée, ou encore la finition ImmAg (Immersion argent) qui est une fine couche d'argent déposée chimiquement. Ces finitions ne sont pas étudiées dans ce chapitre car la couche intermétallique formée est de la même nature que pour une finition étain, hormis l'épaisseur initiale (après report).

En revanche, s'il n'y a pas de différence notable entre ces différentes finitions (NiAu, Sn, Ag, OSP) sous contraintes thermomécaniques, leur comportement sous contraintes mécaniques diffère. En effet la finition OSP est considérée comme la plus robuste aux chocs mécaniques sans vieillissement thermique préalable, notamment en conditions de 'drop test' (opération qui consiste à répéter des chutes de cartes électroniques) d'où leur utilisation quasi exclusive dans le monde de la téléphonie mobile [FUB01].

2.3-Croissance des IMC

La formation des IMC durant la phase de report du composant qui vient d'être décrite correspond à des diffusions à l'état liquide. L'objet du paragraphe qui suit est d'analyser la croissance des IMC par diffusion à l'état solide.

2.3.1-Phase de report

- **Germination d'îlots de Cu_6Sn_5 à l'état liquide**

La germination d'îlots de composé Cu_6Sn_5 s'effectue par précipitation à l'interface solide/liquide entre le cuivre et l'étain. Cette germination est la conséquence d'une sursaturation en cuivre à l'interface. Elle entraîne le développement d'une zone interfaciale non plane.

- **Croissance/dissolution à l'interface $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}$.**

La croissance des îlots d'intermétallique Cu_6Sn_5 , les mécanismes de croissance et de dissolution de la couche d'intermétallique entrent en compétition simultanément. En effet, l'étain liquide n'étant, par hypothèse, compte tenu des volumes en présence, jamais saturé en cuivre, le cuivre aura toujours tendance à vouloir diffuser dans l'étain liquide. Tant que la couche intermétallique ne sera pas continue, le flux de cuivre proviendra du substrat (J_1) et de l'intermétallique (J_2) (Figure II-16). Le flux J_2 entraîne la dissolution de l'intermétallique à l'interface intermétallique/étain liquide. Cependant, aux tous premiers instants de la réaction, il est possible de considérer que la croissance du composé intermétallique est si rapide que les atomes de cuivre qui se dissolvent sont instantanément re-capturés pour reformer l'intermétallique.

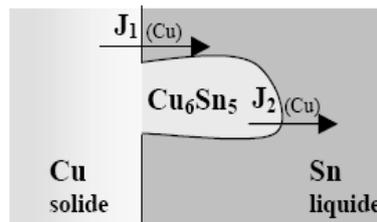


Figure II-16 : Représentation schématique des différents flux de cuivre [FOU01]

- **Formation d'une couche continue de composé intermétallique Cu_6Sn_5 .**

Au début de la réaction, la cinétique de croissance de la couche d'intermétallique est plus rapide que la cinétique de dissolution. Par conséquent, une couche continue d'intermétallique Cu_6Sn_5 se forme à l'interface Cu/Sn (Figure II-17).

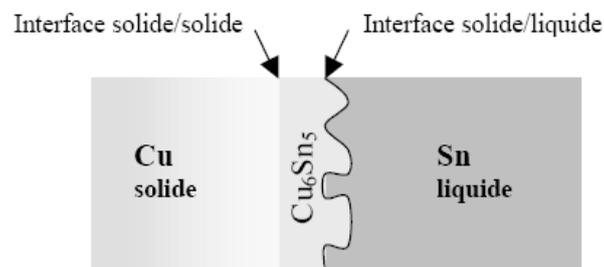


Figure II-17 : Formation d'une couche continue IMC [FOU01]

2.3.2-Diffusion à l'état solide

- Mécanisme général.

Les mécanismes de diffusion à l'état solide deviennent alors prépondérants. La croissance de la couche d'intermétallique est régie par la diffusion à l'état solide du cuivre et/ou de l'étain. Elle est le résultat de la réaction suivante : $6\text{Cu} + 5\text{Sn} \rightarrow \text{Cu}_6\text{Sn}_5$.

La croissance de cette couche s'effectue ainsi (Figure II-18):

-A l'interface avec le substrat de cuivre, où elle résulte de la combinaison entre les atomes de Sn ayant diffusés à travers la couche d'intermétallique et les atomes de Cu du substrat.

-A l'interface avec l'étain liquide, où elle résulte de la combinaison entre les atomes de cuivre ayant diffusé à travers la couche d'intermétallique et les atomes de Sn provenant de l'étain liquide.

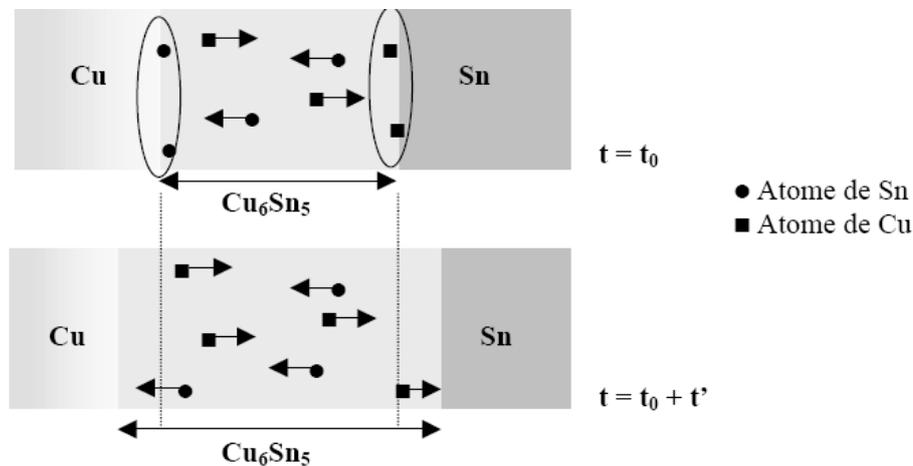


Figure II-18 : Croissance de la couche IMC [FOU01]

2.3.3-Influence de la taille de grains.

Initialement la couche d'intermétallique Cu_6Sn_5 est constituée de grains de petites tailles. La diffusion inter-granulaire est ainsi favorisée par rapport à la diffusion intra-granulaire et les cinétiques de diffusion sont rapides. En effet, les joints de grains vont jouer le rôle de court-circuit en constituant des chemins de diffusion privilégiés par rapport au réseau cristallin régulier. La diffusion préférentielle suivant les joints de grains va avoir un rôle prépondérant tant que les grains seront petits et donc nombreux. Le grossissement des grains observé lors de la croissance de la couche d'intermétallique aura pour effet majeur de diminuer la densité des joints de grain et ainsi le nombre de chemins de diffusion "rapide".

Ainsi au début de la réaction, on a (figure II-19) :

- $J(\text{Sn}/\text{JG}) \gg J(\text{Sn}/\text{Vol})$ où $J(\text{Sn}/\text{JG})$ est le flux d'étain aux joints de grain et $J(\text{Sn}/\text{Vol})$ le flux d'étain dans le volume
- $J(\text{Cu}/\text{JG}) \gg J(\text{Cu}/\text{Vol})$ où $J(\text{Cu}/\text{JG})$ est le flux de cuivre aux joints de grain et $J(\text{Cu}/\text{Vol})$ le flux de cuivre dans le volume.

Les mécanismes de diffusion à l'état solide sont donc très rapides.

Ensuite, lors de la croissance de la couche d'intermétallique, les mécanismes de diffusion sont modifiés. Alors :

- $J(\text{Sn}/\text{Vol}) > J(\text{Sn}/\text{JG})$
- $J(\text{Cu}/\text{Vol}) > J(\text{Cu}/\text{JG})$

La diffusion est alors plus lente.

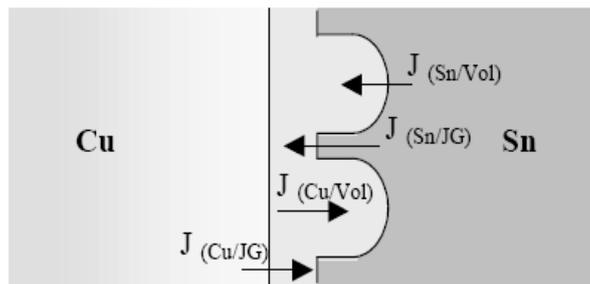


Figure II-19 : Représentation schématique des flux de cuivre et d'étain dans l'intermétallique [FOU01]

- **Formation de Cu_3Sn**

Le composé Cu_6Sn_5 n'étant pas en équilibre thermodynamique, avec le cuivre, une couche continue de composé Cu_3Sn tend à se former entre le cuivre et le composé Cu_6Sn_5 . Contrairement à la couche de composé Cu_6Sn_5 , cette couche est relativement plane et d'épaisseur homogène. L'interface solide/solide entre le cuivre et l'intermétallique Cu_6Sn_5 se décompose alors en deux interfaces solide/solide : la première entre le cuivre et le composé Cu_3Sn et la seconde entre le composé Cu_3Sn et le composé Cu_6Sn_5 (Figure II-20). Cette couche de Cu_3Sn n'est pas observée au début de la croissance de la couche d'intermétallique. Ceci peut être dû à une épaisseur très faible de cette couche donc difficilement décelable ou encore à une cinétique de formation relativement lente.

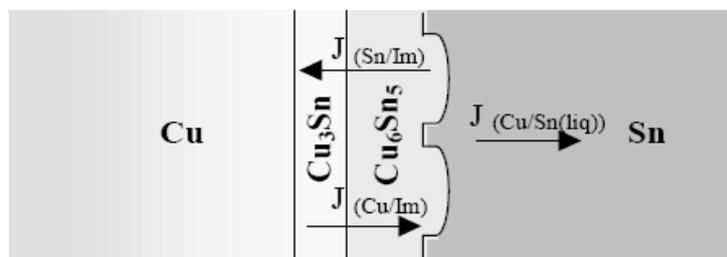
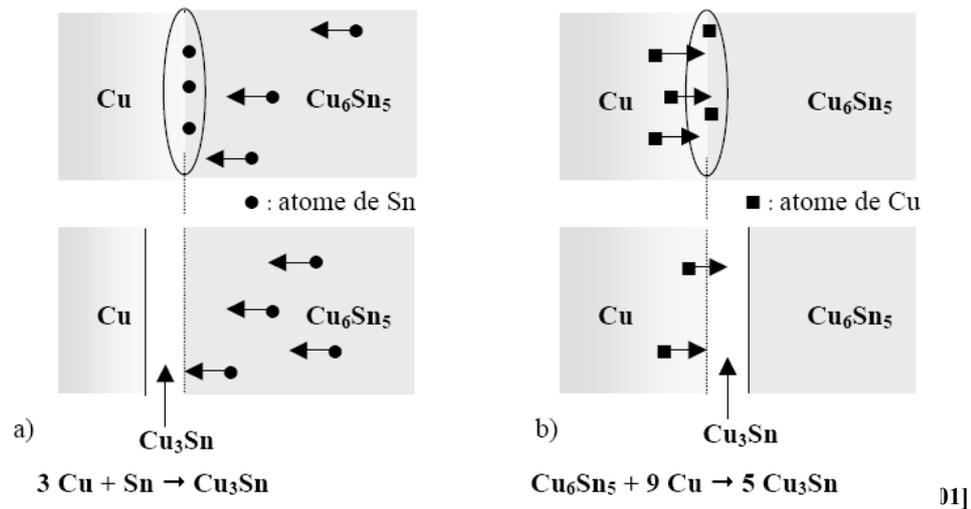


Figure II-20 : Représentation schématique de la zone interfaciale [FOU01]

Les mécanismes de croissance de ces couches sont toujours régis par la diffusion du cuivre et/ou de l'étain. La couche de composé Cu_3Sn se forme à l'interface entre le cuivre et le composé intermétallique Cu_6Sn_5 et se développe du côté du cuivre par combinaison entre des atomes de cuivre provenant du substrat et des atomes de Sn ayant diffusé à travers la couche de composé Cu_6Sn_5 (Figure II-21.a)). Elle peut également être due à l'enrichissement local en cuivre de la phase Cu_6Sn_5 près de l'interface $\text{Cu}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ (Figure II-21 b)).



Pour conclure, à partir du système Cu/Sn , à la montée en température, lors du procédé de refusion, le volume de cuivre dissout après un temps t de contact (cuivre solide/étain liquide) dépend de la cinétique de dissolution et de la solubilité du cuivre dans l'étain liquide. Une fois la limite de solubilité atteinte (à 240°C la solubilité du cuivre dans l'alliage $\text{Sn}-3,5\text{Ag}$ est de 2% massique), la croissance de germes de composé intermétallique Cu_6Sn_5 prend place dans l'étain liquide saturé.

La croissance de ces composés entraîne le développement d'une interface non plane qui s'étend du côté de l'alliage liquide.

Ensuite la croissance de la couche de Cu_3Sn s'effectue :

- A l'interface $\text{Cu}/\text{Cu}_3\text{Sn}$ par la réaction entre les atomes de cuivre provenant du substrat et les atomes de Sn ayant diffusé à travers la couche de Cu_3Sn . (réaction 1 figure II-22)
- A l'interface $\text{Cu}_3\text{Sn}/\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ par la réaction entre les atomes de cuivre ayant diffusés à travers la couche de composé Cu_3Sn et la phase Cu_6Sn_5 : $\text{Cu}_6\text{Sn}_5 + 9 \text{Cu} \rightarrow 5 \text{Cu}_3\text{Sn}$. (réaction 2 figure II-22)

Alors que la croissance de la couche de composé Cu_6Sn_5 s'effectue :

- A l'interface $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Cu}_3\text{Sn}$ par la réaction entre les atomes de Sn ayant diffusé à travers la couche d'intermétallique Cu_6Sn_5 et la phase Cu_3Sn . Celle-ci s'enrichit progressivement en étain ce qui donne lieu à la réaction suivante : $2 \text{Cu}_3\text{Sn} + 3 \text{Sn} \rightarrow \text{Cu}_6\text{Sn}_5$. (réaction 3 figure II-22)

- A l'interface $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}$ par la réaction entre les atomes de Cu ayant diffusé à travers la couche d'intermétallique Cu_6Sn_5 et les atomes de Sn provenant de l'étain liquide (réaction 4 figure II-22). Cette seconde réaction est concurrencée par la réaction de dissolution du composé Cu_6Sn_5 lorsque la couche d'intermétallique devient épaisse. La contribution à la croissance de la zone réactionnelle à l'interface $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}$ peut ainsi devenir négative c'est-à-dire que l'interface $\text{Cu}_6\text{Sn}_5/\text{Sn}$ se déplacera du côté cuivre. La vitesse de croissance de la couche d'intermétallique s'en trouve alors réduite.

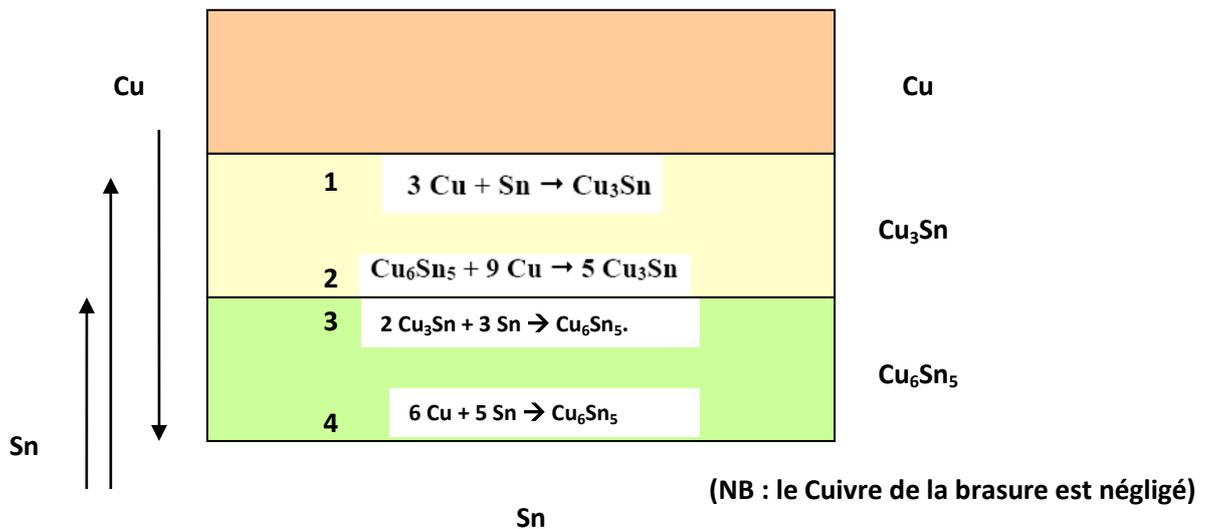


Figure II-22 : Schématisation simplifiée des réactions d'interfaces lors de la formation des IMC

2.3.4-Influence sur la fiabilité

En résumé, la croissance des intermétalliques, plus rigides que le matériau de volume de la bille, est à éviter. Ceux-ci pourraient initier et propager des fissures lors de contraintes mécaniques. Les intermétalliques se forment à partir de germes dans un liquide sursaturé en cuivre puis par diffusion des espèces dans les phases solides et liquides. Ces phénomènes de diffusion sont thermiquement activés, il s'agit donc d'éviter de monter trop haut en température. L'utilisation de barrières de diffusion comme les finitions ENIG, permet de limiter ces phénomènes de diffusion et ainsi de protéger la métallisation en cuivre tout en limitant la formation d'intermétalliques de contact.

2.4- Epaisseurs mesurées

Les épaisseurs des IMC ont été mesurées toutes les 250h pour des températures de 80°C et 125°C, et toutes les 500h à 150°C (Pour des raisons de disponibilité des étuves).

L'épaisseur de la couche IMC a été mesurée dans sa globalité : pas de distinction entre les couches Cu_3Sn et Cu_6Sn_5 .

La méthodologie de mesure est la suivante :

Une fois l'échantillon enrobé, on effectue un polissage suivant la gamme définie au §I-3.1.2. afin de révéler la couche intermétallique. Ensuite la mesure de l'intermétallique s'effectue côté PCB, de la manière suivante :

L'opération consiste à calculer l'aire de la couche intermétallique, et de la reporter sur la longueur effective de calcul afin d'obtenir une valeur moyenne. Cette opération est réalisée sur l'ensemble de la longueur intermétallique, puis moyennée (figure II-23 et II-24). Chaque bille se trouvant aux extrémités ainsi qu'au milieu de la rangée de bille a été analysée. En moyenne 5 billes par rangée et deux rangées par échantillons ont été analysées (figure II-25). Le logiciel d'acquisition AXONE a été utilisé pour les calculs (Logiciel des microscopes).

Des compléments de mesure ont également été effectués en se positionnant à différents endroits de coupe sur une même bille.

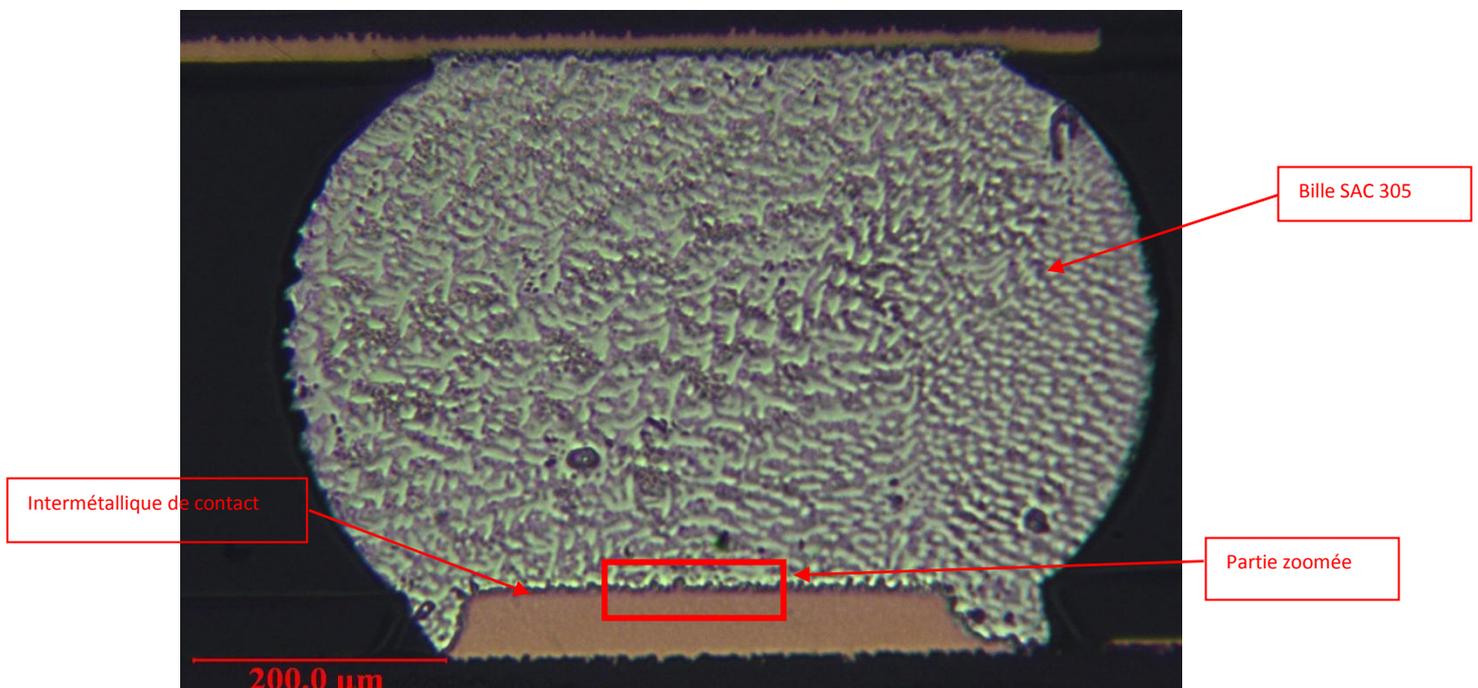


Figure II-23 : vue générale d'une bille de BGA 780 en coupe après révélation

La partie zoomée est présentée sur la figure II-24:

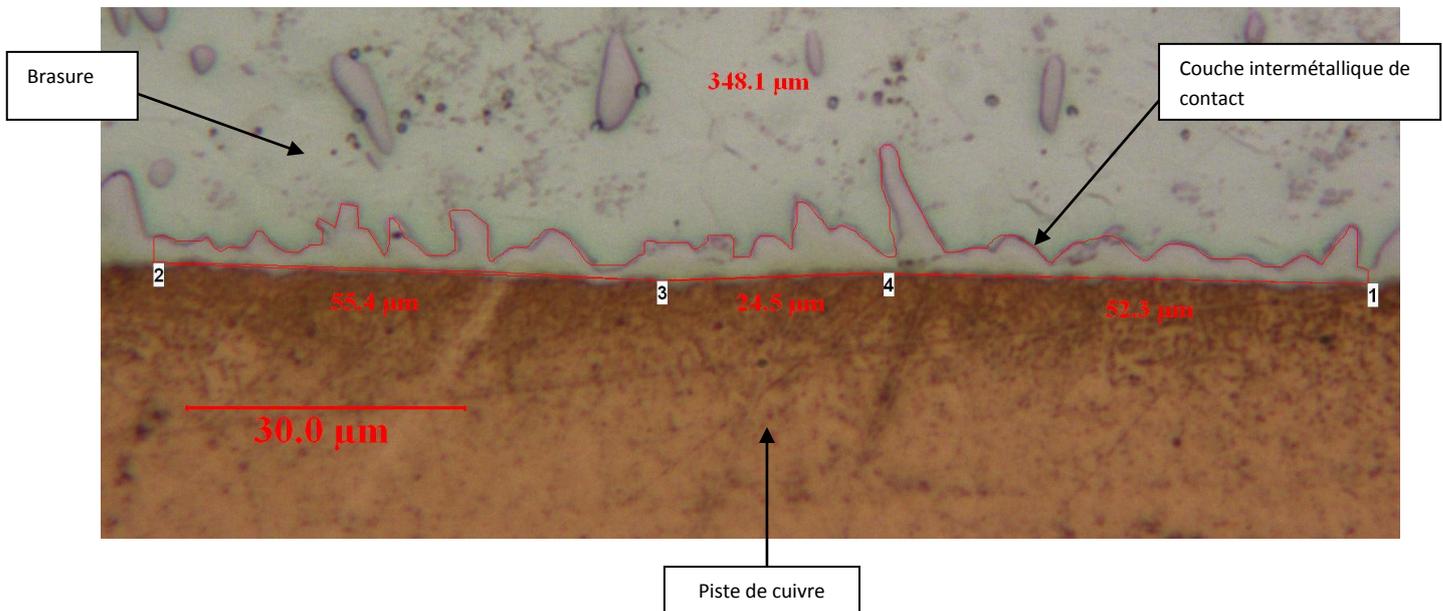


Figure II-24 : vue en coupe de la couche intermétallique

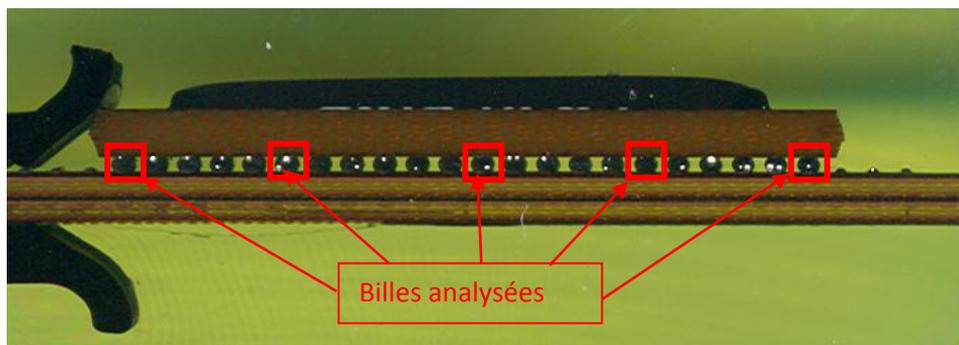


Figure II-25 : vue en coupe de la rangée prélevée

Estimation de l'erreur de mesure

L'erreur de mesure due au microscope est évaluée, pour l'objectif utilisé, à l'aide d'une mire. Elle est estimée à moins d'1% (0,8%).

L'opérateur qui réalise le tracé du contour, induit une erreur de reproductibilité. Pour chiffrer celle-ci, le même opérateur réalise dix fois la mesure de l'épaisseur d'une même couche, la dispersion de la distribution obtenue est calculée. L'erreur liée à l'opérateur est alors estimée à 6,3%. L'erreur totale est alors estimée à 7%.

2.4.1-Epaisseurs mesurées sur finition nickel-or

Les différentes épaisseurs mesurées sont présentées dans le tableau II-2 et figure II-26:

Finition	Température	0h	250h	500h	750h	1000h
ENIG	80°C	1,72µm	2,01µm	2,13µm	2,19µm	2,28µm
	125°C	1,72µm	2,27µm	2,39µm	2,48µm	2,51µm
	150°C	1,72µm		3µm		3,6µm

Tableau II-2 : Epaisseur des IMC en fonction du temps sur finition ENIG, à 3 températures de stockage

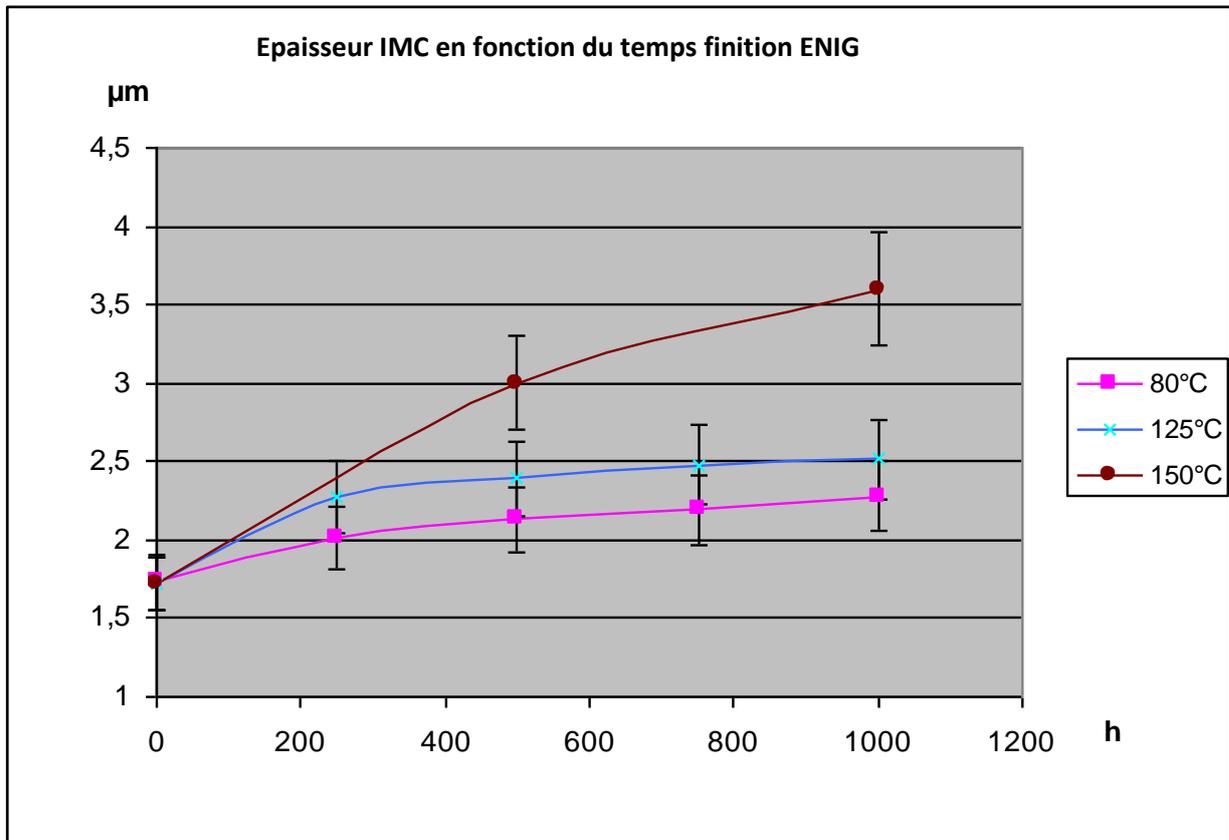


Figure II-26 : Epaisseur des IMC mesurées sur circuit imprimé avec finition NiAu

2.4.2-Epaisseurs mesurées sur finition ImmSn

Les différentes épaisseurs mesurées sont présentées dans le tableau II-3 et figure II-27.

Finition	Température	0h	250h	500h	750h	1000h
ImmSn	80°C	3,86µm	4,09µm	4,18µm	4,25µm	4,32µm
	125°C	3,86µm	4,25µm	4,42µm	4,82µm	5,13µm
	150°C	3,86µm		6,3µm		8µm

Tableau II-3 : Epaisseur des IMC en fonction du temps sur finition ImmSn, à 3 températures différentes

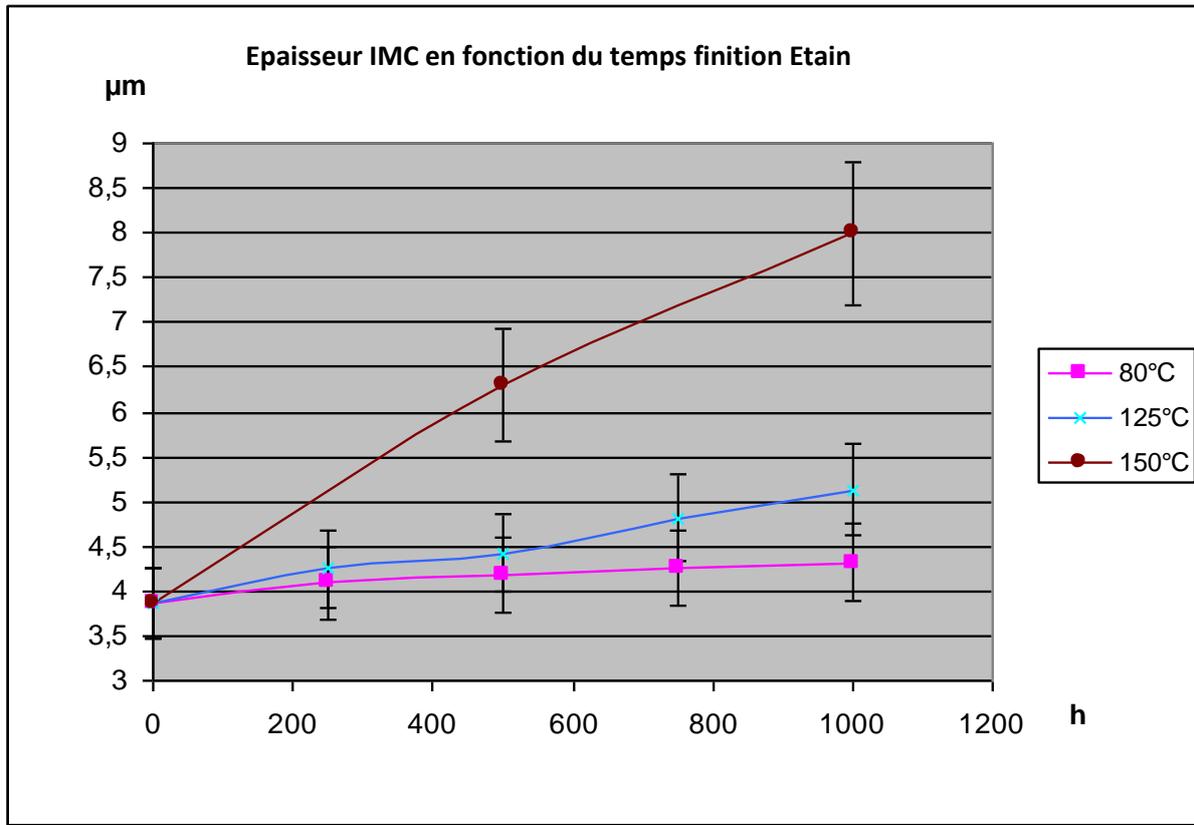


Figure II-27 : Epaisseur des IMC mesurées sur circuit imprimé avec finition Etain

2.4.3-Analyse des résultats

Dès $t=0$, les IMC sur la finition étain sont bien plus épais que sur une finition ENIG. Ensuite, en stockage à haute température, les intermétalliques de contact croissent plus rapidement et de manière plus importante sur la finition étain que sur la finition ENIG. Pour cette dernière la croissance est assez rapide jusqu'à 500h mais est beaucoup moins rapide par la suite, en raison de la consommation du cuivre de la brasure. La couche de nickel joue bien son rôle de protection de la métallisation (§2.2.2) en épuisant la diffusion en servant de barrière entre le pad de cuivre du circuit imprimé et la brasure.

Donc, si à $t=0$ la résistance aux chocs et en cisaillement est plus importante sur une finition étain que sur une finition OSP ou ImmAg, la croissance plus importante de la couche intermétallique en comparaison d'une finition ENIG, notamment la couche Cu_3Sn , fragilise le joint brasé et montre une baisse dans la résistance en cisaillement rapide, comme le montre l'étude de F.Song [SON01] sur des billes de BGA en brasure SAC 405 (figure II-28).

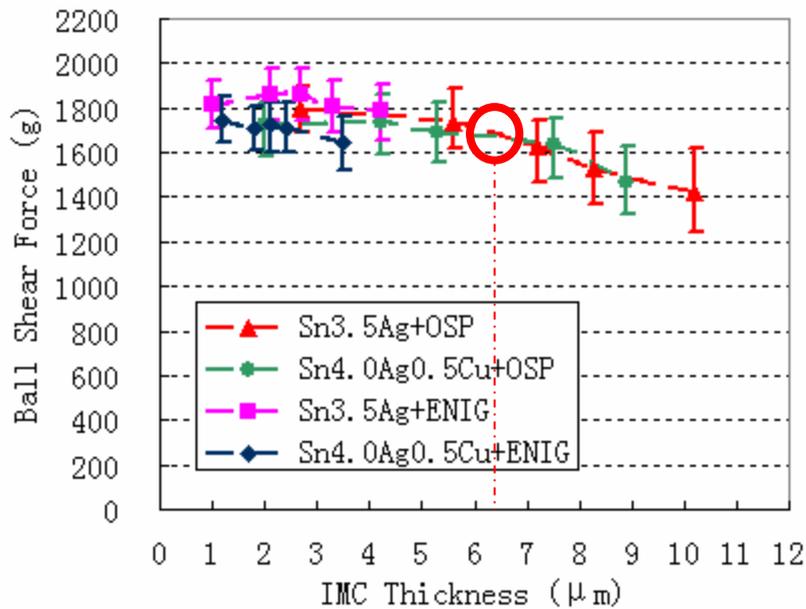


Figure II-28 : Force de cisaillement de billes de BGA en brasure SAC 405 en fonction de l'épaisseur intermétallique. [SON01]

Le vieillissement appliqué s'est arrêté après 1000h à 150°C. En exerçant un test de cisaillement rapide (500μm/s), F.Song montre qu'il se produit une chute dans la force de cisaillement à partir de 6-7μm d'épaisseur pour une finition OSP. Lorsque le temps de vieillissement augmente, la rupture se produit plus fréquemment dans la partie cassante de l'IMC (Cu₃Sn).

En revanche, si l'on regarde la croissance de l'IMC sur du nickel-or, cette valeur diffère peu de t=0, cette force reste plus constante au cours du vieillissement.

En conclusion, si le produit subit un long stockage avant sollicitation mécanique, il serait préférable d'utiliser une finition NiAu dont la résistance aux chocs est plus constante en fonction du vieillissement. Dans le cas inverse (téléphonie mobile), il est préférable d'utiliser des finitions type OSP, plus robuste dès t=0.

2.5-Modélisation

La cinétique de dissolution du cuivre et la croissance d'IMC peuvent être quantifiées à partir des mesures réalisées précédemment. De nombreuses lois de diffusion, liant l'épaisseur de la couche intermétallique au coefficient de diffusion, sont proposées dans la littérature [SUG01], [CHAD01], [SHA02], [PRA01]. Généralement les modèles de croissance d'IMC sont décrits comme l'équation (1) qui suit [CHO01], [XU01]:

$$d = d_0 + At^n \quad (1)$$

Où

d est l'épaisseur de l'IMC au temps t

d₀ est l'épaisseur après le report du composant

A et n sont des coefficients déterminés expérimentalement

Il faut porter une attention particulière au coefficient A dont la signification physique est assez complexe ($s^{-1} \cdot \sqrt[n]{\text{distance}}$). La forme commune de cette équation est utilisée pour une croissance d'IMC lors d'un vieillissement thermique est utilisée avec un coefficient $n=1/2$ [LEE01], [HUM01]. Dans ce cas la forme empirique du modèle répond à une loi de Fick simplifiée. On peut alors exprimer la formule (1) selon la forme (2), dans laquelle le coefficient D correspond à un coefficient « usuel » de diffusion exprimé en $m^2 \cdot s^{-1}$. La forme du coefficient D empirique, est ici simplifiée en considérant l'effet d'une diffusion et ne prenant pas en compte les inter-diffusions entrant en jeu.

L'équation (1) devient alors :

$$d = d_0 + \sqrt{Dt} \quad (2)$$

D est le coefficient de diffusion qui varie avec la température en fonction d'une loi d'Arrhenius(3) . Dans notre cas ces températures sont 80°C, 125°C et 150°C.

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Ea}{kT}\right) \quad (3)$$

Où

k est la constante de Boltzman ($8,617 \cdot 10^{-5}$ eV/K)

T est la température à laquelle le test a été effectué soit en Kelvin : 353 K, 398 K et 423 K.

D₀ est la constante de diffusion

E_a est l'énergie d'activation

2.5.1-Paramétrage du modèle

A partir des mesures effectuées, de l'équation (2) on obtient le coefficient de diffusion D. Ensuite de (3), on obtient (4) :

$$\ln(D) = \ln(D_0) + \left(\frac{-Ea}{kT} \right) \quad (4)$$

Puis on trace la courbe $\ln(D)=f(1/kT)$, dont la pente de la courbe représente l'énergie d'activation. Enfin il ne reste plus qu'à définir les différents termes restants (D_0) afin de paramétrer le modèle correctement.

Les énergies d'activation pour une finition NiAu et ImmSn ont été évaluées à 0,41eV et 0,76eV respectivement (Voir figures II-29 et II-30). Ces énergies d'activation ont été calculées en considérant l'ensemble des effets combinés des différentes couches présentes à l'interface substrat composant. Les énergies d'activation pour des brasures type SAC (105 à 405) avait été évaluées entre 0,25eV et 1,05eV et à 0,94 eV pour de l'étain plomb [ZHE01], [XU02], [LEE02]. Les valeurs trouvées ici sont conformes à ces résultats.

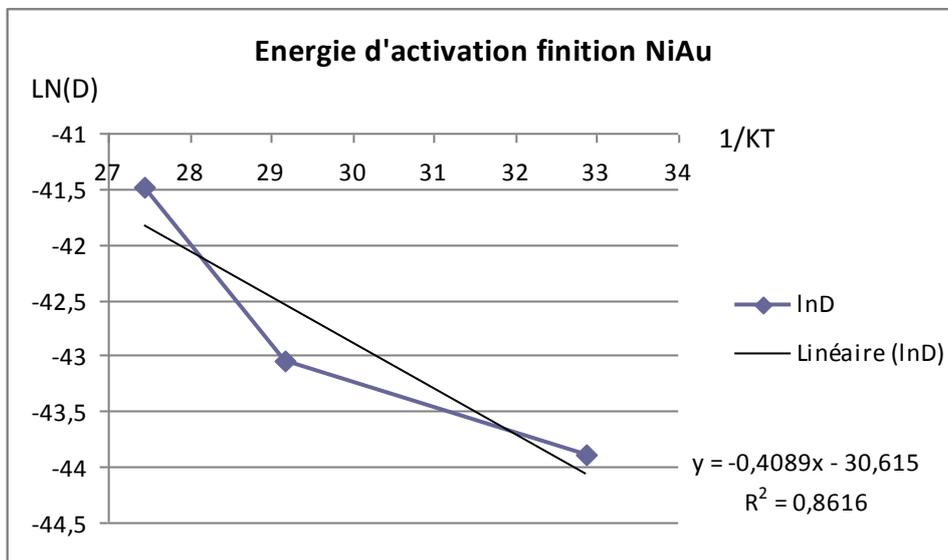


Figure II-29 : Energie d'activation pour des IMC formés à partir d'une finition NiAu.

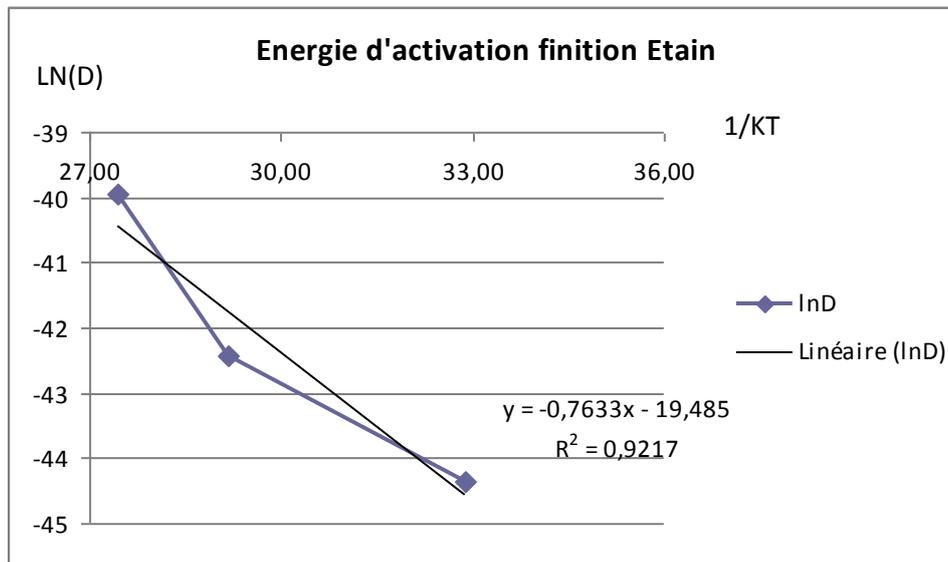


Figure II-30 : Energie d'activation pour des IMC formés à partir d'une finition Etain.

Les constantes de diffusion correspondantes sont :

$$D_{\text{NiAu}} = 2,33 \cdot 10^{-14} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$$

$$D_{\text{Etain}} = 3,31 \cdot 10^{-9} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$$

Les différentes références bibliographiques ne concernent principalement que de la diffusion Cu-Sn ou Sn-Cu. Les D_0 exposés lors de cette étude prennent en compte, eux, les inter-diffusions qui entrent en jeu.

2.6-Conclusion

Un vieillissement isothermique, à température constante, accélère les différents phénomènes de diffusion et plus particulièrement la croissance des intermétalliques de contact. Ce vieillissement, jusqu'à 1000h et une température maximale de 150°C, induit peu de changements dans le volume de la bille de brasure SAC, hormis une inter-diffusion entre les intermétalliques présents. Ce phénomène est lent avec une faible énergie d'activation, il n'y a donc pas de changement significatif entre la taille des dendrites à $t=0$ et après stockage. Il n'y a pas de dommage provoqué par ce type de vieillissement dans le joint de brasure, aucune fissuration n'a été observée. Les macro-grains d'étain visibles sous lumière polarisée ne présentent pas, hormis leur dispersion intrinsèque, de variation entre $t=0$ et après les différents tests. Ceci montre un comportement différent de celui de l'alliage étain-plomb, où une coalescence des phases d'étain et de plomb est clairement visible après vieillissement isothermique.

Les différentes couches intermétalliques observées diffèrent selon la finition utilisée. Une couche de Cu_6Sn_5 puis une couche de Cu_3Sn viennent s'intercaler entre la couche de Cu_6Sn_5 et le pad de cuivre après vieillissement pour une finition étain. Pour une finition ENIG, la couche formée est une couche de $(\text{Cu,Ni})_6\text{Sn}_5$, et aucune autre couche intermétallique ne vient se développer. Ainsi la couche de Nickel remplit son rôle de barrière de diffusion entre la brasure et le pad de cuivre.

Si en fatigue-thermomécanique, le type de finition n'influe pas ou très peu sur la durée de vie des composants sur carte électronique, en fatigue mécanique il en est tout autre. Une finition type ImmSn ou OSP, plus robuste à $t=0$ qu'une finition NiAu, se fragilise au fur et à mesure du vieillissement par le développement de la couche Cu_3Sn intermétallique cassant. Ce phénomène existe très peu avec une finition NiAu avec une résistance aux contraintes mécaniques plus stable dans le temps.

III-FATIGUE MECANIQUE

Dans ce chapitre III, la fatigue mécanique des assemblages électroniques montés sur PCB soumis à des contraintes vibratoires est traitée.

La fatigue en vibration est directement liée aux contraintes mécaniques induites par les déformations cycliques du PCB. Les connexions subissent à chaque cycle des déformations en compression, en traction et en cisaillement. La déformation étant périodique les contraintes le sont aussi.

A la fréquence de résonance les déformations sont plus importantes. Les fréquences de résonance ou naturelles correspondent aux fréquences auxquelles la carte soumise à des vibrations subira une amplification des déformations. En effet, la fatigue mécanique au niveau des assemblages est provoquée par la déformation des cartes résultant de leurs modes naturels sous différentes conditions de vibration et de niveau d'entrée. Le plus fort déplacement est provoqué par le premier mode de la carte induisant le plus de déformations [STE01]. C'est pour cela que lors d'essais en vibration nous nous intéresserons principalement aux premiers modes de la carte, les autres étant moins contraignants. Ces fréquences induisent un maximum de contraintes appliquées sur les connexions. Les déformations du PCB sont fortement dépendantes des conditions de maintien de la carte (points de fixation), de la répartition des masses (type de composant) et des sollicitations appliquées. Contrairement aux sollicitations thermiques, le placement du composant sur le PCB joue un rôle capital sur sa tenue en fatigue mécanique [STE01]. En effet selon leur position, les composants ne verront pas la même contrainte, et par conséquent leur tenue sera différente.

Ce chapitre se scinde en deux parties, l'une bibliographique et l'autre expérimentale. La synthèse bibliographique présente les mécanismes de défaillance associés à ce type de contrainte, avec dans un premier temps la fatigue mécanique pure, c'est-à-dire des métaux seuls, applicable donc à des alliages comme la brasure dans notre cas. Ensuite différents modèles permettant de caractériser le comportement de ces alliages seuls puis montés sur carte réalisant la connexion des composants, sont présentés. Enfin une synthèse provenant de retours d'expériences, axée sur la fatigue mécanique des composants montés sur PCB, décrit les facteurs technologiques influents et le type de rupture constaté selon les différentes familles de composants en fatigue vibratoire.

La partie expérimentale est composée de différents essais sur des cartes assemblées soumises à des vibrations aléatoires représentatives des conditions d'utilisation opérationnelles. Ils ont été réalisés afin de pouvoir évaluer les temps à la rupture des connexions des composants en fonction de l'alliage utilisé (SAC, SnPb) et de leur maintien mécanique (collage). Une première étude est effectuée à température ambiante, principalement sur des assemblages BGA. A l'appui de simulations par éléments finis (FEM), des courbes préliminaires de fatigue seront tracées. Une étude complémentaire, effectuée dans le cadre d'un projet amont permet d'aborder les aspects combinés, vibrations après pré-conditionnement, à chaud et à froid. L'objectif est d'appréhender les éventuels changements de comportement en fonction de la température.

1-Mécanismes de défaillances des connexions en fatigue mécanique

Dans ce paragraphe, une synthèse bibliographique sur la fatigue mécanique des métaux, et plus particulièrement des alliages comme ceux utilisés pour le brasage des composants est présentée dans un premier temps. Ensuite différents modèles permettant de caractériser le comportement de ces alliages seuls, puis en conditions d'utilisation c'est-à-dire réalisant la connexion entre le circuit imprimé et le composant sont exposés. Enfin une exploitation de résultats basés sur un retour d'expérience MBDA est donnée.

1.1-Les mécanismes de fatigue mécanique en vibrations des connexions

Sous l'action de charges répétées ou alternées suite à des essais de vibration, l'expérience montre que, si l'amplitude et le nombre de sollicitations périodiques sont suffisants, il en résulte une fissuration progressive puis une rupture par fatigue. Cette fissuration se produit sans allongement précurseur, et la fissure présente deux zones distinctes : une zone lisse, qui est la fissure de fatigue proprement dite, sur laquelle on peut observer des lignes d'arrêt successives, et une zone d'arrachement, à nerf ou à grain, qui correspond à la rupture finale instantanée.

Ainsi l'endommagement par fatigue mécanique comprend trois stades :

- amorçage de fissures
- propagation de ces fissures : dans la brasure proche de la couche intermétallique, dans la couche intermétallique elle-même, dans les pistes ou pads de cuivre, ainsi que dans les broches.
- enfin la rupture.

Lors de l'étape d'amorçage, l'initiation des microfissures s'effectue dans les zones où il y a concentration de contraintes. La rupture vient principalement de ces microfissures qui apparaissent dans le matériau dès les premiers cycles de chargement et qui progressent doucement à chaque fois que l'on sollicite le matériau. La fatigue est liée à la déformation cyclique de la connexion.

Celle-ci se décompose comme suit (Figure III-1):

$$\epsilon \text{ totale} = \epsilon \text{ élastique} + \epsilon \text{ plastique} \quad (\text{III-1})$$

Lors de sollicitations cycliques, la présence de déformations irréversibles dues à la plasticité entraîne un durcissement du matériau par écrouissage.

L'écrouissage d'un métal ou d'un alliage, la brasure dans notre cas, correspond aux modifications qu'il subit lorsque les contraintes qui lui sont appliquées sont suffisamment fortes pour provoquer des déformations plastiques, permanentes. Ces modifications sont d'ordre métallurgique (modification de la structure interne du matériau) et ont généralement une influence sur ses propriétés mécaniques.

L'écrouissage ne se produit que sur les matériaux ductiles ; il est défini comme la capacité d'un matériau à se déformer sans rompre dans le domaine plastique. L'écrouissage se caractérise par une augmentation de la limite d'élasticité et de la dureté, rendant le matériau plus fragile. Pour les brasures type SAC ou SnPb, les propriétés mécaniques peuvent évoluer de telle façon que la résistance mécanique augmente jusqu'au seuil de rupture, ou à l'inverse vers sa diminution dans le cas des aciers peu alliés. L'écrouissage est le durcissement par déformation plastique.

Lorsque cet écrouissage est anisotrope, la contrainte nécessaire à une nouvelle déformation est soit augmentée lors d'une compression, soit diminuée lors d'une traction, suivant les directions considérées. Ce comportement particulier porte le nom d'effet Bauschinger, c'est l'abaissement de la valeur absolue de la limite d'élasticité en compression suite à une traction préalable. Le matériau s'est adouci en compression et durci en traction. Ce type de chargement alterné est caractérisé par une hystérésis sur le graphe contrainte-déformation (figure III-1).

Dans le cas étudié dans ce chapitre, la fatigue en vibration est une fatigue élasto-plastique, et entraîne une rupture relativement rapide.

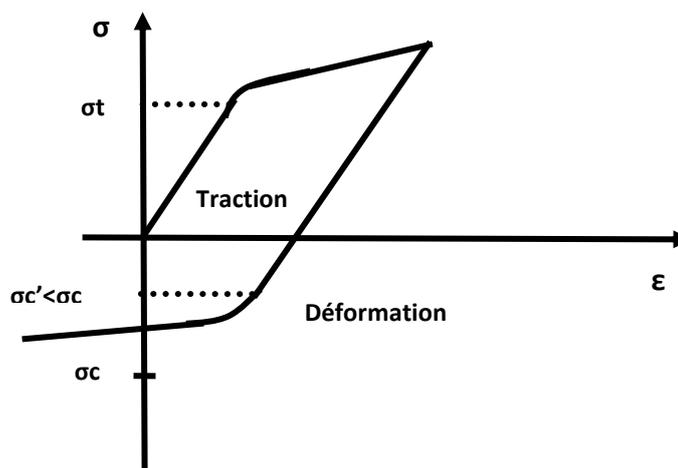


Figure III-1 : Hystérésis du graphe contrainte déformation avec la prise en compte de l'élasto-élasticité et de l'effet Bauschinger

1.2-Modélisation : courbes caractérisant la fatigue mécanique des connexions

La fatigue mécanique des connexions est analysée à l'aide de courbes « contrainte/ déformation ». Ces courbes de fatigue tracées pour un matériau tel que l'aluminium ou encore une brasure sont issues de campagne d'essais, elles sont recalées de façon empirique. Les différents modèles présentés concernent en premier lieu les matériaux seuls, puis la modélisation de Steinberg [STE01] permet de modéliser le comportement des composants reportés sur PCB soumis à des contraintes vibratoires.

1.2.1-Modèles pour les matériaux seuls

1.2.1.1-Courbe de Wöhler [TEC01]

La courbe de la figure III-2 donne en ordonnée l'amplitude de la contrainte maximale appliquée (σ_a) en fonction du nombre de cycles à la rupture (N_r) (en fonction de la durée de vie). Le nombre de cycles à la rupture N_r est en général tracé sur une échelle logarithmique.

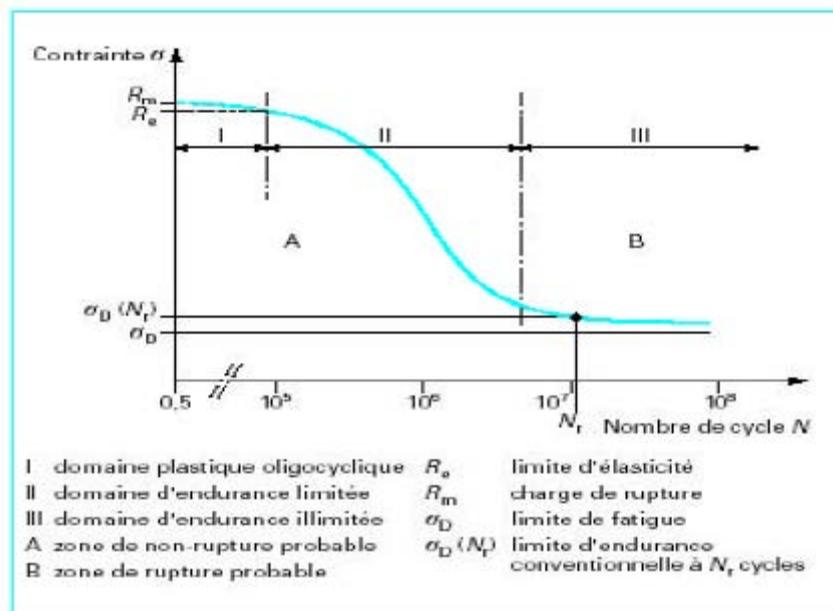


Figure III-2 : Diagramme d'endurance et courbe de Wöhler[TEC01]

On distingue sur cette courbe de Wöhler trois domaines :

- I : zone de fatigue plastique oligocyclique, sous forte contrainte : la rupture survient après un très petit nombre d'alternances et est précédée d'une déformation plastique notable.

- II : zone de fatigue ou d'endurance limitée : la rupture est atteinte après un nombre limité de cycles, nombre qui croît quand la contrainte décroît.

- III : zone d'endurance illimitée ou zone de sécurité, sous faible contrainte : la rupture ne se produit pas avant un nombre de cycles supérieur à la durée de vie envisagée pour la pièce. Empiriquement, le nombre de cycles est en général fixé à 10^7 .

Dans de nombreux cas, on peut tracer une branche asymptotique à la courbe de Wöhler, l'asymptote étant la limite d'endurance ou limite de fatigue σ_D .

Zone I : Fatigue plastique oligocyclique

Par suite de l'amplitude élevée de la contrainte maximale, chaque cycle d'effort entraîne une déformation plastique d'ensemble accompagnée le plus souvent soit d'un durcissement notable, soit d'un adoucissement du matériau. Ce domaine s'étend à la limite d'élasticité. Le nombre de cycles à la rupture s'étend de 0,5 jusqu'à 10^4 ou 10^5 , selon la nature du matériau.

Zone II : Domaine d'endurance limitée

Dans ce domaine de fatigue (dit aussi domaine de fatigue habituelle), la rupture apparaît après un nombre limité de cycles compris entre 10^5 et 10^7 (défini empiriquement). On remarque que dans ce domaine le nombre de cycles à la rupture croît quand l'amplitude de la contrainte appliquée décroît.

Zone III : Domaine d'endurance illimitée ou de sécurité

Pour les contraintes maximales appliquées, la durée de vie peut être considérée comme illimitée : $N_r > 10^7$ ou 10^8 , selon la position de la limite d'endurance σ_D . Pour des contraintes maximales inférieures à σ_D , les conditions d'apparition des microfissures sont rarement réunies ou alors leur dimension n'atteint pas la taille critique. Pour certains matériaux comme l'aluminium, le passage du domaine de fatigue au domaine de sécurité est très progressif. La courbe de Wöhler présente un coude très arrondi et elle ne devient horizontale qu'au-delà de 10^8 cycles ; parfois même, il n'apparaît pas de limite d'endurance asymptotique.

1.2.1.2-Loi ou équation de Basquin

Une relation linéaire entre la contrainte appliquée et le nombre de cycles à la rupture est observée lorsque la courbe de Wöhler est représentée sur une double échelle logarithmique (voir figure III-3).

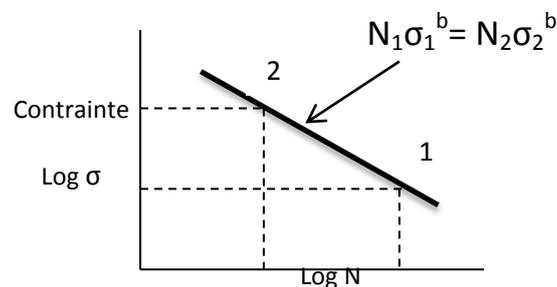


Figure III-3 : Courbe de Wöhler (en Log-Log S-N) décrite par la loi de Basquin dite aussi courbe de Basquin [PIT01] [STE01].

Cette relation est décrite par la loi de Basquin qui est de la forme :

$$N\sigma^b = C \quad (\text{III-2})$$

Avec :

- N le nombre de cycles à la rupture.
- σ la contrainte maximale appliquée.
- b la constante de fatigue du matériau (dite aussi coefficient de Basquin)
- C une constante qui dépend du matériau.

Le coefficient b est déterminé expérimentalement en fonction du matériau utilisé. Cette loi est très utilisée dans le domaine industriel par la simplicité de sa forme. Elle ne permet cependant pas de prendre en compte le domaine d'endurance illimitée, pour cela une contrainte seuil de coupure σ_e est introduite. σ_e correspond à l'amplitude minimale au-dessous de laquelle la brasure résiste au chargement pour un nombre de cycles largement supérieur à $N_e = 10^6$ à 10^7 cycles.

Le facteur d'accélération est alors :

$$\frac{N_1}{N_2} = \left(\frac{\sigma_2}{\sigma_1} \right)^b \quad (\text{III-3})$$

Ce facteur d'accélération est important afin de pouvoir faire le lien entre les essais accélérés et les conditions d'utilisation réelles. Le coefficient b est généralement pris égal à 2 dans le cas d'une brasure étain plomb car c'est ce coefficient qui couvre le plus de mécanismes de défaillances sur une carte électronique. Il sera important de pouvoir évaluer ce coefficient dans le cas des brasures SAC. Malgré tout, cette valeur est à utiliser avec précaution (marges), car il s'agit d'une moyenne. En effet chaque type de composant assemblé a sa propre valeur du coefficient b, il ne peut donc pas couvrir l'ensemble des mécanismes de défaillances des composants d'une carte assemblée, mais il reste un bon indicatif pour dimensionner des essais.

D'autres courbes permettent de modéliser le comportement des matériaux comme le diagramme et le master diagramme de Haigh [TEC01]. Nous ne les avons pas utilisées, elles ne seront donc pas présentées ici.

1.2.2-Les modèles analytiques d'évaluation de la durée de vie

Les modèles proposés pour évaluer la durée de vie des connexions en vibrations sont divers. On y distingue des modèles basés sur les déformations plastiques, d'autres sur les déformations élastiques et plastiques.

1.2.2.1-Modèle de fatigue basé sur les déformations plastiques

Le modèle de fatigue de Coffin-Manson [DUP01] est sans doute le plus connu et le plus largement utilisé. Ce modèle prévoit le nombre de cycles à la rupture en fonction du calcul ou de la détermination expérimentale de la déformation plastique appliquée. Le nombre total de cycles à la rupture N_f dépend de l'amplitude de la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$, du coefficient de fatigue plastique ε'_f et de l'exposant de fatigue plastique c , suivant la relation :

$$R = \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^{1/c} \quad \text{III-4}$$

Tel que :

- N_f : nombre de cycles à la rupture
- ε'_f : coefficient de fatigue plastique
- $\Delta\varepsilon_p$: amplitude de la déformation plastique
- c : exposant de Coffin-Manson

Rappel : Cette approche de la relation de Coffin-Manson tient compte uniquement des déformations plastiques, suppose que les déformations élastiques ne contribuent que faiblement à la fatigue et ne tient surtout pas compte de l'effet des contraintes résiduelles. En outre, il a été développé de façon empirique pour évaluer la fatigue d'un barreau de métal pur.

1.2.2.2-Modèle de fatigue basé sur les déformations élastiques et plastiques

Cette autre approche prend en considération deux catégories de fatigue: cycle court et cycle lent de fatigue. Le premier cycle est décrit par le modèle de fatigue de Coffin-Manson et le second par le modèle de fatigue de Basquin. Ainsi ce modèle permet de tenir compte de l'effet des déformations élastiques sur le nombre de cycles à la rupture. Ce modèle est caractérisé par la combinaison des deux modèles de fatigue et devient alors [CAL03] [INT01]:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (\text{III-5})$$

Tel que :

- N_f : nombre moyen de cycles à la rupture.
- ε_p : déformation totale.
- σ'_f : coefficient de fatigue.
- E : module d'élasticité.
- ε'_f : coefficient de fatigue ductile.
- b : exposant de Basquin.
- c : exposant de Coffin-Manson.

Plusieurs auteurs ont proposé de modifier cette équation afin de prendre en compte l'effet de la contrainte moyenne qui est l'effet engendré par les contraintes résiduelles. La formulation la plus simple est celle de Morrow [CAL04]:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f - \sigma_0}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (\text{III-6})$$

Tel que :

- σ_0 : contrainte moyenne hydrostatique (contrainte résiduelle) avec $\sigma_0 = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$

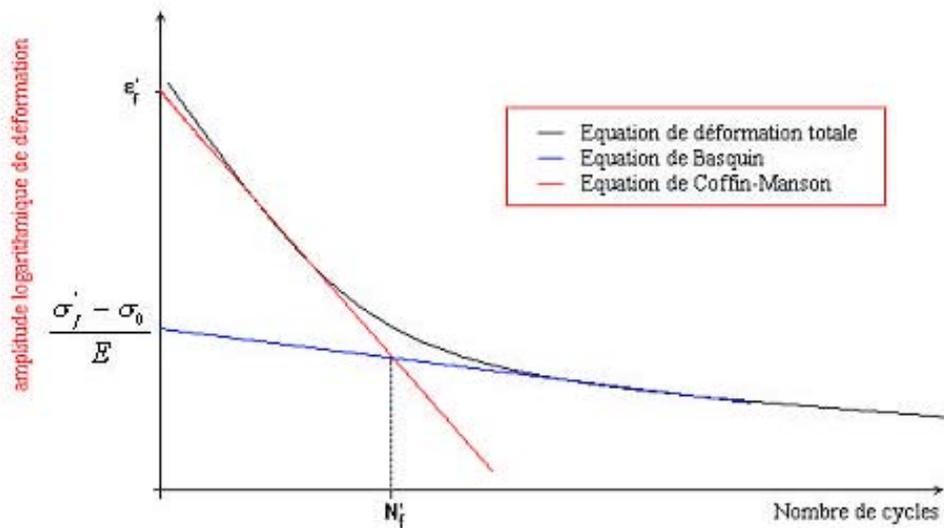


Figure III-4 : Courbe de fatigue de Wöhler

1.2.2-Modélisation des connexions des composants reportés sur PCB

1.2.2.1-Modélisation de Steinberg [STE01]

La modélisation de Steinberg ne porte plus uniquement sur le matériau lui-même, il introduit le fait que le composant est reporté sur un PCB. Son principe est donc d'estimer approximativement le niveau de contrainte dans les connexions d'un composant en vibration dont la brasure fait partie, voir la figure III-5, et d'en déduire la durée de vie en utilisant ensuite une loi de Basquin.

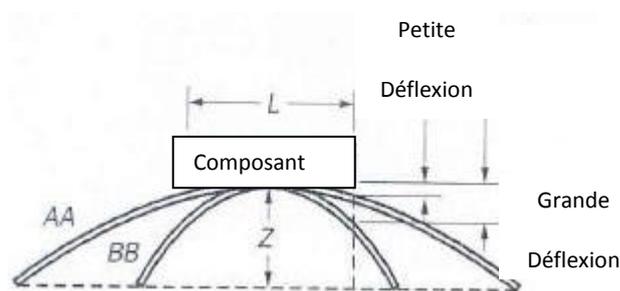


Figure III-5 : représentation schématique d'un composant sur un PCB soumis à des déformations

La forme de l'équation est comme suit :

$$N_0 = N_c \left(\frac{Z_c}{Z_0} \right)^b \quad (\text{III-7})$$

Dans laquelle :

- N_c est le nombre de cycles à la rupture
- N_0 est le nombre de cycles désiré.
- Z_0 est le déplacement maximal au centre de la carte.
- Z_c est le déplacement maximal pour N_c cycles à la rupture.
- b est le coefficient de Basquin.

Calcul de la fréquence propre

En vibration, les contraintes sont directement liées au déplacement et à la déformation du PCB. C'est à la fréquence de résonance de la carte appelée aussi fréquence propre ou encore fréquence du premier ordre de la carte, que les déformations subies par le PCB sont plus importantes. Il faut donc pouvoir calculer ces fréquences propres qui sont dépendantes des dimensions géométriques du PCB, du poids des composants, ainsi que des conditions de maintien du PCB. Ces conditions peuvent être par exemple des points de fixation autour de la carte (vis) qui sont donc des attaches ponctuelles, ou des glissières de maintien qui vont maintenir le PCB sur un bord complet. La figure III-6 présente un exemple avec le ventre au centre de la carte et les nœuds aux glissières de maintien.

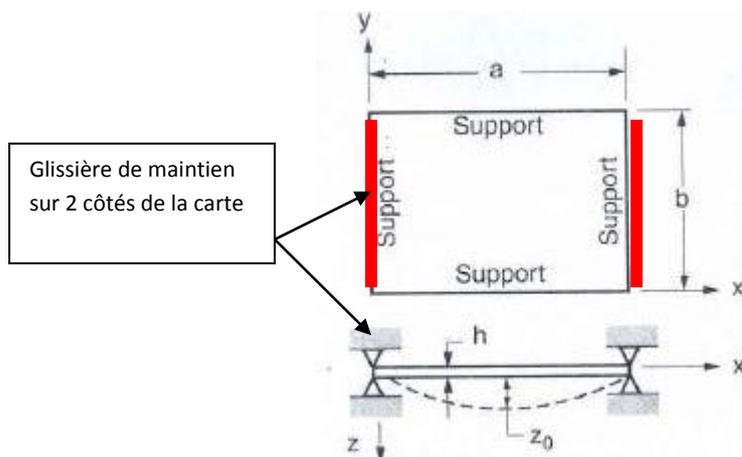


Figure III-6 : schématisation d'une carte maintenue à ces extrémités [STE01]

Le déplacement de la carte correspondant au premier mode suit l'équation (III-8) :

$$Z = Z_0 \sin \frac{\pi \cdot x}{a} \sin \frac{\pi \cdot y}{b} \quad (\text{III-8})$$

Steinberg considère le PCB comme une planche qui vibre en fonction de ses caractéristiques, mais ne prend pas en compte la masse des composants ni la rigidité apportée par ceux-ci. Cette approximation est sans doute moins adaptée dans le cas de composants de type BGA. Ainsi dans cette modélisation analytique, la fréquence propre dépend uniquement des caractéristiques géométriques du PCB. Dans ce cas, il est plus précis d'utiliser des outils de simulation par éléments finis. C'est ce que nous ferons dans la suite de ce travail. Cependant ce modèle empirique fonctionne correctement dans le cas de composants « légers ».

Ainsi pour une carte fixée aux 4 côtés, la fréquence propre s'exprime :

$$f_n = \frac{\pi}{2} \sqrt{\frac{D}{\rho}} \left(\frac{1}{a^2} + \frac{1}{b^2} \right) \quad (\text{III-9})$$

Pour une configuration de maintien de la carte uniquement sur 2 côtés, l'équation III-9 devient :

$$f_n = \frac{3,55}{a^2} \sqrt{\frac{D}{\rho}} \quad (\text{III-10})$$

Tel que :

$$D = \frac{Ebh^3}{192b} = \frac{Eh^3}{192(1-\mu^2)} \quad \text{est le facteur de rigidité en kg.cm}$$

$$\rho = \frac{W}{gab} = \frac{\text{masse}}{\text{surface}}$$

- E est le module d'élasticité en SI soit kg/cm²
- h est l'épaisseur du PCB en cm.
- a la longueur en cm.
- b la largeur en cm.
- ρ est le coefficient de poisson, (sans dimension).
- W est la masse de la carte assemblée en kg.
- g est l'accélération 9,81m/s².

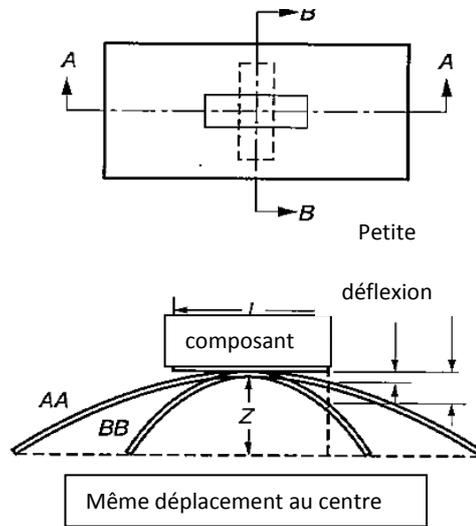


Figure III-7 : Rayons de courbure schématisés pour un composant situé au centre de la carte

On remarque que sur la figure III-7 le rayon de courbure n'est pas le même dans la longueur ni dans la largeur puisque la carte est tenue sur ses quatre cotés. Ainsi les paramètres comme le rayon de courbure du PCB et la taille du composant sont considérés comme les paramètres les plus influents sur la tenue en fatigue vibratoire. Il est donc nécessaire de calculer le déplacement vu par le composant sur la carte qui est lié aux déformations de la carte.

Calcul du déplacement en Z

Le déplacement selon la direction z, c'est-à-dire dans la direction perpendiculaire à la carte s'exprime de la manière suivante.

$$Z = \frac{9,8G_{in}Q}{f_n^2} \quad (III-11)$$

Tel que :

- G_{in} est l'accélération provoquée par le signal du sinus d'entrée.
- Q est le facteur de transmissibilité. Pour une bonne approximation, il est couramment utilisé $Q=f_n$ (remarque si l'accélération est mesurée par un accéléromètre au niveau du composant $Q=1$).

Pour une application en vibrations aléatoires :

$$G = 3G_{rms} = 3\sqrt{\frac{\pi}{2} * PSD * f_n * Q} \quad (III-12)$$

PSD est la puissance spectrale dissipée (en g²/Hz)

$$Z = \frac{0,00089B}{Chr\sqrt{L}} \quad (III-13)$$

Tel que :

- B est la longueur du PCB (cm).
- L est la longueur du composant (cm).
- h est l'épaisseur de la carte (cm).
- C est une constante caractéristique des types de boîtiers.
- r est le facteur de positionnement du composant sur la carte.

Le coefficient C est un paramètre important : il prend en compte la sensibilité du composant par rapport aux vibrations ; plus il est petit meilleure sera la tenue en fatigue. Par exemple des boîtiers BGA ou LCCC, sensibles aux vibrations présentent des valeurs de C élevées, à l'inverse de composant type résistance ou condensateur céramique CMS.

Le paramètre r est également très important car comme on peut le voir sur la figure III-8, le placement du composant sur le PCB joue un rôle capital sur la tenue en fatigue du composant en vibrations. En effet, selon le rayon de courbure du PCB on peut voir que selon la position du composant, la contrainte n'est pas la même. Pour une même déformation du PCB, le composant subit une grande ou une petite déflexion.

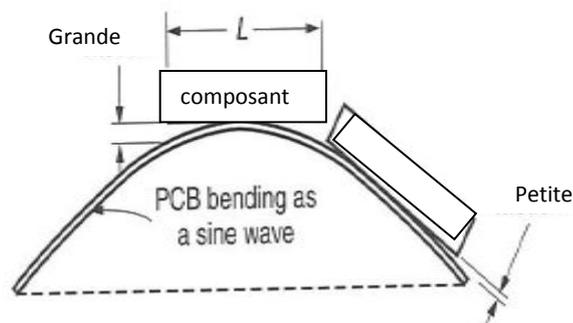


Figure III-8 : Schématisation de plusieurs positions de composants sur un PCB soumis à des vibrations

Le modèle de Steinberg prend en compte l'effet du placement du composant sur la carte pour le calcul de la durée de vie, mais en revanche il ne prend pas en compte le cumul des dommages comme la loi de Palmgren-Miner.

1.2.2.2-Cumul des dommages (loi de Palmgren-Miner)

Les essais de fatigue effectués pour déterminer le diagramme d'endurance (courbe de Wöhler) sont effectués à amplitude constante. En pratique, il est relativement rare qu'une pièce soit soumise à de tels chargements, les sollicitations contenant plusieurs niveaux d'amplitude et/ou de valeur moyenne. On peut alors avoir une idée de l'endommagement subi à l'aide de la loi de Palmgren-Miner qui repose sur les considérations suivantes :

- Le dommage d introduit par l'application de n_i cycles sous l'amplitude σ_i pour laquelle la durée de vie est N_{fi} , est donné par la fraction de vie :

$$d = n_i / N_{fi}$$

- On suppose que le dommage est cumulatif de manière linéaire et que la rupture se produit lorsque le dommage atteint la valeur 1 :

$$CDR = \sum_{i=1}^i \frac{n_i}{N_{fi}} < 1 \quad (III-14)$$

Tel que:

- CDR est le rapport des dommages cumulés (cumulative damage ratio).
- n_i est le nombre de cycles appliqués.
- N_{fi} est le nombre de cycles supportés par le système.

Si cette loi a été vérifiée dans un certain nombre de cas, elle est souvent en défaut (évolution du matériau au cours des cycles, relaxation, etc.) et, surtout, elle ne tient pas compte de l'ordre dans lequel les différents niveaux de la sollicitation sont appliqués (historique du chargement, effet de surcharge, de sous-charge) qui est un facteur prépondérant. Néanmoins, compte tenu de sa simplicité de mise en œuvre, cette loi reste la plus utilisée [DUP01], voir figure III-9.

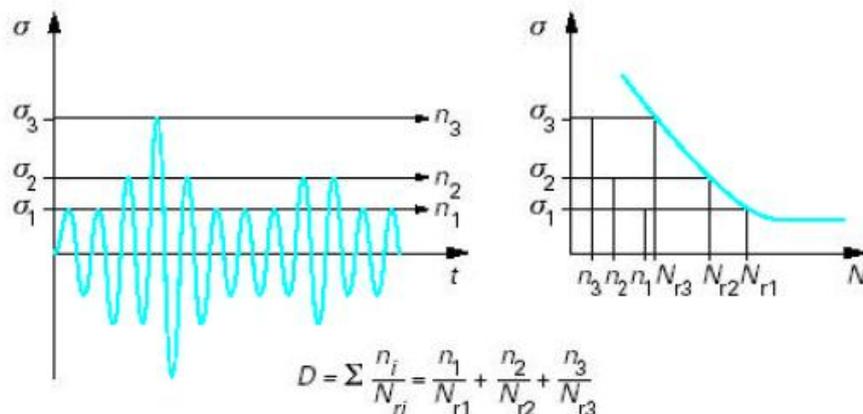


Figure III-9 : Endommagement en fatigue d'après l'hypothèse de Palmgren-Miner

Synthèse

Les différents modèles utilisés en fatigue mécanique viennent d'être décrits, mais le modèle de Steinberg ne prend pas en compte le poids ou la taille du composant. Ces caractéristiques technologiques peuvent accentuer les déformations du PCB ou encore, si le composant est de grande taille, décaler les fréquences de résonance en rigidifiant localement le PCB. Ainsi pour la suite du travail notre choix s'est porté sur l'utilisation de simulations par éléments finis pour caractériser les comportements des cartes en vibration. Nous allons tout d'abord nous intéresser dans ce qui suit aux facteurs technologiques influents sur la tenue des connexions. Cette partie est importante, car elle va permettre d'appréhender certains problèmes qui apparaissent en utilisation.

1.3-Facteurs technologiques influents

Cette partie s'appuie sur différents retours d'expérience accumulés lors des différentes campagnes d'essais effectués chez MBDA.

En ce qui concerne la tenue des connexions en fatigue mécanique (vibration et choc), il faut considérer qu'il y a deux mécanismes principaux qui peuvent se combiner :

- la fatigue liée aux efforts induits dans les connexions par les déformations de carte,
- la fatigue liée aux efforts induits par le mouvement du composant lui-même, en particulier si le composant entre en résonance sur ses connexions.

Donc, en plus des déformations induites par le PCB, les caractéristiques technologiques du composant jouent un rôle. Ainsi les facteurs technologiques qui ont le plus d'influence sur la fatigue mécanique sont :

- la taille du composant, car cela joue sur la sensibilité aux déformations de la carte,
- l'élasticité des connexions, car plus la connexion est élastique, plus elle peut absorber les déformations induites par les mouvements de la carte,
- la taille des connexions, car plus la section de la connexion est importante, plus sa résistance à la fatigue est importante,
- la rigidité du boîtier du composant, car plus il est rigide moins il subit les déformations de la carte et plus les connexions sont contraintes,
- La masse du composant, car plus elle est importante, plus il induit des contraintes dans les connexions sous l'effet des accélérations.

Ainsi, afin de diminuer les contraintes au niveau de composants sensibles plusieurs techniques existent et sont présentées dans le paragraphe suivant.

1.3.1-Solutions technologiques pour améliorer la tenue en environnement mécanique

Les techniques couramment utilisées pour améliorer la tenue mécanique d'assemblages sont les suivantes :

- collage des composants : un collage des composants après assemblage doit permettre d'améliorer la tenue mécanique des assemblages. Les choix technologiques sont alors cruciaux : les propriétés de la colle comme la viscosité ou son taux de charge doivent être optimisés à l'aide de calcul par éléments finis et de vérifications expérimentales ciblées.

Deux techniques de collage sont évaluées dans les chapitres suivants concernant les essais mécaniques sous contrainte vibratoire. Il s'agit d'un joint pelable qui est un cordon de colle déposé autour du composant, et de l'underfill qui est une colle déposée sous toute la surface du composant.

- le vernissage des cartes : même si ce n'est généralement pas son rôle premier, le vernissage des cartes améliore aussi leur tenue mécanique, en vibration notamment. Là encore le gain dépend des propriétés du vernis,

- l'encapsulation : cette technologie dite « potting » s'applique en particulier à l'encapsulation de petits matériels électriques et composants électroniques. Une fois la résine coulée, la coque et le composant constituent un ensemble indissociable. Cette technique n'est pas adaptée à toutes les applications, elle ne permet aucune réparation par exemple, mais elle est probablement la plus efficace pour protéger les assemblages vis-à-vis des agressions mécaniques (ou protection contre l'humidité) car la carte est noyée dans une résine. De nouveau, le choix de la résine est important pour la tenue en cycle thermique : les caractéristiques principales sont notamment le taux de charge et la viscosité.

1.3.2-Localisation des ruptures des connexions en vibration

Cette partie décrit les mécanismes de défaillances selon le type de composant. Ces facteurs technologiques sont déterminants concernant l'origine de l'ouverture électrique provoquée par une contrainte mécanique.

1.3.2.1- Boitiers sans broches

Composants BGA

Sous l'action de charges répétées ou alternées suite à des essais de vibration, les déformations plastiques, liées aux contraintes de traction ou de cisaillement dans le joint de brasure, se concentrent dans deux régions situées au voisinage immédiat des interfaces joint de brasure/composant et joint de brasure/PCB. Sous contrainte mécanique les billes se situant en coin de boîtier sont les plus sollicitées et ceci indépendamment de la taille de puce. Ainsi ce sont les billes qui se situent en périphérie de boîtier qui sont généralement les plus contraintes et donc à l'origine des défaillances électriques. Pour mémoire, sous contrainte thermomécanique la taille de la puce est à prendre en compte.

Plusieurs types de ruptures sont présentés figure III-10:

- rupture dans la piste ou pad de cuivre (côté PCB) (1),
- rupture dans la brasure (2),
- amorce dans la brasure puis propagation dans la couche intermétallique (3).

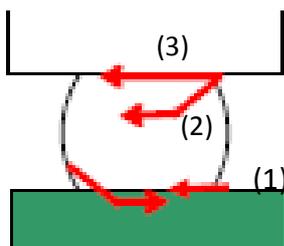


Figure III-10 : Schématisation des types de rupture au niveau d'une bille de BGA

La rupture se situe soit du côté du composant, soit du côté du PCB cela dépend de la forme du joint de brasure.

Des dispersions technologiques peuvent apparaître lors de l'assemblage d'un composant : les billes de brasure, par exemple, n'auront pas toutes la même forme après brasage. Une illustration est donnée sur la figure III-11. Sur un même FBGA, on remarque deux « facteurs de forme » β différents. L'angle β qui est l'angle formé entre le plot de report du substrat du composant et de la bille de brasure, est plus faible sur la figure a que la figure b.

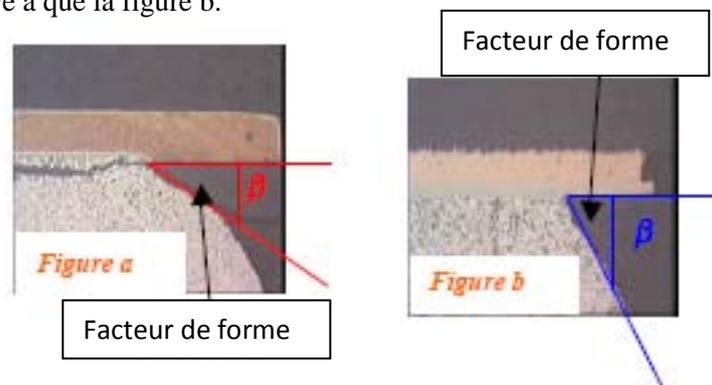


Figure III-11 a et b : variation du facteur de forme des billes d'un FBGA.

D'autre part la zone privilégiée d'apparition des fissures au sommet de la bille est liée à la concentration des contraintes en ce point. Il faut noter que la présence de la couche intermétallique (matériau rigide) dans la zone, favorise souvent la propagation de la fissure.

Chips CMS (résistance et condensateur) et MELF (Metal Electrode Leadless Face)

Les composants passifs montés en surface sont relativement peu sensibles aux vibrations et chocs, sauf les condensateurs et résistances « chip céramique » de taille supérieure ou égale à 2220 (inches), pour lesquels il peut y avoir des risques de casse au niveau des terminaisons, dans le cas de fortes déformations de cartes.

1.3.2.2-Boîtiers à broches

La sensibilité des boîtiers à broches aux vibrations et chocs est liée à la taille des composants, à leur masse et à l'élasticité de leurs connexions.

Cas des composants CMS avec des broches relativement fines et peu rigides.

Sous l'action de charges répétées, les déformations plastiques, liées aux contraintes de traction ou de cisaillement se situent principalement au niveau de la broche. Elle est plus élastique et moins robuste que la brasure, les déformations se concentrent dans deux régions, au coude supérieur et inférieur de la broche. Elles se situent le plus souvent au niveau du coude supérieur ou au ras du boîtier, car ces zones correspondent au maximum local de contraintes appliquées. Les broches les plus dégradées sont celles qui sont situées dans les coins du boîtier. Un exemple est donné sur un composant PQFP figure III-12 a) et b) avec des simulations réalisées à MBDA.

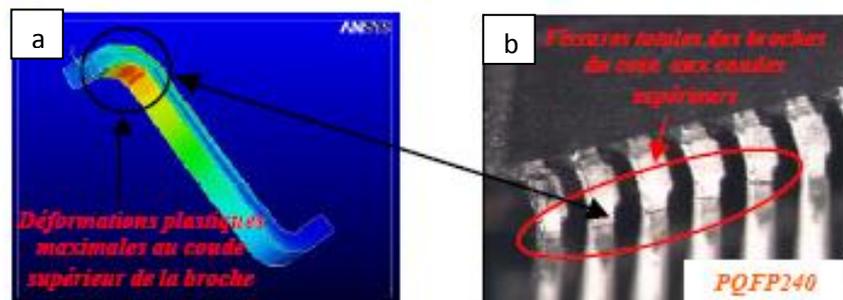


Figure III-12 : a) Analyse FEM de la contrainte maximale dans une broche de PQFP sous sollicitations mécaniques b) observation des broches cassées d'un PQFP240.

Cas des composants CMS avec des broches relativement rigides

Lorsque la broche est plus rigide et robuste que la brasure, alors les déformations plastiques, liées aux contraintes de traction ou de cisaillement, sont transmises au joint de brasure. La rupture se situe le plus souvent à l'interface brasure/broche, qui correspond au maximum local des contraintes appliquées. Les fissures de fatigue mécanique s'amorcent généralement sous le talon de la broche dans le joint de brasure et se propagent ensuite sur tout le long de l'interface joint de brasure/broche. Un exemple est donné sur un connecteur CMS sur la figure III-13. Sur cette figure on constate que l'amorce de fissure s'initie au niveau du talon de la broche et se propage le long de celle-ci.

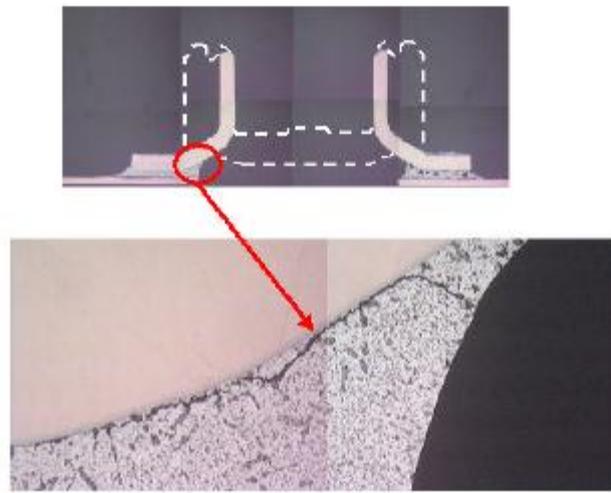


Figure III-13 : fissuration sous contrainte vibratoire de la brasure d'un connecteur CMS.

Cas des composants à broches « traversants »

Ces composants sont moins sensibles aux sollicitations mécaniques que les boîtiers CMS, car ils ont une très bonne tenue sur le PCB. En revanche dans le cas de composants « traversants » de grande taille, comme des condensateurs chimiques, des ruptures peuvent se produire au niveau des broches si le composant entre en résonance sur ses connexions lors de la vibration du PCB. Les mouvements répétés du composant mènent à la rupture des broches et à l'ouverture électrique. Un exemple est donné sur la figure III-14, où une rupture des broches d'un condensateur chimique s'est produite après essais de vibration.

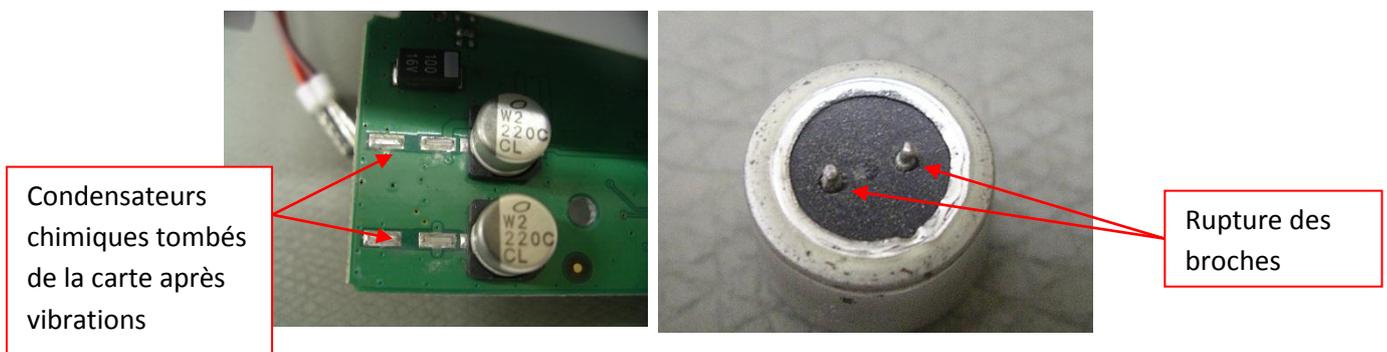


Figure III-14 : rupture des broches sous contrainte vibratoire d'un condensateur chimique

1.4-Conclusion

Dans cette synthèse, les différents modèles les plus fréquemment utilisés ont été décrits. Il ressort de cette analyse que pour caractériser un matériau comme la brasure qui réalise la connexion du composant sur le PCB en fatigue mécanique, il est important de pouvoir déterminer les différentes réponses du PCB en fonction de la sollicitation d'entrée (niveau de vibration). Ensuite la position du composant sur la carte a une forte influence car la contrainte vue par les connexions ne seront pas les mêmes (Steinberg). Enfin, les modèles analytiques ne permettent pas de prendre réellement l'impact de la technologie du composant qui a pourtant une importance dans les contraintes et dans le type d'ouverture électrique rencontrée.

Afin de pouvoir prendre en compte ces facteurs, des simulations par éléments finis ont été couplées aux modèles de durée de vie analytiques dans les essais réalisés. Ces simulations FEM permettent de représenter finement les différentes géométries. Ainsi, l'influence des caractéristiques du boîtier pourra être prise en compte, et les résultats obtenus seront plus représentatifs qu'avec des modèles faisant beaucoup d'approximation.

2-Essais sur boîtiers grand BGA sous contrainte vibratoire, évaluation de techniques de renforcement des assemblages.

Ce paragraphe décrit les différentes analyses expérimentales sur des assemblages BGA de grande taille sous contraintes vibratoires. En effet, leur taille les rend particulièrement sensibles aux déflexions des cartes électroniques, ce qui permet de réduire les temps d'essai. L'objectif est d'évaluer différentes techniques de renforcement de ces assemblages particulièrement sensibles à ce type de sollicitation mécanique. Une comparaison entre les assemblages et SnPb et SAC de la gamme 305-405 sera présentée. Des simulations par éléments finis seront utilisées pour déterminer une courbe de fatigue préliminaire.

2.1-Description des véhicules de test

Dix cartes de type FR4 avec dix couches de cuivre ont été utilisées pour ces tests. Chacune des cartes comprend sept BGA de trois types différents comme le montre la figure III-15.

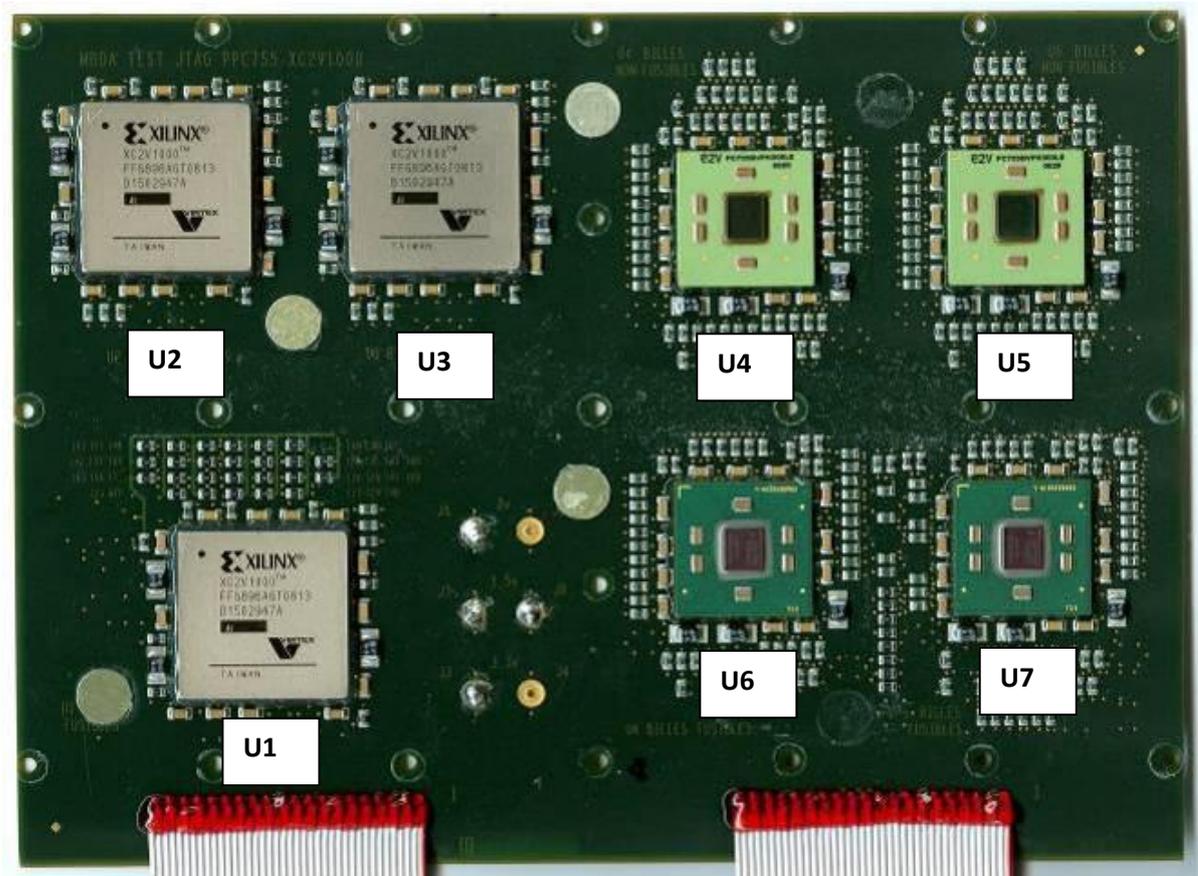
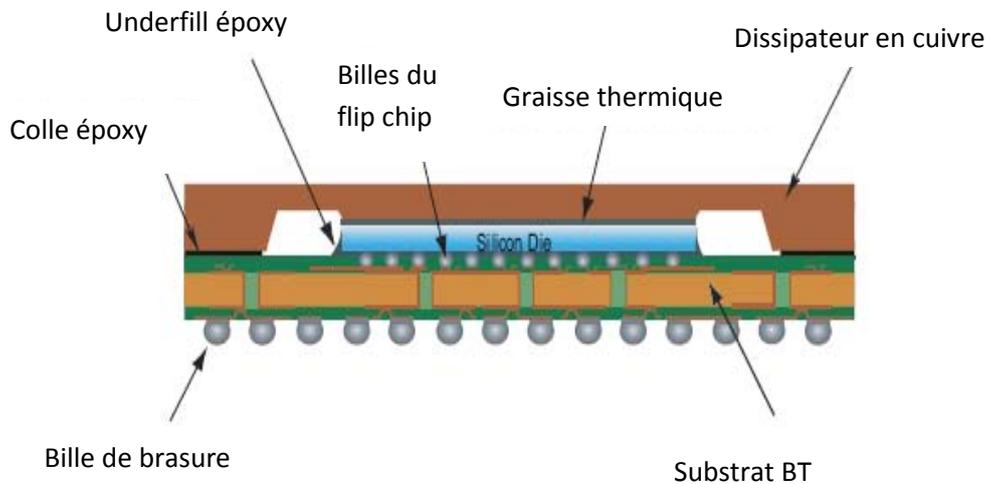


Figure III-15 : Véhicule de test grand BGA JTAG

Le type de testeur utilisé lors de ces essais de vibration est de type JTAG. Il permet donc la détection d'ouverture électrique sur des composants commerciaux fonctionnels. Ce type de test peut donc être effectué en phase de production, contrairement aux tests utilisant des composants de test spécifiques avec « Daisy-Chain ». Dans ce cas les composants sont non-fonctionnels.

Les trois types de BGA sont les suivants:

-U1, U2, U3 sont des Xilinx XC2V1000-4FFG896 ayant un substrat en Bismaleide Triazine (BT). Ce composant est doté d'un dissipateur en cuivre, et la composition de ses billes de brasure est SnPb 63/37 (SN 63%wt / Pb 37%wt) pour les composants en version plombée, et SAC 405 pour les composants sans plomb (Figures III-16 et III-17). La taille du boîtier est 30x30mm.



-U4 et U5 sont des composants e2V HiTCE360 PC755BVPHU300LE, avec un substrat céramique haut CTE, c'est-à-dire que la céramique a été modifiée afin de lui permettre une dilatation plus importante en température qu'une céramique classique. Ce composant a également la particularité d'avoir des billes non fusibles en polymère recouvertes d'une finition cuivre (figure III-17). Le même composant peut donc indifféremment être assemblé avec une brasure avec ou sans plomb. La taille du boîtier est 25x25mm.

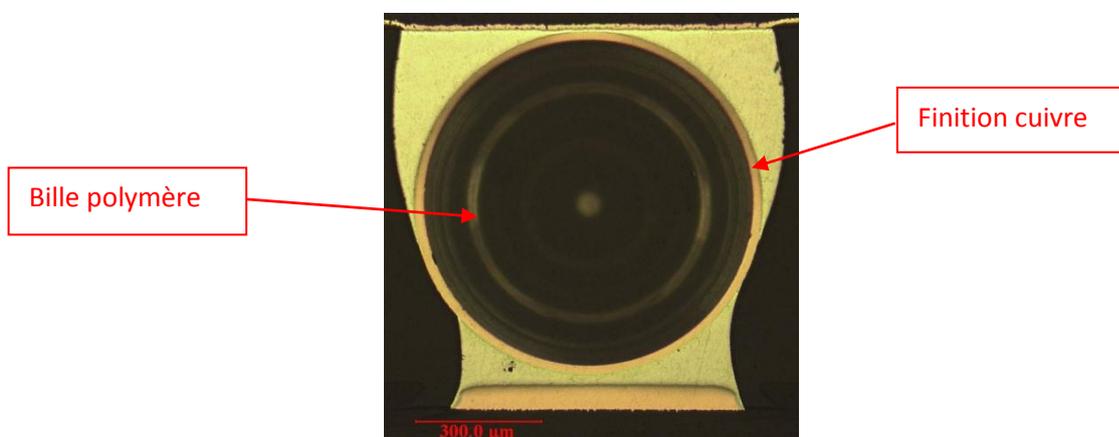


Figure III-17 : Vue en micro section d'une bille polymère reportée.

-U6 et U7, enfin, sont des composants FREESCALE FC-PBGA360 MPC755BVT300LE dont le substrat est en BT. Ce boîtier n'a pas de dissipateur thermique. Ses billes sont en SnPb 63/37 pour la version plomb et SAC 305 en sans plomb. La taille du boîtier est de 25x25mm. Une vue binoculaire en coupe est présentée figure III-18.

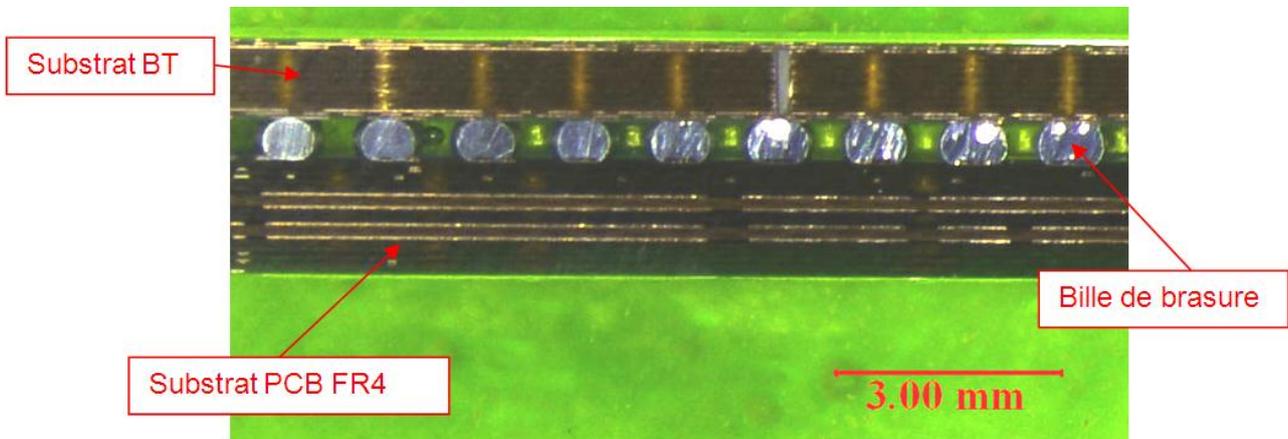


Figure III-18 : Vue en coupe des composants U6, U7 FREESCALE

Le tableau III-1 récapitule les différences technologiques entre les composants utilisés dans ces essais.

	U1, U2, U3	U4, U5	U6, U7
Taille	30x30 mm	25x25 mm	25x25 mm
Substrat	BT + heatspreader	Céramique haut CTE	BT
Billes	SnPb ou SAC405	Polymères	SnPb ou SAC 305

Tableau III-1 : différences technologiques entre les composants utilisées dans les essais

Le report de ces composants s'effectue en phase vapeur avec un pic de température à 240°C. Les crèmes à braser utilisées sont SnPb 63/37 pour les composants en version plomb et SAC 305 en version sans plomb. Une fois les composants reportés, certains d'entre eux vont être collés au moyen de deux méthodes :

- Le joint pelable
- L'underfill

Ensuite les cartes sont vernies afin de s'approcher au plus près des conditions réelles d'utilisation de ces composants.

Le premier type de collage est le joint pelable, qui est un cordon de colle déposé tout autour du composant. Son premier rôle est d'empêcher que le vernis ne se dépose sous le composant, dans le but de permettre un échange de composant en cas de panne ou de réparer le BGA initial (rework). Mais il joue également un rôle de maintien mécanique de l'assemblage sur la carte.

Ce joint pelable étant déposé manuellement par un opérateur. Une différence inattendue s'est produite entre la pose du joint pelable sur les BGAs en version plomb et sans plomb (figure III-19 a) et b)). N'ayant pas un taux de charge en silice suffisamment élevé, il s'est propagé jusqu'à la première rangée de billes des BGA sans plomb.

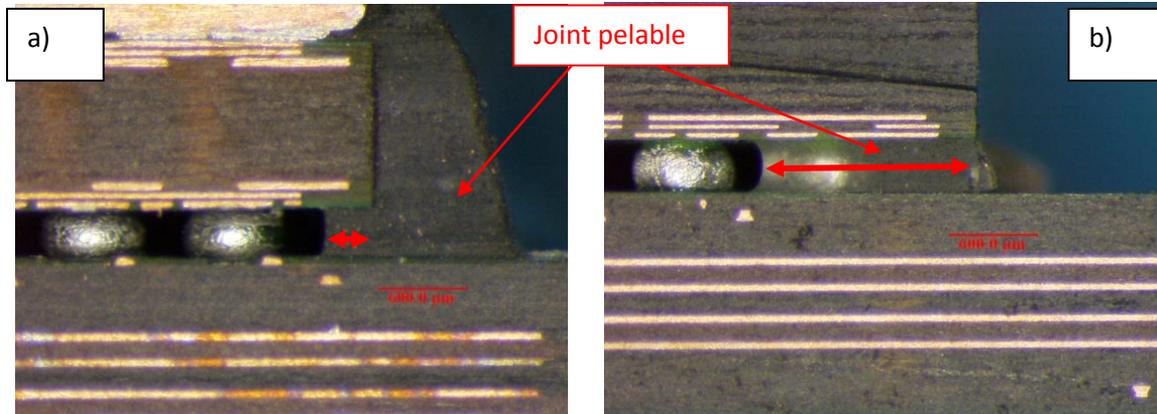


Figure III-19 : profondeur du joint pelable a) SnPb b) SAC.

Le joint pelable pénètre plus profondément vers l'intérieur du BGA sur les versions sans plomb. En effet, le joint pelable recouvre la première rangée de bille du BGA (figure III-19 b)), contrairement à la version plombée où il est correctement posé (figure III-19 a)). Cette différence sera prise en compte lors de l'interprétation des résultats.

Le second type de collage est effectué à l'aide « d'underfill ». Il s'agit d'une colle déposée sous toute la surface du BGA au niveau du second niveau d'interconnexion (Figure III-20). La composition de « l'underfill » utilisé au cours de cet essai est une donnée confidentielle MBDA.

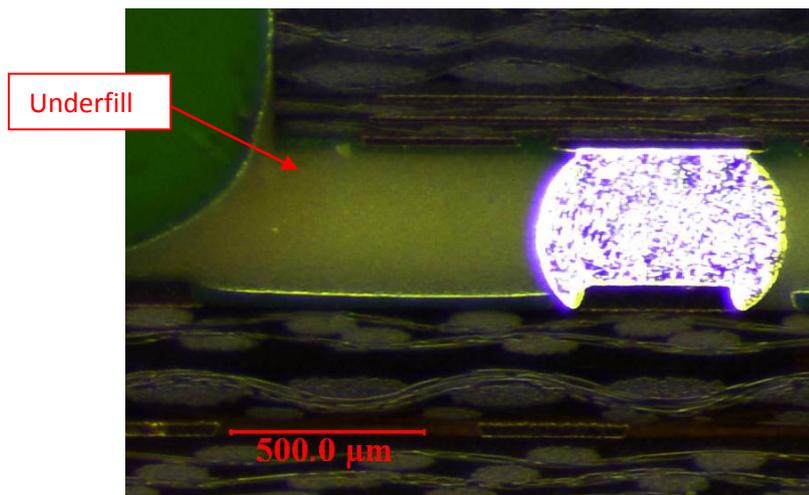


Figure III-20 : Vue en coupe de l'underfill au second niveau d'interconnexion

Le nombre de cartes avec des composants collés et non collés est décrit dans le tableau III-2.

Nombre de cartes	SnPb	SAC
Joint pelable	3	3
underfill	X	3
Non collée	X	1

Tableau III-2 : Nature du collage et répartition des cartes.

2.2-Description des tests

2.2.1-Détermination des fréquences naturelles.

Dans un premier temps, il est nécessaire de déterminer les fréquences naturelles de la carte afin de pouvoir calibrer le test. Les fréquences naturelles correspondent aux fréquences de résonance de la carte c'est-à-dire que la carte soumise à des vibrations subira une amplification des déformations à certaines fréquences. En effet, la fatigue mécanique au niveau des assemblages est provoquée par la déformation des cartes résultant de leurs modes naturels sous différentes conditions de vibration et de niveau d'entrée. Le plus fort déplacement est provoqué par le premier mode de la carte induisant le plus de déformations [STE01]. C'est pour cela que l'on va s'intéresser principalement aux premiers modes de la carte, les autres étant moins contraignants.

Afin de pouvoir mesurer ces fréquences, les cartes sont fixées sur un raidisseur qui est un cadre en aluminium. Ensuite la carte est déposée sur un bâti, lui-même fixé sur un pot vibrant LING Electronics (figure III-21). Les vibrations ont été effectuées selon l'axe Z.

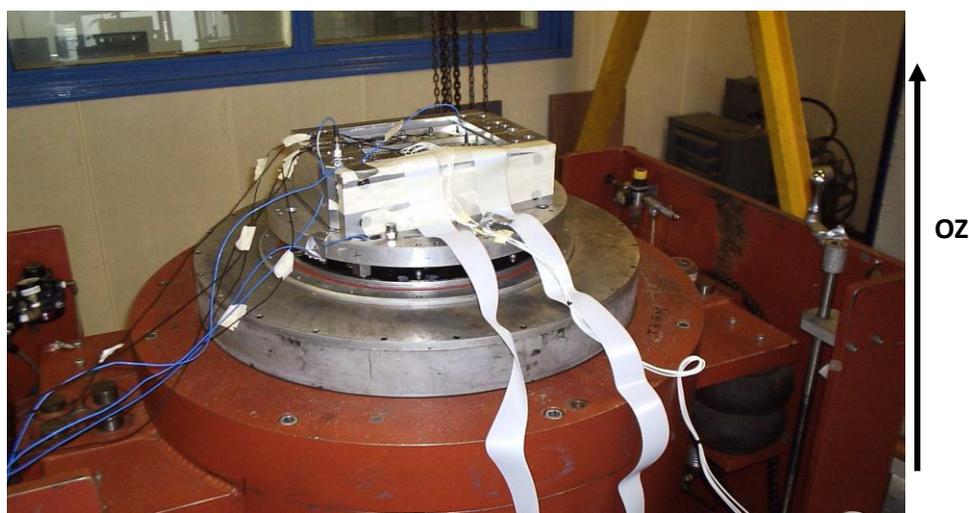


Figure III-21 : Pot vibrant LING Electronics

Des accéléromètres sont placés à différents endroits de la carte (figure III-22) pour effectuer les relevés en fréquence.

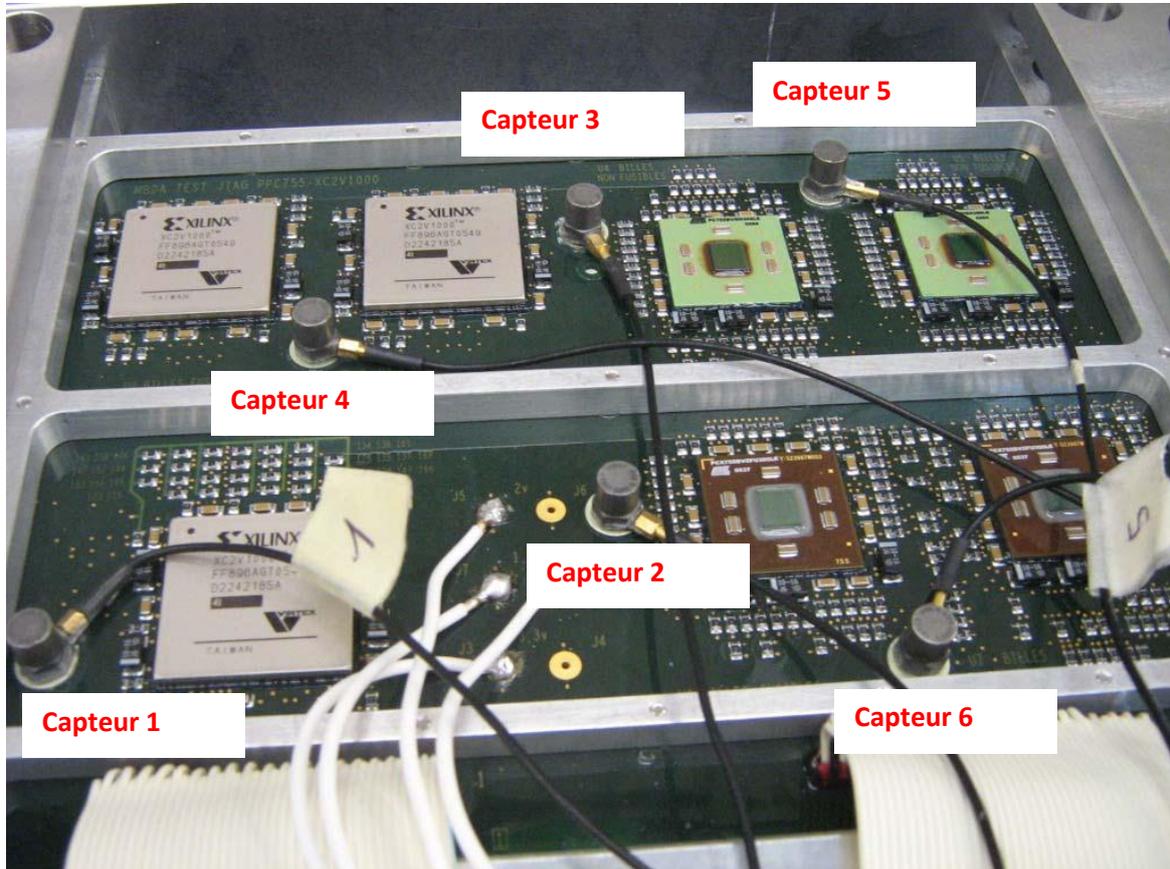


Figure III-22 : Disposition des accéléromètres sur la carte.

On applique un balayage en fréquence, ici du sinus balayé, à faible niveau pour ne pas endommager les cartes, ainsi les différents accéléromètres vont pouvoir relever les réponses de la carte. La vitesse de balayage (variation de la fréquence avec le temps) doit être assez lente afin d'étudier la réponse de tous les éléments constitutifs du système : le balayage effectué est dans la gamme de 10 à 2000Hz avec 1 octave par minute suivant l'axe OZ. Un balayage très lent (1 octave/min) permet d'avoir une fonction de transfert du système à un degré de liberté sans distorsion et d'avoir de bonnes valeurs de fréquence de résonance et de surtension. Lorsque l'on augmente la vitesse de balayage, l'amplitude de la fonction de transfert diminue, sa bande passante devient plus large et la fréquence de résonance est décalée.

Les différents capteurs enregistrent les amplifications qui correspondent aux fréquences propres. Un exemple de mesure est donné pour le capteur 3 pour une excitation de 0,5g en sinus balayé (Figure III-23). 0.5g correspond à un faible niveau d'entrée et a été choisi pour le test.

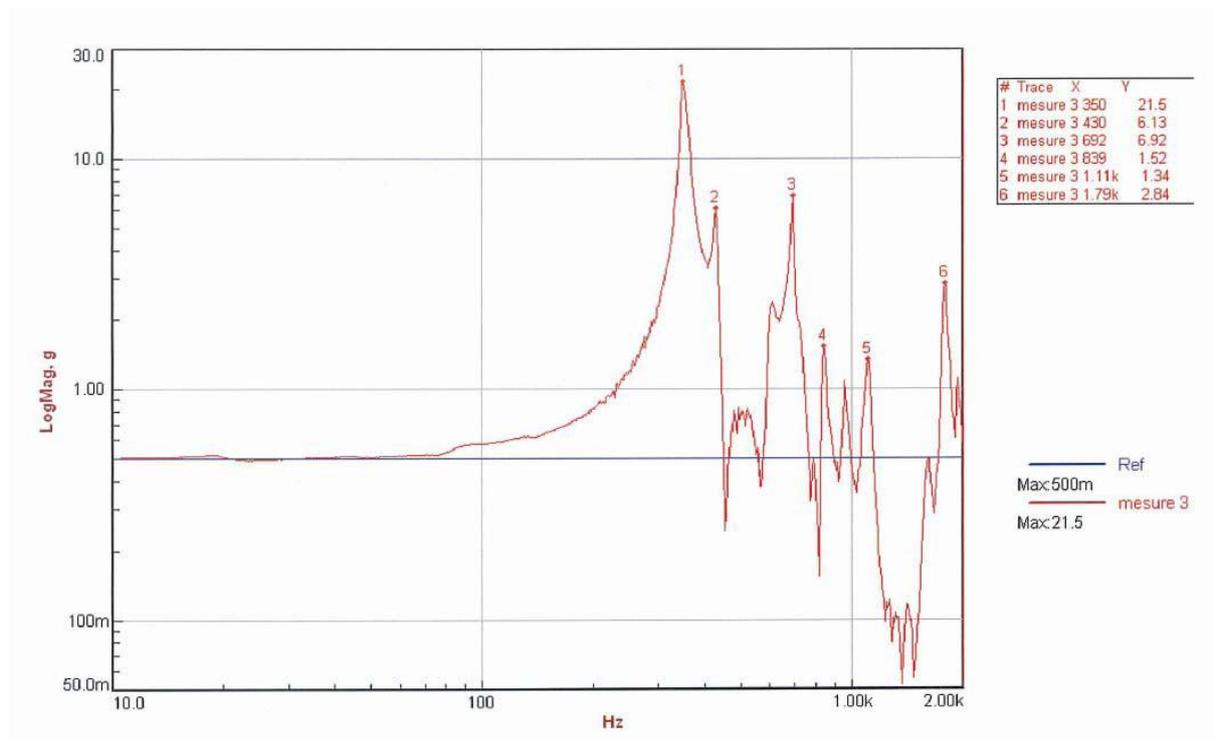


Figure III-23: réponse du capteur 3 pour un balayage en sinus à 0.5g.

Ce capteur nous indique que les trois premières fréquences se situent aux environs de 350Hz, 430Hz et 693Hz. Ces valeurs sont approximatives, car selon la position du capteur la valeur de la fréquence peut légèrement se décaler d'une dizaine de hertz. L'amplitude des déformations mesurée varie donc légèrement d'un capteur à l'autre, car cette amplitude est dépendante de la place du capteur sur la carte. Les valeurs retenues pour la carte sont alors une moyenne sur des mesures de l'ensemble des capteurs.

Les différents modes relevés sont présentés dans le tableau III-3.

mode	1	2	3	4	5
Fréquences naturelles (Hz)	340	448	727	839	1080

Tableau III-3 : modes et fréquences naturelles mesurées de la carte d'essais.

Dans cette étude les cinq premiers modes ont été relevés, le premier mode est mesuré à 340Hz.

2.2.2-Tests

Si des vibrations de type sinus en balayage sont utilisées pour déterminer les fréquences naturelles, en revanche les vibrations aléatoires représentent les vraies conditions d'utilisation et sont exprimées en PSD (Power Spectral Density) dont l'unité est le g^2/Hz . Des niveaux en g^2/Hz sont ainsi définis (fort, moyen, faible) et dimensionnés afin de pouvoir effectuer les essais d'endurance en vibration. Ces niveaux sont déterminés en effectuant un essai de type step stress au préalable, c'est-à-dire que l'on fait vibrer les cartes avec une incrémentation de 2dB entre chaque palier, ce qui représente un essai préliminaire. Ainsi on peut déterminer à partir de quel niveau les cartes sont défailtantes. Ce niveau correspond alors au niveau d'accélération à ne pas dépasser. Les niveaux appliqués à nos cartes et le plan d'essais sont donnés dans le tableau III-4.

Niveaux	SnPb Joint pelable	SAC Joint pelable	SAC Sans colle	SAC underfill
0,35 g^2/Hz	X	X		X
0,2 g^2/Hz				X
0,1 g^2/Hz	X	X	X	
0,05 g^2/Hz	X	X		

Tableau III-4 : plan d'essais et niveau de vibration aléatoire appliquée

Quatre niveaux ont été appliqués 0,35 g^2/Hz , 0,2 g^2/Hz , 0,1 g^2/Hz et 0,05 g^2/Hz . Afin de pouvoir contrôler ces niveaux de vibration en test, un contrôle double système a été placé : un sur le bâti, l'autre sur le pot vibrant afin de vérifier au cours du test s'il n'y a pas de fluctuation entre les niveaux appliqués au pot vibrant et ce que voit la carte (figure III-24). Aucun écart n'a été constaté au cours des essais.

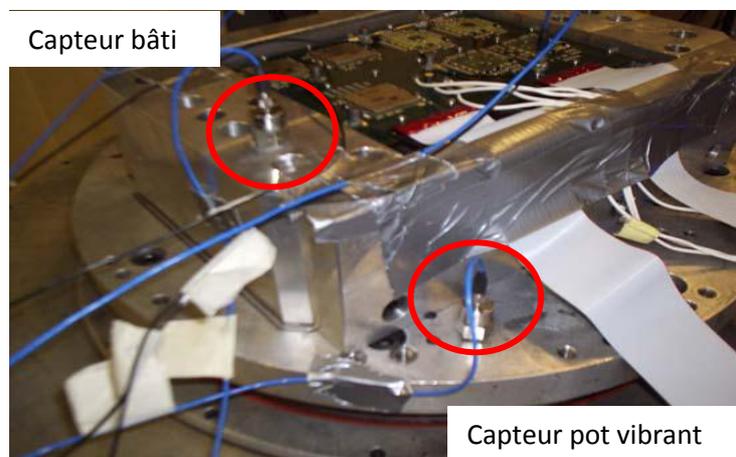


Figure III-24 : Double pilotage utilisé lors des essais

2.3-Résultats de test

2.3.1-Critère de défaillance

Le critère de défaillance retenu pour ces essais est la première ouverture électrique totale du composant. Ainsi les temps à la défaillance TTF relevés pour chaque composant correspondent à la première défaillance détectée par le test JTAG.

2.3.2-Résultats bruts

Une synthèse de l'ensemble des résultats de test est donnée dans le tableau III-5 présenté en Annexe D.

2.3.3-Analyse des résultats

-Au niveau $0,1g^2/Hz$, on constate l'effet du joint pelable.

Pour les composants sans plomb non collés le TTF est de 7 minutes. Il est de 60 minutes avec joint pelable. Il y a peu d'écart entre le « sans plomb » non collé et « l'étain-plomb » avec joint pelable non pénétrant. La grande différence entre le sans plomb avec joint pelable et l'étain plomb avec joint pelable est expliquée non pas par une différence significative entre les alliages utilisés, mais par la profondeur du joint pelable.

Sur les assemblages sans plomb, le joint pelable enrobe toutes les premières rangées en périphérie du composant. Or, sous contrainte vibratoire, les billes d'un BGA les plus sollicitées sont justement les billes en périphérie de boîtier. Par conséquent ce joint pelable pénétrant améliore la tenue mécanique du composant d'une manière encore plus significative que ne le fait un joint pelable correctement déposé, ce qui est le cas de l'étain plomb. On peut donc en conclure qu'il n'y a pas de différence significative de comportement entre les assemblages « plomb » et « sans plomb », les seules différences observées sont plus dues au type de maintien par la colle qu'à l'alliage lui-même.

-A fort niveau, $0,35g^2/Hz$, le même constat est observé entre les filières sans plomb avec joint pelable et étain-plomb avec joint pelable, pas de différence significative.

Les composants sont tous défaillants 3 minutes après la première défaillance pour le sans plomb, et en 2 minutes pour l'étain plomb. L'écart constaté entre l'apparition de la première panne 7 minutes (sans plomb) et 2 minutes (étain plomb) s'explique là encore par la différence entre les joints pelables.

Concernant la filière sans plomb avec underfill, un écart conséquent est constaté dans le TTF en comparaison de la filière sans plomb avec joint pelable. En effet, l'underfill améliore de plus de 20 fois la tenue en environnement vibratoire par rapport au joint pelable. L'essai a été arrêté au bout de 330 minutes et il restait sur la carte encore un composant non défaillant U7. A noter également que

l'essai à niveau intermédiaire, $0,2g^2/Hz$, a été arrêté au bout de 840 minutes alors que seulement deux composants étaient défaillants, dont le premier au bout de 370 minutes.

2.3.4-Synthèse

Quel que soit le type de composant, il n'y a pas de différence significative entre les deux filières d'assemblages. La différence observée est due au type de collage et non-à l'alliage en lui-même. L'underfill semble être une méthode prometteuse pour le renforcement des assemblages type BGA sous contraintes mécaniques.

2.4-Analyses Physiques Destructives : recherche des mécanismes de défaillance.

Une fois les essais terminés, des analyses sont pratiquées afin de trouver l'origine de l'ouverture électrique. En effet le testeur utilisé, même s'il détecte les ouvertures électriques, ne permet pas à lui seul de localiser avec précision l'origine de la défaillance sur le composant. En effet, le chaînage JTAG est complexe en comparaison d'un Daisy Chain, et seul un test électrique complémentaire sous pointe permet une localisation plus fine des défauts. A noter également la difficulté du test électrique par la nature aléatoire de l'ouverture électrique : le contact électrique se referme à l'arrêt des vibrations, il n'y a pas ou très peu d'ouverture franche. La première ouverture électrique est détectée par le test JTAG, mais contrairement à un chaînage daisy-chain où la mesure des résistances permet d'identifier l'endroit de l'ouverture électrique, dans cet essai la localisation est particulièrement difficile. Elle s'effectue par dichotomie avec un test sous pointes, puis une micro-section est réalisée pour confirmer le test électrique

Enfin, une analyse de la microstructure est effectuée pour comparaison avec les différents types de contraintes étudiées dans cette thèse.

2.4.1-Tests électriques

Un exemple de test électrique sous pointes est donné sur les BGAs Xilinx. Cette opération a été réalisée après retrait du dissipateur thermique en cuivre du composant, du joint pelable, du vernis épargne et du plan de masse supérieur du substrat du BGA, figure III-25.

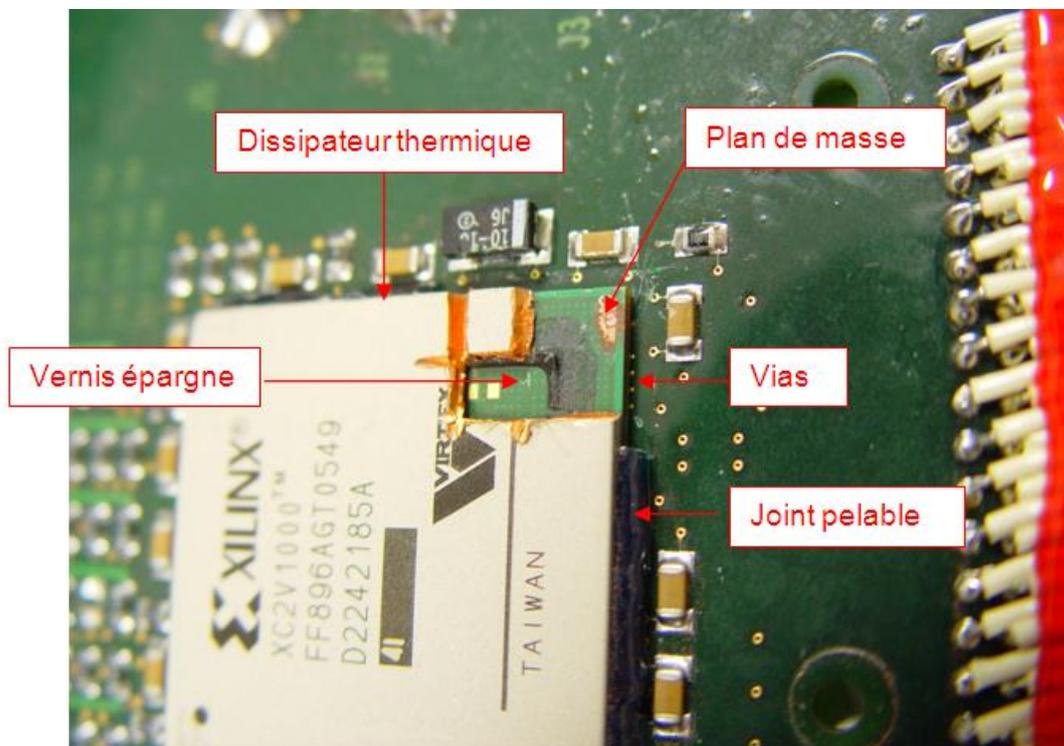


Figure III-25 : Préparation du BGA Xilinx en vue du test électrique

Une fois que le contact électrique du substrat à l'aplomb de la bille est dégagé, les tests électriques peuvent s'effectuer à l'interface substrat/bille, bille/circuit imprimé (via, piste de cuivre) (voir la figure III-26).

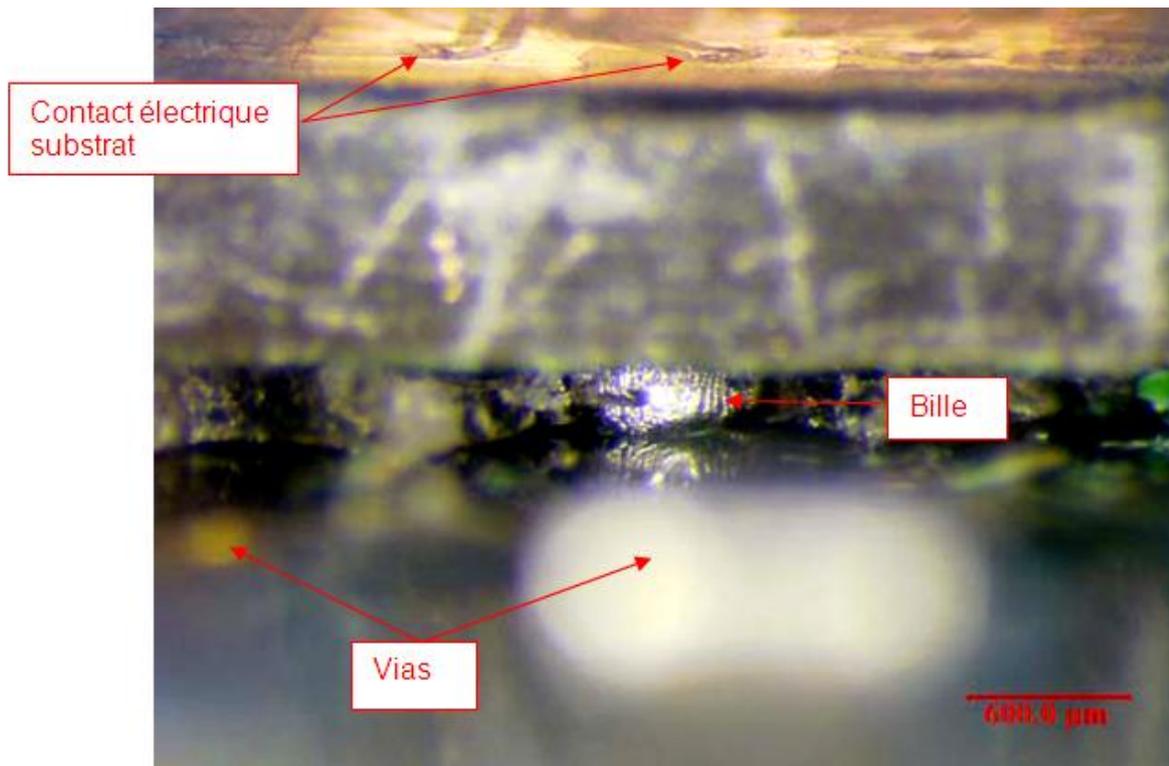


Figure III-26 : test électrique pour la localisation du défaut

Les différentes analyses effectuées ont montré que les ouvertures électriques se situent entre la bille et le via, ce qui provient d'une rupture soit de la piste elle-même, soit de l'interface bille/circuit imprimé.

2.4.2-Micro-sections

Une fois les défauts électriques localisés, les plans de coupe sont définis : seules des billes de périphérie de boîtier sont en défaut.

2.4.2.1-résultats pour les assemblages SnPb avec joint pelable, SAC avec et sans joint pelable.

Pour ces trois filières, pour chaque type de composant et quel que soit le niveau d'entrée appliqué, le mode de rupture est le même : rupture dans le pad ou de la piste au ras de la bille de brasure. Des exemples de rupture sont montrés sur les photos de la figure III-27 et III-28, III-29 pour chaque type de composant.

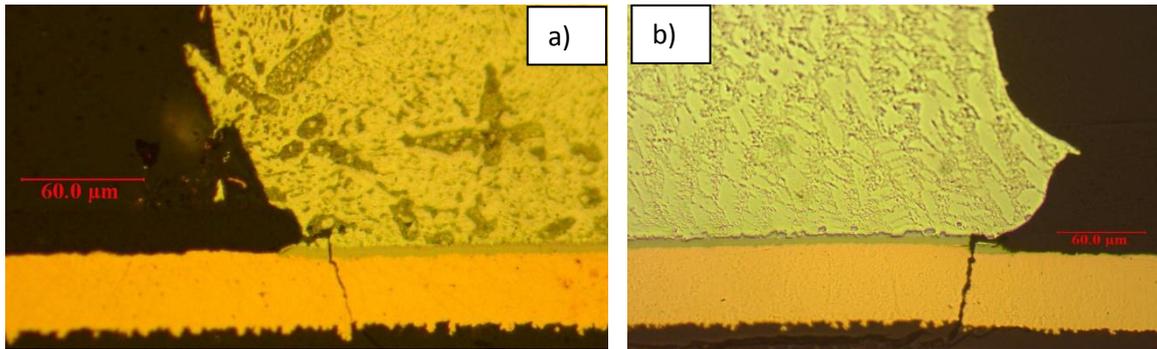


Figure III-27 : rupture dans le pad au ras de la bille sur BGA Xilinx a) étain-plomb b) sans plomb

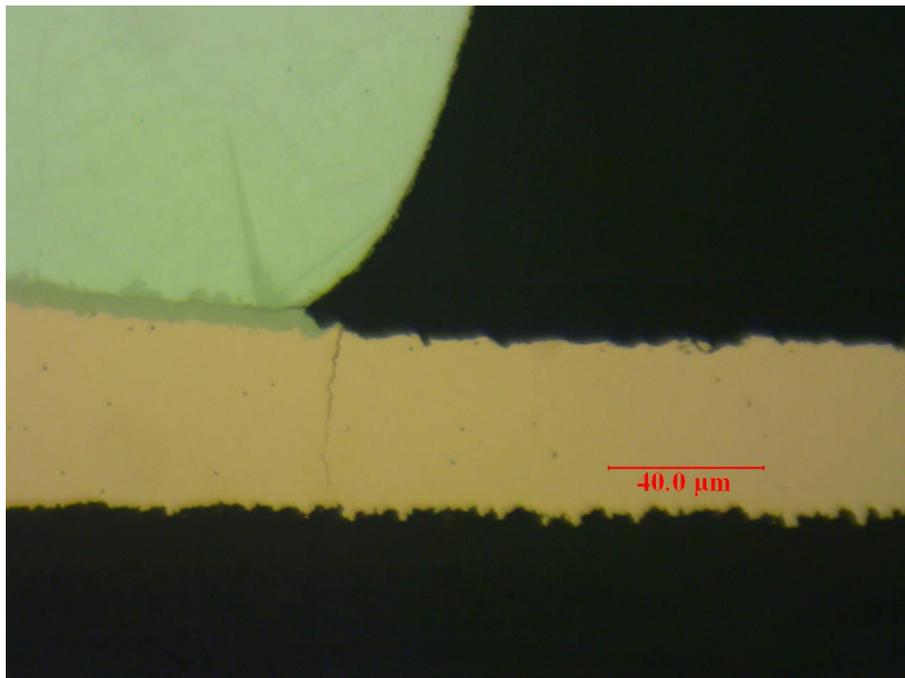


Figure III-28 : rupture dans la piste de cuivre au ras de la bille sur BGA FREESCALE

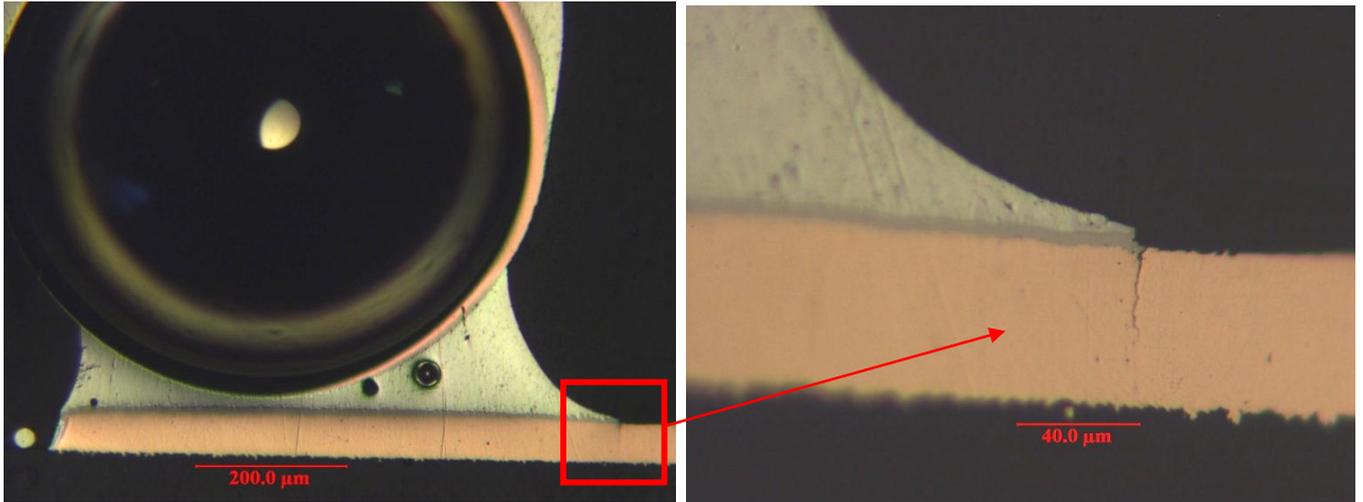


Figure III-29 : rupture dans la piste au pied du pad sur composant e2V HiTCE

La cause racine de l'ouverture électrique correspond à une rupture totale de la piste de cuivre au pied de la bille.

Des amorces de fissures dans les billes de brasures ont été observées, souvent côté opposé de la fissure dans la piste (voir figure III-30).

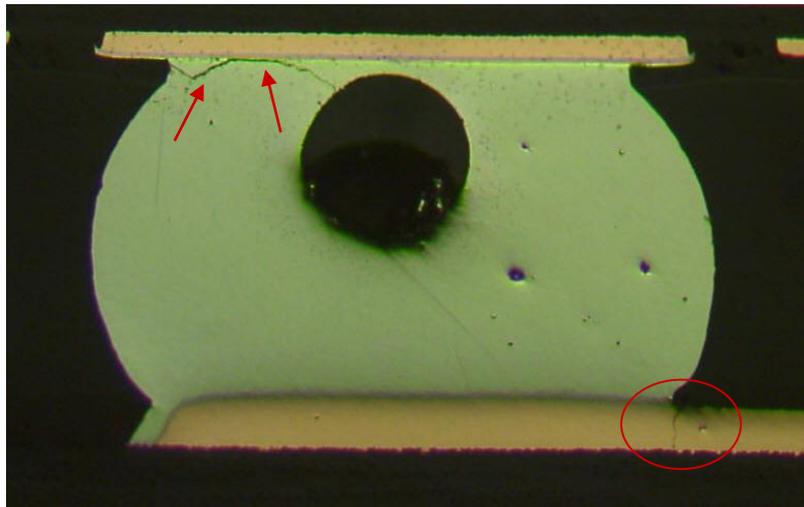


Figure III-30 : Fissure partielle dans la bille de brasure et fissure total dans la piste de cuivre

A $0,1g^2/Hz$, sur les cartes sans plomb et sans joint pelable, une proportion plus importante de fissure dans les billes de brasure est observée (figure III-31), notamment une fissure totale (figure III-31 a)), mais ne remet pas en cause l'origine de la défaillance.

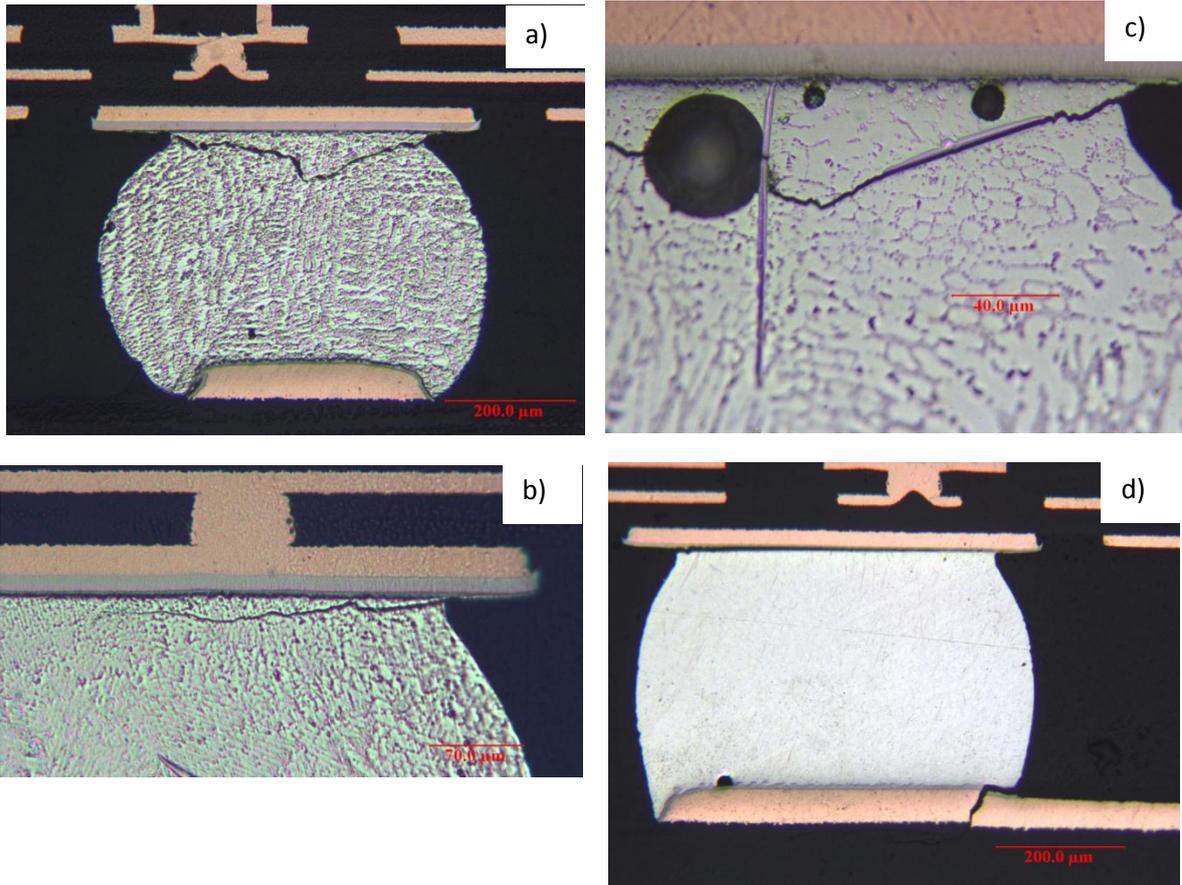


Figure III-31 : 0.1g²/Hz a) b) c) fissures observées dans les billes de brasure d) fissure dans le pad : origine de la défaillance

2.4.2.2-Résultats pour les assemblages SAC avec underfill

Concernant la filière underfill, aucune fissuration n'a été observée au niveau des assemblages : pas d'ouverture électrique au niveau des billes de brasure, et non plus au niveau des pistes de cuivre (figure III-32).

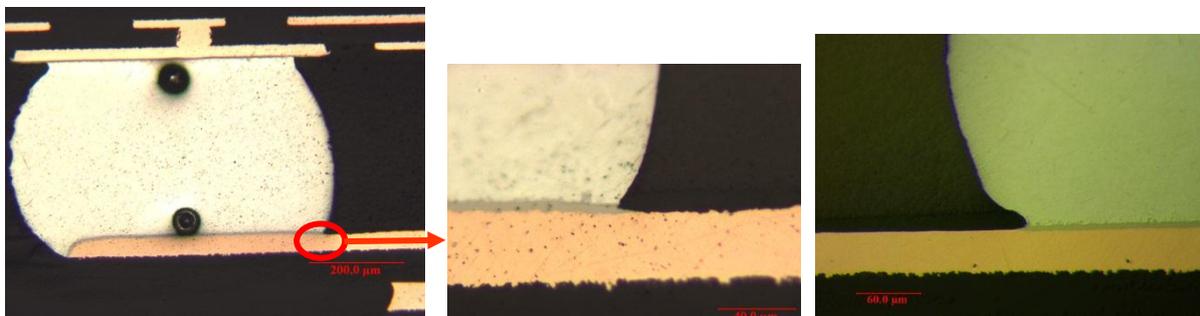


Figure III-32 : Filière SAC underfill : pas de fissuration au niveau des assemblages

La pose de l'underfill déplace les contraintes maximales en dehors de l'assemblage des BGAs, il n'y a donc pas de rupture au niveau de ces composants. Des analyses complémentaires ont effectivement confirmé ce constat, les ouvertures électriques se situent au niveau des composants résistance chip autour des BGAs faisant partie de la chaîne JTAG. Les ruptures interviennent au niveau de la piste de cuivre, des exemples sont donnés dans la figure III-33.

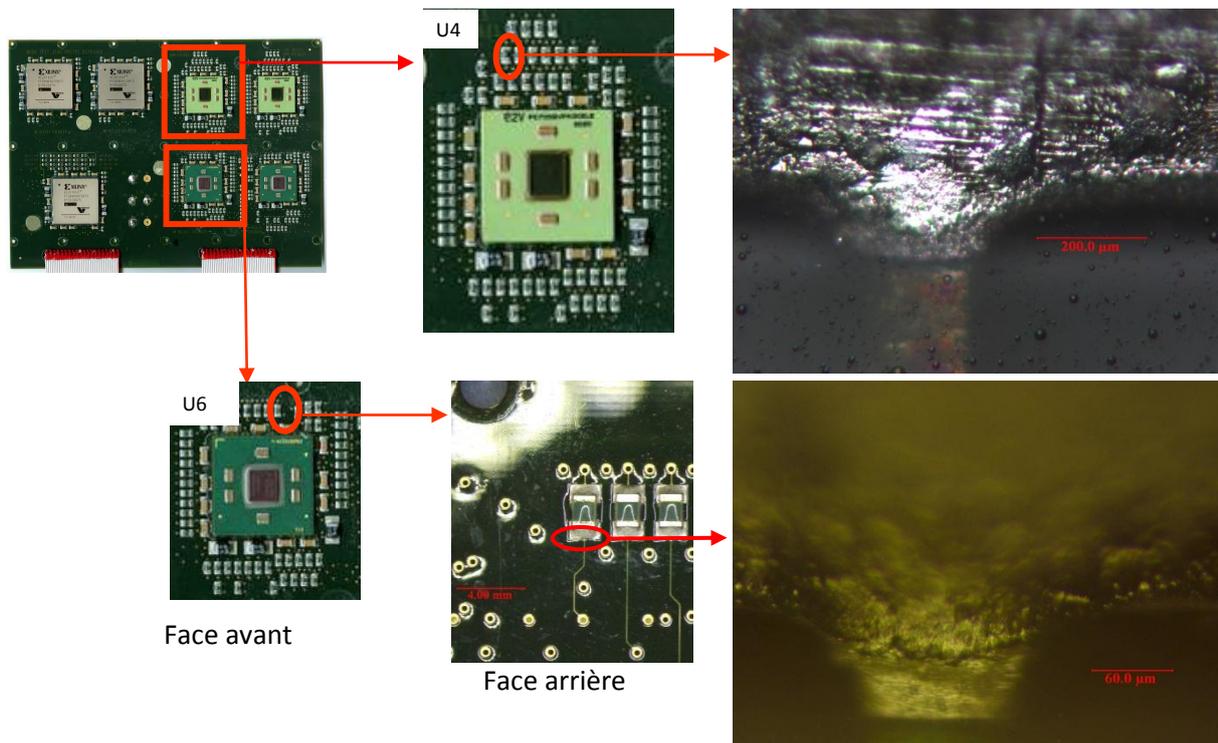


Figure III-33 : Fissures observées dans les pistes de cuivre au pied des chips résistifs

2.4.3-Synthèse

Une synthèse des différents mécanismes de défaillance rencontrés est donnée dans le tableau III-6.

	Etain-plomb joint pelable	Sans-plomb sans colle	Sans plomb joint pelable	Sans plomb underfill
Mécanisme de défaillance	fissure dans la piste de cuivre au pied de la bille du BGA	fissure dans la piste de cuivre au pied de la bille du BGA	fissure dans la piste de cuivre au pied de la bille du BGA	Pas de défaillance au niveau du BGA / fissure au niveau de la piste de cuivre des CMS autour du BGA

Tableau III-6 : mécanisme de défaillance observé par type de filière

Cette analyse nous a permis de suivre les mécanismes de défaillances. Dans le paragraphe suivant on va s'intéresser à la microstructure du joint brasé afin de pouvoir effectuer par la suite un lien entre les différents types de contraintes.

2.5-Evolution de la microstructure

Dans ce paragraphe, une comparaison avec l'évolution de la micro-structure en vieillissement isothermique est effectuée, puis dans le chapitre suivant viendra la comparaison avec une contrainte thermo-mécanique.

2.5.1-Observations

Une analyse sous lumière polarisée a été effectuée sur les billes de brasure présentant des fissures après essais sous contrainte vibratoire (Figures III-34, 35, 36).

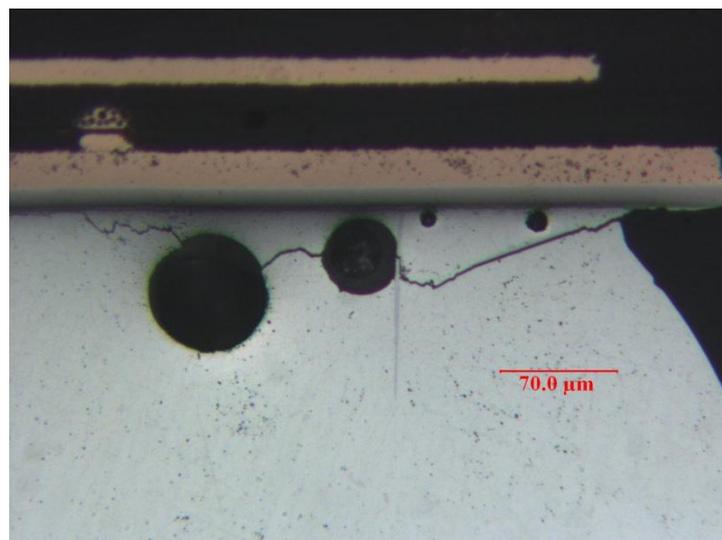


Figure III-34 : observation de la fissure dans le joint brasé sans révélation ni lumière polarisée

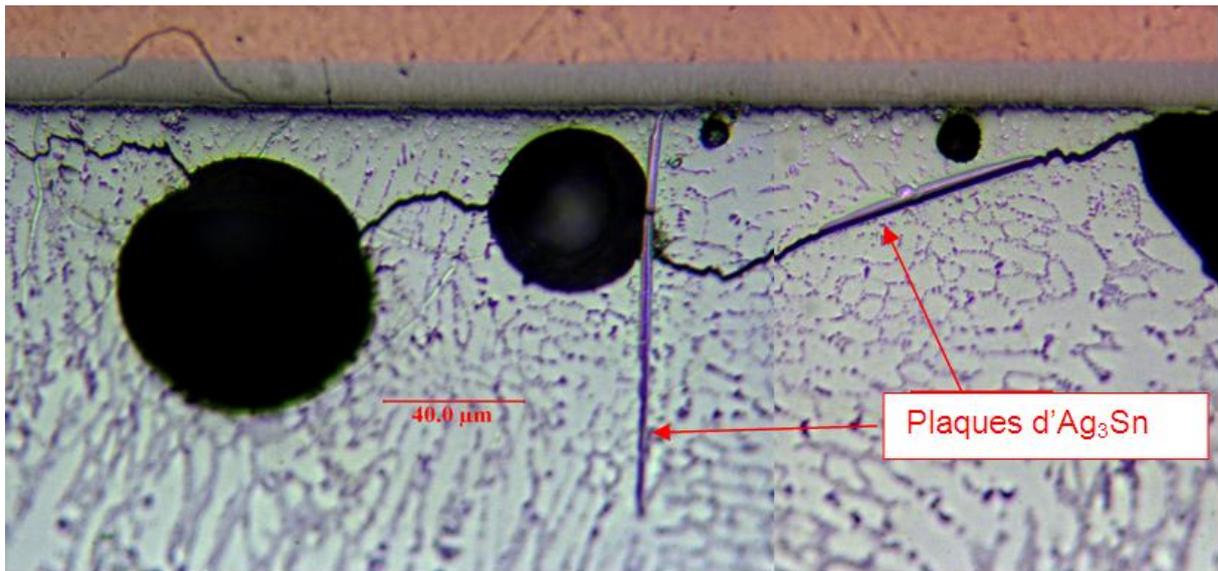


Figure III-35 : observation de la fissure dans le joint brasé après révélation sans lumière polarisée.

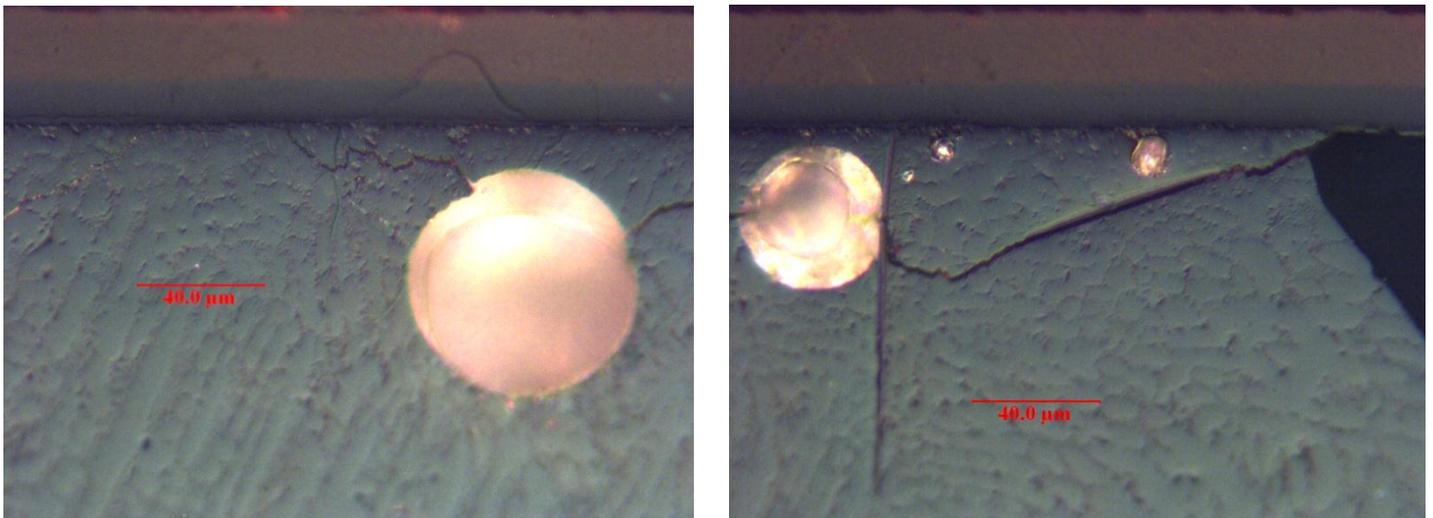


Figure III-36 : Observation de la fissure dans le joint brasé après révélation sous lumière polarisée

L'observation sous lumière polarisée, figure III-35, représente un macro-grain d'étain qui a été fissuré, il n'y a pas d'évolution de la microstructure sous contrainte mécanique le joint brasé est 'cassé'. En revanche, s'il n'y a pas de changement au niveau de la microstructure, les plaques d'Ag₃Sn peuvent jouer un rôle dans la propagation de la fissure de fatigue. En effet, leur formation et orientation sont aléatoires, et si elles se trouvent en position favorable comme sur la figure III-34, elles peuvent contribuer à une propagation de la fissure plus rapide.

D'autres exemples sont donnés dans les figures III-37 et III-38

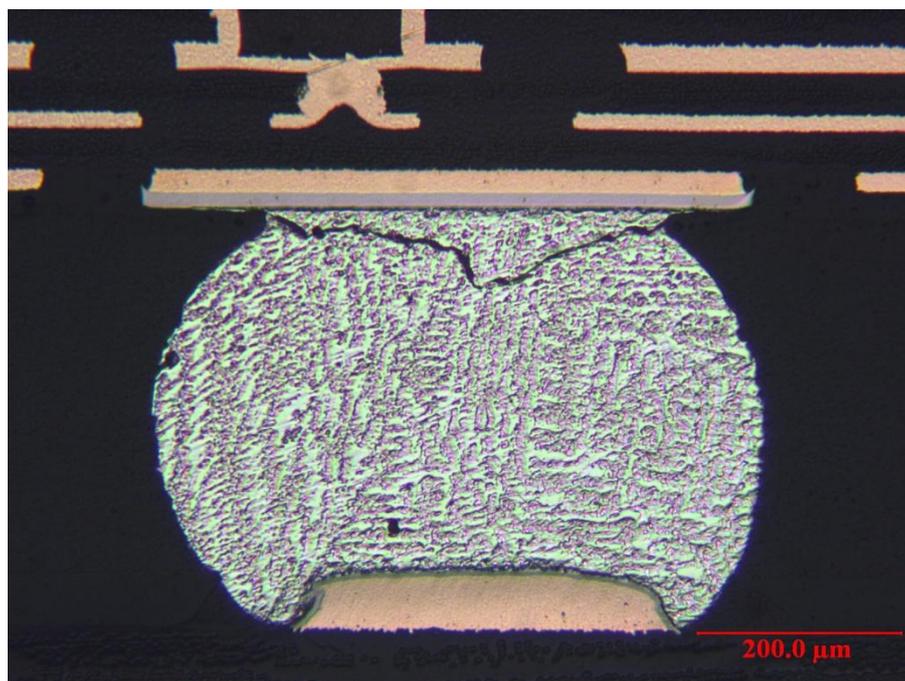


Figure III-37 : Vue au microscope d'une fissure totale dans une bille de brasure soumise à un essai de vibration après révélation

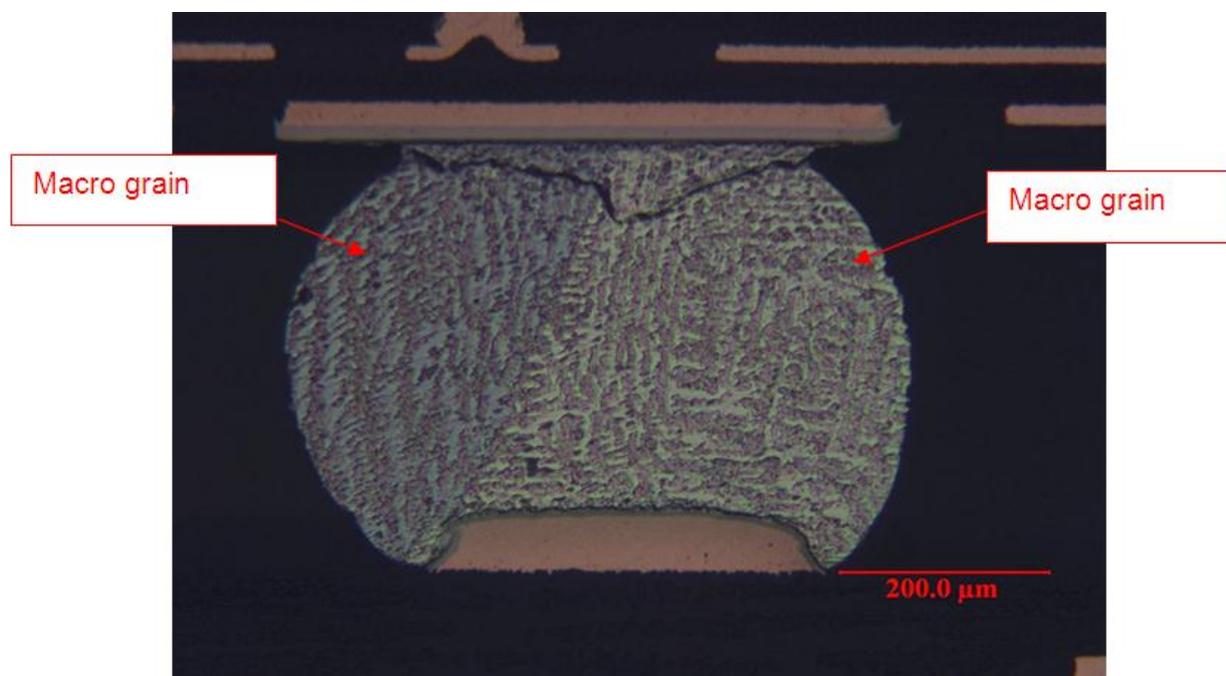


Figure III-38 : Vue au microscope d'une fissure totale dans une bille de brasure soumise à un essai de vibration après révélation, sous lumière polarisée

Là encore, il n'y a pas d'évolution au niveau des macro-grains ni d'évolution de la microstructure. Les fissures de fatigue mécanique ne suivent pas un chemin préférentiel, elles sont de type trans-granulaire.

2.5.2-Synthèse

Cette étude de la microstructure a permis de mettre en évidence le fait que contrairement au vieillissement isothermique où les phénomènes de diffusion modifient la microstructure du joint brasé, en mécanique, la microstructure n'évolue pas. Le type de rupture rencontré est de type trans-granulaire, le joint brasé rompt sans suivre de chemin préférentiel.

Il est important de souligner le fait que les plaques d'Ag₃Sn peuvent retarder ou au contraire accélérer la propagation de la fissure dans le joint brasé. Ceci pourrait provoquer une dispersion au niveau de l'arrivée des pannes plus importante.

3-Simulation par éléments finis (FEM)

Comme introduit précédemment, les chocs et les vibrations peuvent affecter significativement la fiabilité des cartes électroniques dans les systèmes de missile à cause de leur amplitude élevée et de leur résonance. Il faut donc porter une attention particulière à la conception des cartes électroniques et des types de boîtiers utilisés afin de s'assurer qu'il n'y aura pas de défaillance précoce.

Un modèle par éléments finis a été construit, afin de pouvoir tracer des courbes de fatigue préliminaires pour des assemblages FCBGA Xilinx, de façon à pouvoir quantifier la contrainte vue par les composants au cours de l'essai. Ces simulations ont été faites en collaboration avec l'université de Greenwich.

3.1-Méthode de modélisation et hypothèses

3.1.1-Approche de la micro-macro modélisation

Pour cette structure, le modèle de la carte et du composant comportant les billes de brasure du flip-chip de la puce et des billes du second niveau d'interconnexion est très grand, et contrairement à une simulation sous contrainte thermo-mécanique, il n'y a pas de symétrie exploitable afin de réduire la taille du modèle. Ceci signifie que dans l'objectif de calculer le stress au niveau des interconnexions, le modèle doit être très grand et par conséquent il est très exigeant au niveau des différents calculs informatiques. Afin de s'affranchir de cette difficulté, une approche constituée de sous modèles a été utilisée. La méthode de simulation, multi échelle, est décrite sur la figure III-39:

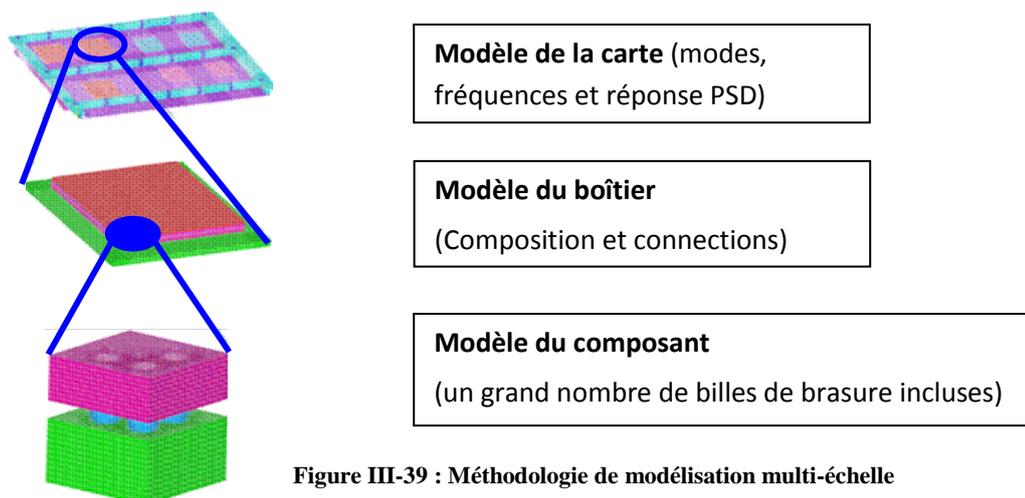


Figure III-39 : Méthodologie de modélisation multi-échelle

Comme l'illustre la figure III-39, trois modèles ont été construits avec différents niveaux de détails. Une première solution est obtenue pour le modèle global (niveau 1). Ensuite, cette solution est utilisée comme conditions aux limites pour le deuxième niveau qui est plus détaillé au niveau du boîtier. Enfin le dernier modèle est le plus détaillé et sa solution est également basée sur les conditions aux limites obtenues comme résultat pour le niveau 2 du modèle.

De même que lors des expériences réelles, la simulation est effectuée en 2 étapes : une analyse modale puis la simulation des essais.

Le schéma de la figure III-40 donne une représentation de la carte utilisée en test par une construction par éléments finis (niveau I).

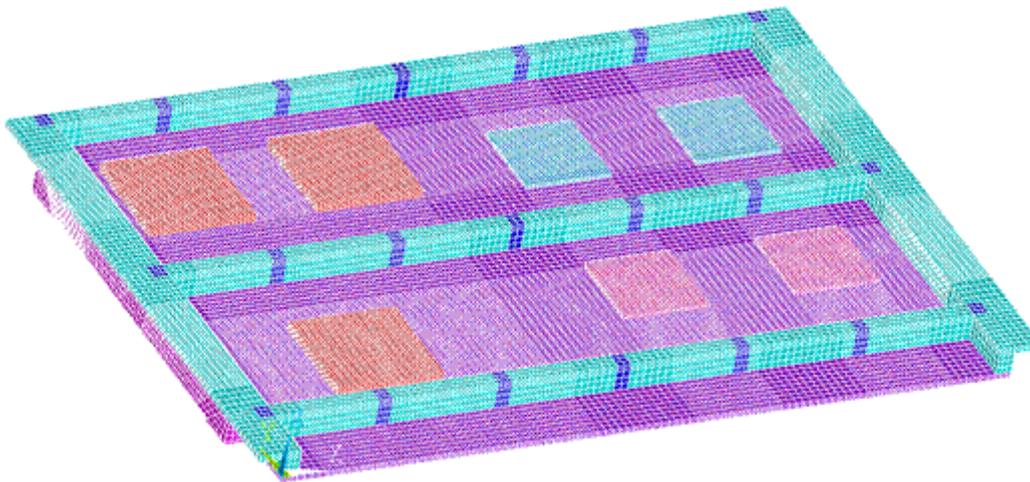


Figure III-40 représentation de la carte utilisée en essais de vibration par éléments finis.

-Une analyse modale est effectuée afin de calculer les vingt premières fréquences de la carte de test
-Une analyse 'PSD' sur le modèle multi-échelle sous les conditions réalisées en essais afin de déterminer le déplacement et le stress au niveau de l'assemblage. La Densité Spectrale de Puissance (PSD Power Spectral Density), quantifie la puissance d'un signal aléatoire dans une bande de fréquence élémentaire. Elle est obtenue en calculant le rapport entre le carré de l'accélération efficace et la largeur de la bande de fréquence. Elle s'exprime généralement en g^2/Hz .

3.2-Propriétés des matériaux

Pour l'analyse dynamique, les propriétés des matériaux qui sont nécessaires sont la densité ainsi que les propriétés mécaniques linéaires comme le module d'Young et le coefficient de Poisson (tableau III-7).

	Module d'élasticité (Gpa)	Densité (Kg m ⁻³)	Coefficient de poisson
Puce silicium	161	2330	0,3
Underfill retouchable*	2,2	2330	0,3
Underfill non retouchable*	9	2330	0,3
Brasure SnPb	34	8410	0,363
Brasure SAC	51	7500	0,363
Substrat BT	23	2300	0,21
PCB FR4	16,85	1820	0,11
Cuivre/Nickel (interconnection)	110/170	8960/8900	0,3
Composé intermétallique	100	7000	0,3
Colle du head-spreader	10	1500	0,3
Colle autour des chips	30	1100	0,3
Vias en cuivre	117	8940	0,3

Tableau III-7: propriétés matériau utilisées lors des simulations [CHE01]

*Underfill retouchable signifie qu'il permet une réparation

3.3-Modélisation

3.3.1-Modèle et critère de corrélation.

Le critère de corrélation avec le critère de défaillance en essais pris en compte est la contrainte maximale vue au niveau de l'assemblage.

Un des modèles fréquemment utilisé dans les analyses en vibration ou choc est le modèle de Basquin, qui lie la durée de vie N à l'amplitude de la contrainte S :

$$N = \left[\frac{S}{a} \right]^{\frac{1}{b}}$$

Où la durée de vie N et l'amplitude de la contrainte S ont une relation en loi de puissance (voir 1.2.1.2). Ce modèle est retenu pour les simulations qui suivront.

3.3.2-Modélisation des vibrations

Le logiciel ANSYS a été utilisé afin de simuler les vibrations à niveau d'entrée 0,35 g²/Hz, 0,1 g²/Hz et 0,05g²/Hz. Le tableau III-8 résume les différentes simulations effectuées.

Niveaux	SnPb Joint pelable	SAC Joint pelable	SAC Sans colle	SAC Underfill réparable	SAC Underfill non réparable
0,35g ² /Hz	X	X	X	X	X
0,1g ² /Hz	X	X			
0,05g ² /Hz	X	X			

Tableau III-8 : résumé des simulations effectuées

3.4-Analyse modale : chargement

Les fréquences naturelles de la carte de test ont été calculées par simulation à partir du modèle. Les dix premiers modes correspondants de la carte sont présentés figure III-41 :

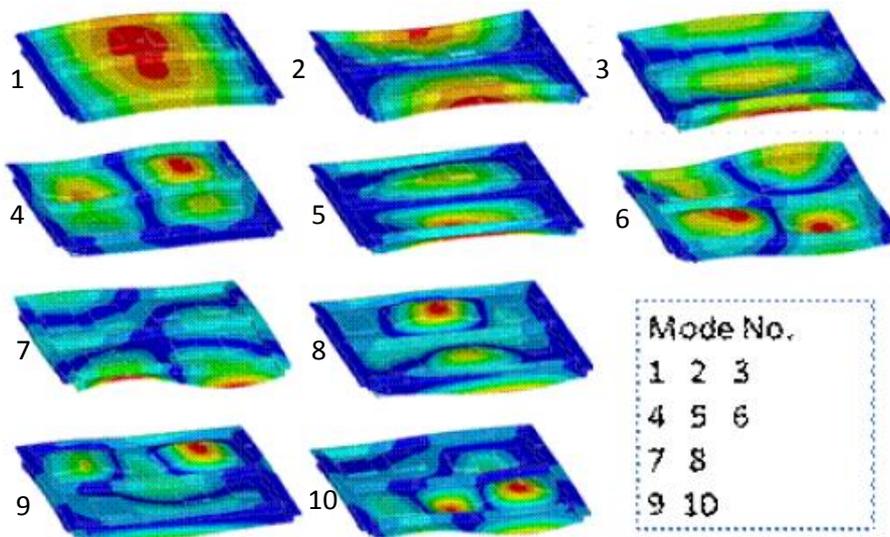


Figure III-41 : Les 10 premiers modes de la carte d'essais

Les résultats des simulations ont été comparés aux différents résultats d'essais. La plus basse fréquence de résonance a été calculée à 356Hz, ce qui correspond bien à la fréquence mesurée par les accéléromètres (340Hz).

Dans un premier temps la bonne corrélation entre les fréquences naturelles mesurées et calculées valide la représentativité du modèle au regard de la carte d'essai, tableau III-9.

mode	1	2	3	4	5
Modèle (Hz)	356	433	597	1015	1068
Essais (Hz)	340	448	727	839	1080

Tableau III-9 : Comparaison des fréquences naturelles mesurées et calculées

La figure III-41 montre les dix premiers modes de la carte d'essais. Le rouge correspond aux contraintes maximales, le bleu aux zones les moins contraintes. Il est facilement observable sur ces images que les contraintes ne sont pas uniformes au niveau du boîtier du composant. La position du composant sur la carte est importante.

Après avoir effectué l'analyse modale, qui valide le modèle, une analyse spectrale a été réalisée. Cette analyse s'appuie sur les fréquences de résonance utilisées comme conditions de chargement. Cette analyse de densité de puissance spectrale prédit les déplacements, et les contraintes vus par la carte en fonction des conditions de chargement. La figure III-41 illustre la contrainte vue au niveau de la carte pour un niveau d'entrée de $0,35g^2/Hz$.

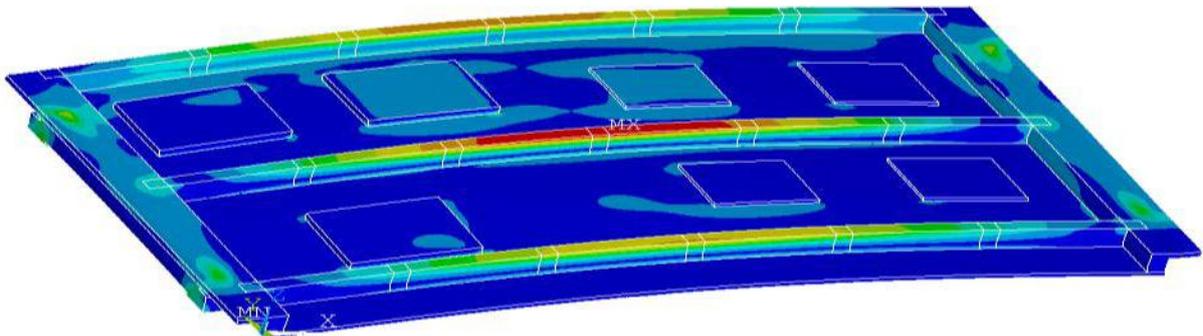


Figure III-42 : Contrainte de la carte d'essais à $0,35g^2/Hz$

3.5-Analyse PSD : chargement

Le tableau III-10 montre les spectres des vibrations aléatoires de l'essai. Ces conditions de chargement sont utilisées dans la modélisation pour prédire la valeur de la contrainte dans les composants.

Fréquence	G ² (PSD)		
	0,35	0,1	0,05
10Hz	6,3X10 ⁻³	1,8X10 ⁻³	0,8X10 ⁻³
75Hz	0,35	0,1	0,05
2000Hz	0,35	0,1	0,05

Tableau III-10 : Valeurs PSD/table des fréquences

Le modèle de la carte a été fixé à quatre endroits comme le montre la figure III-43 :

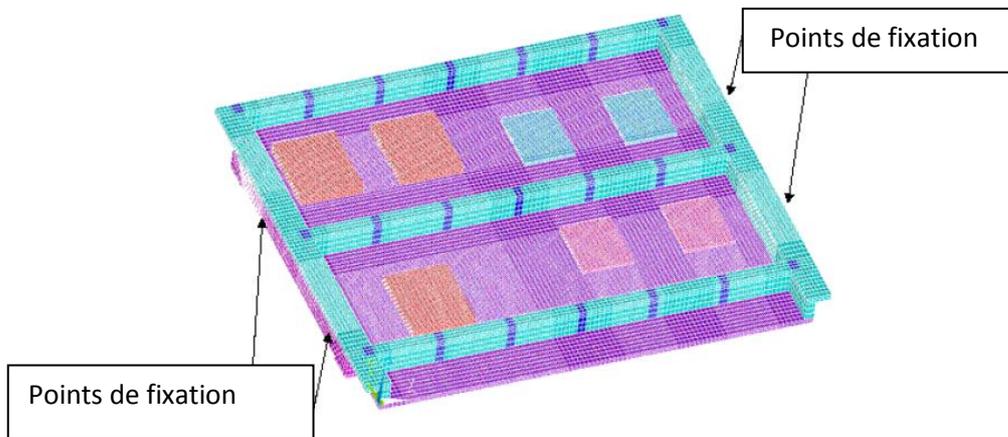


Figure III-43 : conditions limites appliquées au modèle

3.6-Résultats

Les résultats de simulation au niveau 1 (la carte d'essais) en vibration vont être utilisés maintenant au niveau du boîtier (niveau 2), et du joint brasé (niveau 3) pour y calculer les déformations et les contraintes imposées par la carte (figure III 44).

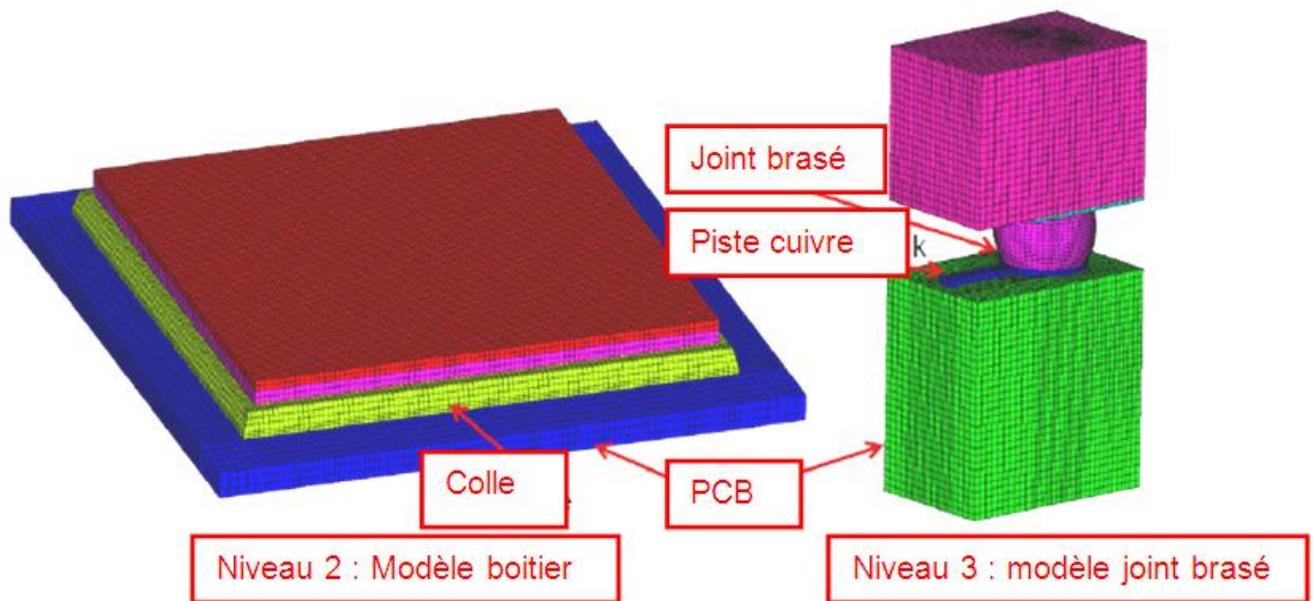


Figure III-44 : Modélisation multi échelle : Niveau 2 : Boîtier ; Niveau 3 : détail du joint brasé

La partie qui va suivre résume les différentes contraintes calculées au niveau des différents modèles, notamment à l'intérieur du joint brasé et au niveau de la piste de cuivre.

3.6.1-Démarche suivie pour l'obtention des résultats

La figure III-45 donne le détail des déplacements au niveau de la carte d'essai lorsqu'elle est soumise à des vibrations de niveau d'entrée $0,35g^2/Hz$.

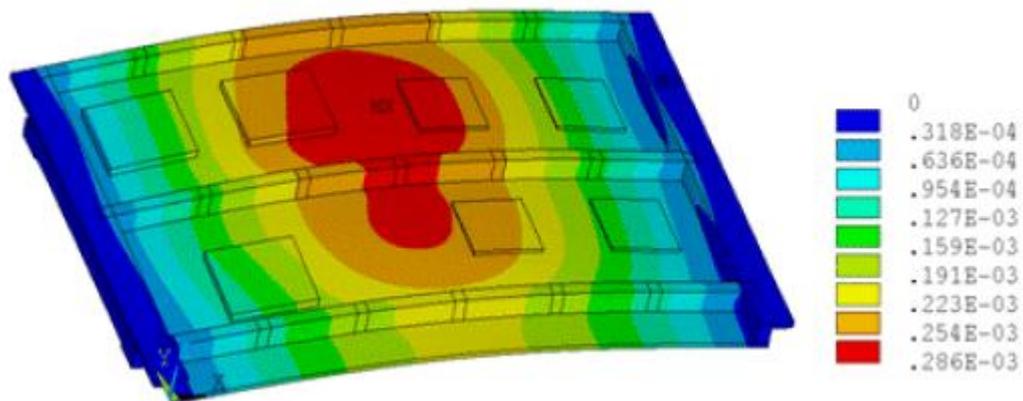


Figure III-45 : déformation de la carte soumise à des vibrations (GPa)

Ce déplacement au niveau de la carte est ensuite utilisé au niveau du modèle du boîtier pour prévoir le comportement en déplacement et en contraintes (GPa) (figure III-46). Puis ces résultats sont analysés afin d'identifier le joint de brasure critique, et enfin, ils sont utilisés pour le modèle détaillé du joint brasé (figure III-47). Les résultats sont présentés pour la filière étain-plomb avec joint pelable.

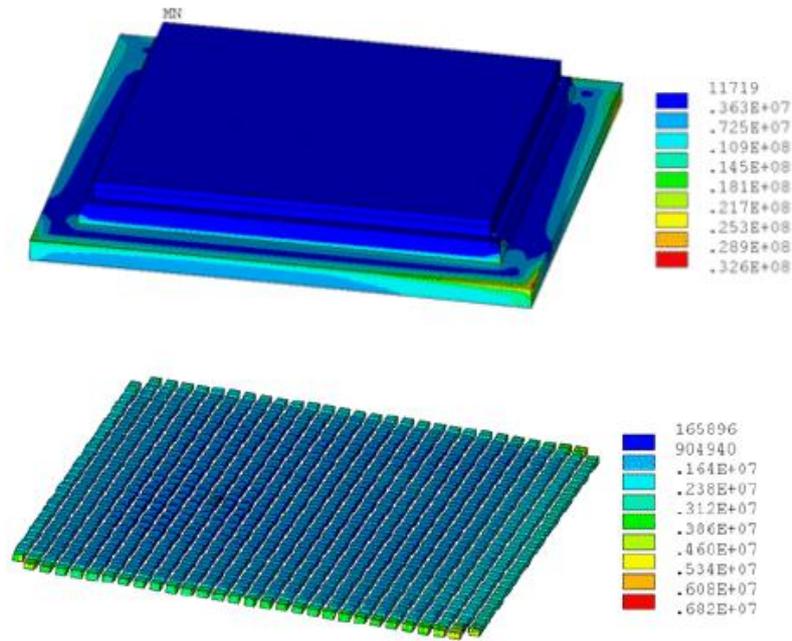


Figure III-46 : Résultat de la contrainte au niveau 2 (boîtier) pour la filière étain-plomb (Pa)

Ces résultats, montrent que ce sont les billes de brasure en coin de boîtier qui sont les plus contraintes. Ces joints brasés vont donc être analysés en détail au niveau 3 du modèle pour obtenir la contrainte au niveau du joint brasé et de la piste de cuivre (figure III-47).

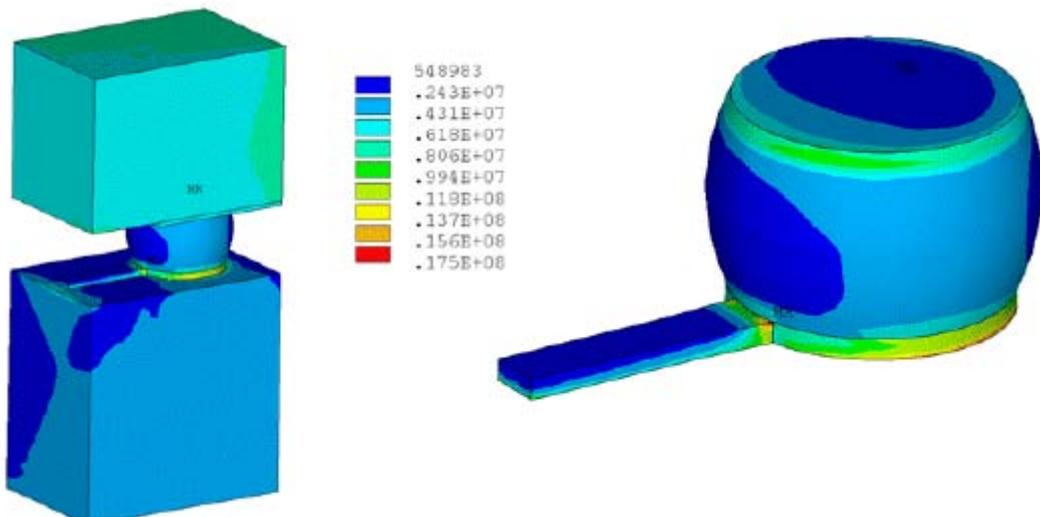


Figure III-47 : Contrainte au niveau 3 (Pa)

La même analyse a été effectuée pour les assemblages SAC avec joint pelable et sont présentés en annexe D. Ces simulations n'ont pas considéré la différence entre la profondeur des joints pelables, dans les deux cas SnPb et SAC, ce joint pelable est non pénétrant ce qui correspond à une pose correcte.

3.6.2-Résultats sur l'ensemble des filières

Pour l'ensemble des filières la contrainte maximale se trouve au niveau des billes en coin de boîtier BGA vers le centre de la carte où les déformations sont les plus importantes. Et au niveau de l'assemblage, c'est au niveau de la piste de cuivre à l'interface avec la brasure que la contrainte est la plus importante. Le tableau III-11 donne la valeur de la contrainte calculée au niveau de la brasure.

Niveaux	SnPb Joint pelable	SAC Joint pelable	SAC Sans colle	SAC Underfill réparable	SAC Underfill non réparable
0,35g ² /Hz	9,3	11	15,6	6,8	6,5
0,1g ² /Hz	2,8	3,3			
0,05g ² /Hz	2	2,4			

Tableau III-11 : Contrainte (MPa) dans la brasure

Ces résultats montrent que la contrainte augmente à mesure de l'élévation des niveaux de spectre de fréquence. Sur les différentes filières SAC une comparaison est possible entre les différentes options de collage. On peut donc conclure sur la fiabilité en vibration des assemblages BGA que :

- La pose d'un joint pelable réduit la contrainte d'environ 30% dans la brasure.
- L'utilisation de l'underfill (ici 2 simulations avec underfill réparable ou non) a encore plus d'effet en réduisant la contrainte de 57%

Les mêmes calculs ont été effectués concernant la contrainte au niveau des pistes de cuivre. Les conclusions sont similaires à celles de la contrainte dans le joint brasé, avec une amélioration conséquente de la fiabilité en vibration pour un BGA avec underfill. Les résultats sont présentés Tableau III-12.

Niveaux	SnPb Joint pelable	SAC Joint pelable	SAC Sans colle	SAC Underfill réparable	SAC Underfill non réparable
0,35g ² /Hz	18	20	19	9,7	10,5
0,1g ² /Hz	5,1	5,9			
0,05g ² /Hz	3,6	4,1			

Tableau III-12 : contrainte (MPa) au niveau de la piste de cuivre

4-Comparaison essais/simulations

Les résultats des simulations ont été comparés aux différents résultats d'essais. Dans un premier temps la bonne corrélation entre les fréquences naturelles mesurées et calculées a validé la représentativité du modèle au regard de la carte d'essai, voir §.2.2.1.

Les critères de défaillances définis étaient l'ouverture électrique pour les essais et on corrèle avec la contrainte maximale au niveau de l'assemblage pour les simulations.

Les défaillances observées après les essais sont dues à des ouvertures électriques au niveau des pistes de cuivres au pied de la bille de brasure. Des fissures partielles dans les billes ont également été observées. Les résultats de simulation, figure III-48, montrent la contrainte maximale située au niveau de la brasure et de la piste de cuivre. La simulation montre clairement que l'origine de la défaillance trouvée en essai correspond à la contrainte maximale calculée, se trouvant au niveau de la piste de cuivre au pied de la bille.

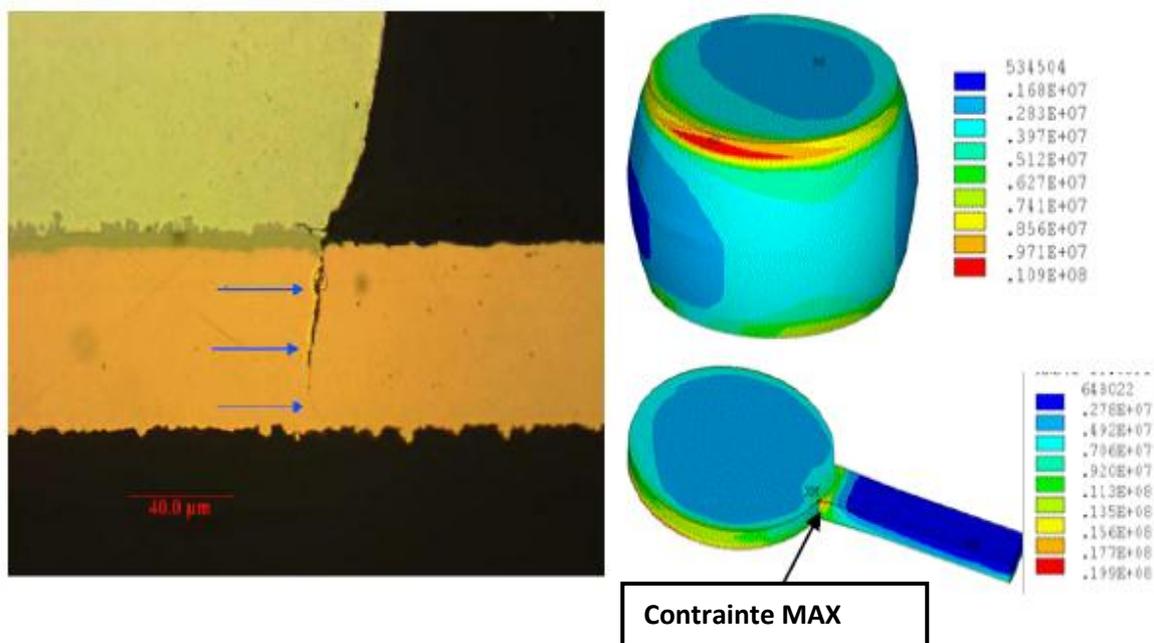


Figure III-48 : Fissure observée et prédiction du modèle

4.1-Courbe de fatigue préliminaire

Grâce à la contrainte calculée dans la piste de cuivre qui est le lieu de la défaillance, il est possible de tracer une courbe préliminaire de fatigue sur les assemblages type BGA Xilinx (figure III-49). En effet, à partir des résultats de TTF enregistrés, les simulations ont permis de convertir les niveaux d'entrée appliqués en contrainte maximale équivalente. La courbe est donc ensuite tracée avec la contrainte maximale calculée en fonction du TTF des essais.

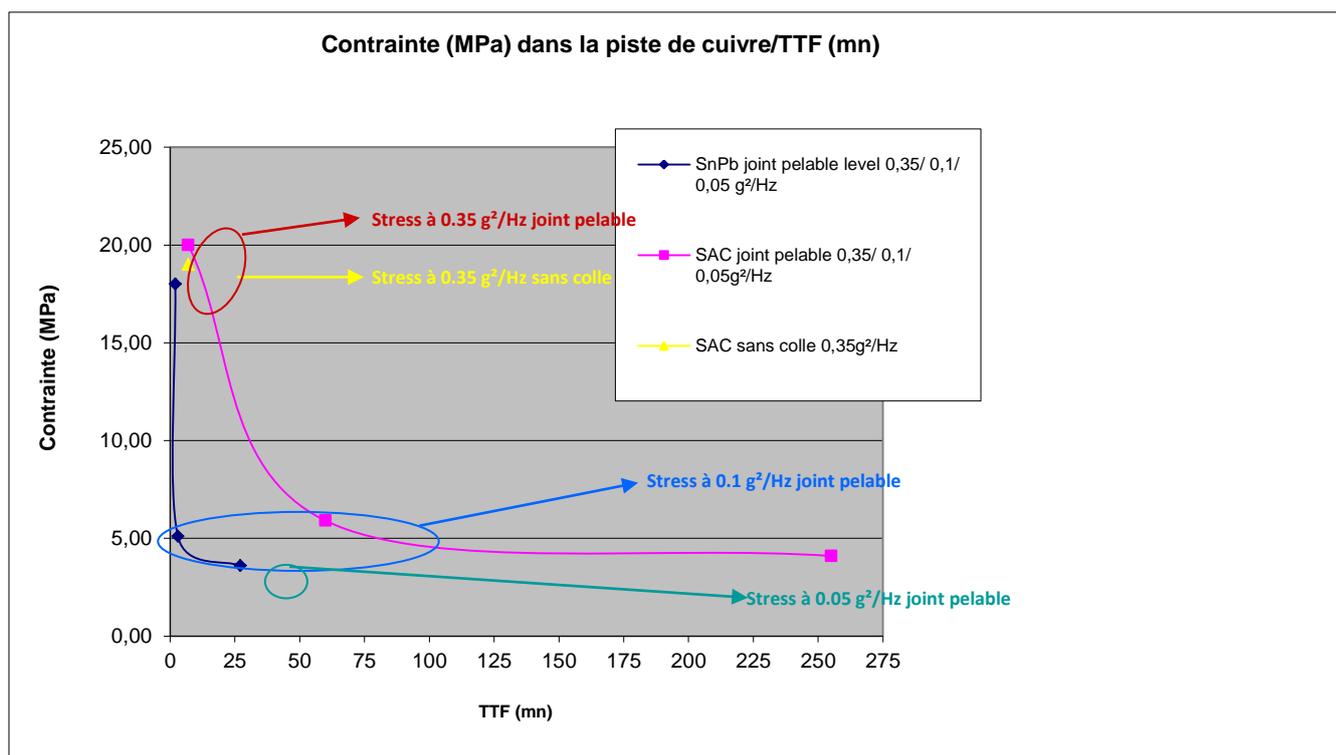


Figure III-49 : Contrainte au niveau de la piste de cuivre en fonction du TTF

Les contraintes ont été calculées pour les différents niveaux d'entrée des vibrations.

Il n'est, par contre, pas possible de reporter les valeurs concernant les BGA avec underfill car l'origine de l'ouverture électrique n'est pas une rupture dans la piste de cuivre. On peut également constater que le niveau de contrainte dans la piste de cuivre pour la filière SAC sans joint pelable est proche du niveau de contrainte à 0,35g²/Hz de l'assemblage SAC avec joint pelable. Ceci est confirmé par un temps à la rupture quasi similaire (~7min).

Dans le graphe de la figure III-50, le niveau de contrainte dans le joint brasé est tracé en fonction du niveau de vibration. Il n'est pas possible de réaliser le même graphe que précédemment pour les pistes de cuivre (figure III-49), car l'origine de l'ouverture électrique ne provient pas d'une rupture dans le joint brasé.

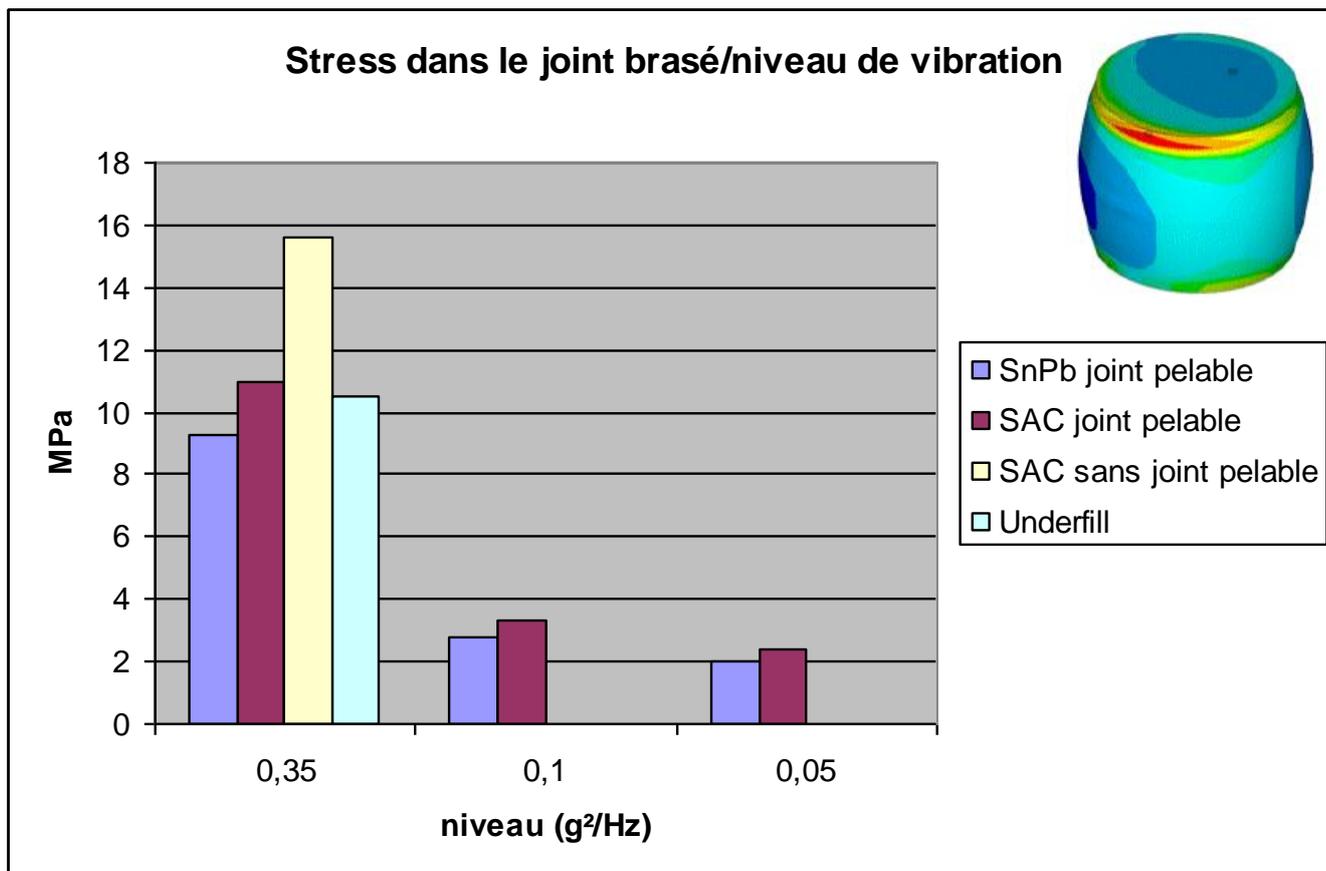


Figure III-50 : Stress calculé au niveau du joint brasé en fonction du niveau de vibration

Ce graphe met en évidence le rôle du collage qui diminue les contraintes au niveau du joint de brasure. Le stress est plus élevé pour un assemblage non collé, et ceci est confirmé par les analyses de défaillance où une proportion de fissures dans les joints brasés plus importante a été observée pour la filière SAC sans joint pelable (figure III-31).

5-Conclusion et recommandations technologiques

Les différents essais ont montré que le collage renforçait les assemblages BGA sous contrainte vibratoire. En particulier, l'underfill augmente la durée de vie de plus de vingt fois par rapport à un composant non collé. Il faut tout de même prendre en compte dans les dessins le fait que l'underfill déplace les contraintes maximales en dehors de l'assemblage BGA. Il faudra veiller à ne pas placer à proximité des BGA avec underfill des composants sensibles aux environnements mécaniques. L'underfill semble être une technique prometteuse concernant le renforcement des assemblages type BGA soumis à des contraintes vibratoires.

Au regard des filières sans plomb et de la filière étain-plomb, il n'y a pas de différence significative entre ces deux types d'assemblages, la différence observée étant plus due au type de collage qu'à l'alliage en lui-même.

Concernant les simulations par éléments finis, un modèle multi-échelle composé de 3 sous modèles au niveau de détails de plus en plus précis a été construit. Ce modèle a permis de calculer les différents stress que subissent les assemblages au regard du niveau d'entrée (PSD) appliqué par le pot vibrant. Ces différentes simulations, après validation des fréquences naturelles, ont tout d'abord montré que la contrainte maximale calculée correspond au lieu de l'ouverture électrique observée en DPA : rupture au niveau des pistes de cuivre au pied de la bille de brasure.

Ensuite, elles ont montré que la contrainte maximale calculée pour la filière SAC sans joint pelable à $0.1g^2/Hz$ au niveau des pistes de cuivre était équivalente à la contrainte calculée pour la filière SAC avec joint pelable à $0.35g^2/Hz$. Le TTF correspondant est également similaire ($\sim 7min$).

Puis le calcul du stress au niveau du joint brasé montre que le joint pelable réduit de 30% les dommages infligés aux brasures. L'underfill a encore plus d'impact en le réduisant d'environ 56%.

6-Effet combiné : température et vibration type ‘step stress’

Les vibrations de type ‘step stress’ ou vibrations à contrainte échelonnée, sont des essais durant lesquels le niveau appliqué au pot vibrant augmente par palier. Ainsi, ces essais permettent de déterminer à partir de quel niveau les différentes cartes sont défaillantes. Dans le cadre de ce travail, ces essais combinés ont pour objectif d’évaluer d’une part l’effet d’un vieillissement thermique préalable sur la tenue mécanique des alliages, et d’autre part la variation des propriétés mécaniques en fonction de la température d’essais.

6.1- Véhicules de test

Des cartes de type FR4 composées de 8 niveaux de cuivre ont été utilisées pour ces tests. Deux types de composant ont été assemblés sur ces cartes.

- Des BGA Xilinx en boîtier 1152 de taille 35x35 mm, avec un dissipateur thermique en cuivre (Technologie équivalente à ceux du chapitre III-2) voir figure III-51

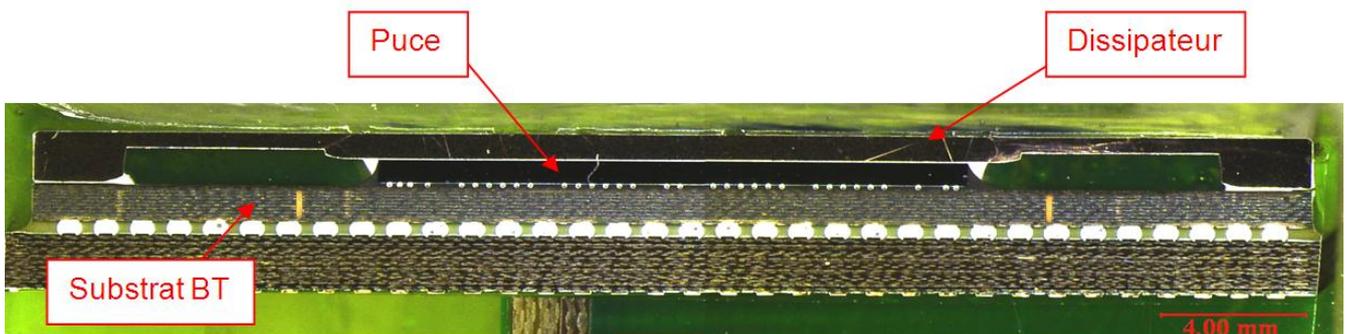


Figure III-51 : vue en coupe d'un BGA Xilinx 1152

- Des QFN 68 dont la technologie est de l'époxy surmoulée de type PUNCH (Plastic Overmolded package Punch technologie). La taille du boîtier est de 10x10 mm et la finition des plots de report est en étain, voir figure III-52.

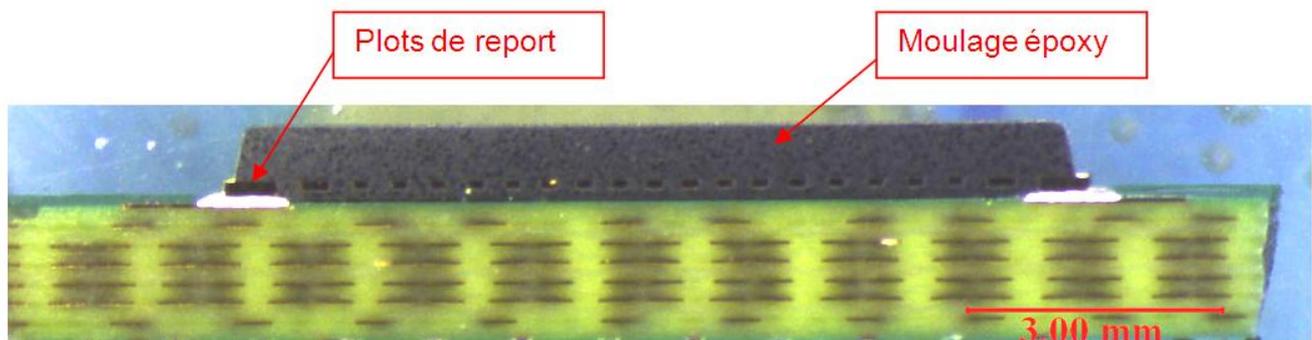


Figure III-52 : vue en coupe d'un QFN 68

Les BGA ainsi que les QFN sont reportés 4 par 4 symétriquement au centre de la carte comme le montre la figure III-53. La brasure utilisée pour le report est de la SAC 305 pour les composants sans plomb et SnPb (63/37) pour des composants étain-plomb. Il est important de souligner que les analyses de construction ont montré le respect du cahier des charges : les composants et les circuits imprimés sont strictement identiques. Seul l'alliage des billes de brasure diffère d'un assemblage à l'autre.



Figure III-53 : véhicules de test BGA et QFN

6.2-Description des tests

6.2.1-Détermination des fréquences de résonance

Dans un premier temps, comme dans l'essai du paragraphe 2 de ce chapitre, une recherche des fréquences de résonance à l'ambiante a été effectuée puis leurs variations ont été étudiées en fonction de la température du test. Pour des raisons de confidentialité ces fréquences ne sont pas données.

6.2.2-Descriptions des filières de test

Les différentes filières de test sont présentées dans le tableau III-13. La filière 1 est nominale : le step stress est effectué à l'ambiante sans pré-conditionnement. La deuxième filière doit permettre de mettre en évidence une éventuelle influence d'un stockage de 500h, à température constante de 125°C (pré-conditionnement), préalable au test vibratoire. Enfin, les filières 3 et 4 présentent des cartes vibrées sous étuve aux extrêmes de température : -55 et +125°C.

Le nombre de cartes par filière est de 4 : 2 en version sans plomb et 2 en version plombée soit 8 composants par alliage.

Filière	Pré-conditionnement	Type de vibration	Température
1	sans	Step stress	ambiante
2	Stockage à +125°C pendant 500h	Step stress	ambiante
3	sans	Step stress	+125°C
4	sans	Step stress	-55°C

Tableau III-13 : présentation des différentes filières de test

6.3-Résultats de test

Pour des raisons de confidentialité le détail des résultats de test n'est pas donné. Ainsi, les résultats seront présentés sous forme de graphe normalisé qui permet cependant la comparaison entre les différentes filières. Les modes de rupture sont également analysés.

6.3.1-Critère de défaillance

Le critère de défaillance choisi est, comme dans l'essai précédent, l'ouverture électrique du composant. L'ensemble des cartes est vibré jusqu'à la défaillance totale de tous les composants. Afin de pouvoir étudier le mode de rupture, les analyses se sont focalisées, pour chaque filière, sur le dernier composant en défaillance.

6.3.2-Analyses de défaillances

6.3.2.1-QFN68

Au niveau de la filière 1, sans pré-conditionnement et à l'ambiante, le mécanisme de défaillance observé est une rupture mixte avec des fissures totales dans la brasure ainsi que dans les pistes de cuivre du PCB.

Les filières 2 et 3, avec pré-conditionnement et à chaud, présentent des ruptures uniquement dans le joint brasé.

La filière 4 à froid montre des ruptures uniquement au niveau des pistes du PCB.

Les résultats sont illustrés dans le tableau III-14

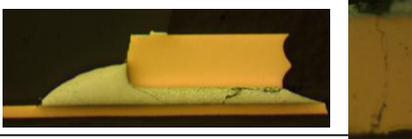
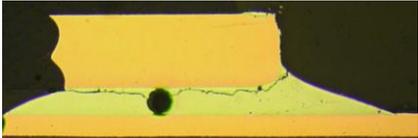
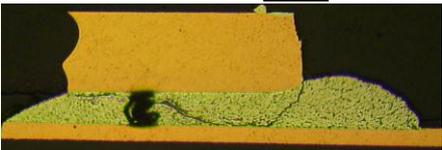
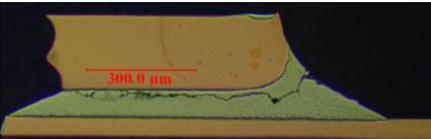
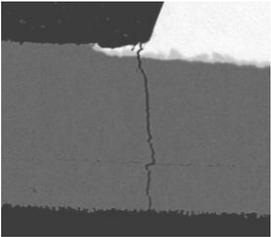
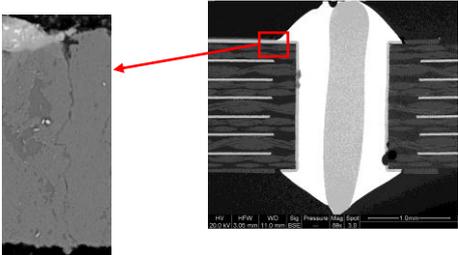
	SAC	SnPb
filière1 Sans Préc Amb.	Brasure et pistes composant&trous métallisés 	Brasure et piste composant&trous métallisés 
filière2 Avec Préc Amb.	Brasure 	Brasure 
filière3 Sans Préc 125°C	Brasure 	Brasure 
filière4 Sans Préc -55°C	pistes composant/trous métallisés 	pistes trous métallisés 

Tableau III-14 : résultats des analyses de défaillance sur les différentes filières des QFN68

6.3.2.2-BGA Xilinx 1152

Les analyses de défaillance réalisées sur les BGA montrent des fissures totales dans la brasure pour les 3 premières filières. Pour la filière 4 (à froid) les ruptures se situent au niveau des pistes de cuivre au ras de la bille de brasure.

Les résultats sont illustrés dans le tableau III-15.

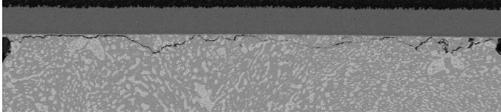
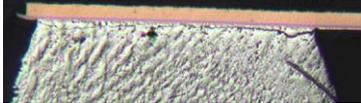
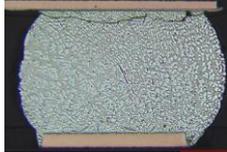
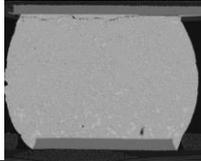
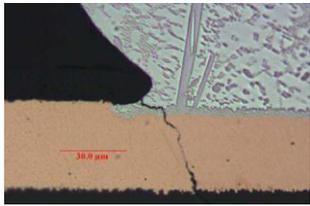
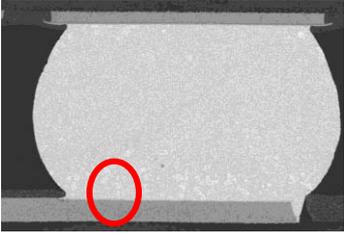
	SAC	SnPb
filière1 Sans Préc Amb.	Brasure 	Brasure 
filière2 Avec Préc Amb.	Brasure 	Brasure 
filière3 Sans Préc 125°C	Brasure 	Brasure 
filière4 Sans Préc -55°C	pistes composant 	pistes composant 

Tableau III-15 : résultats des analyses de défaillance sur les différentes filières des BGA 1152

6.4-Interprétation et discussion

Les essais de type step stress n'ont pas permis de révéler une différence significative entre les deux types d'alliage. En effet, l'analyse comparative des résultats a démontré une tenue mécanique équivalente des deux types d'alliage aux trois valeurs différentes de la température. Ces conclusions rejoignent celles du paragraphe précédent. En outre, l'effet du stockage en température (pré-conditionnement) avant application de contraintes mécaniques n'est pas significatif, ce qui également rejoint les conclusions du chapitre II.

En revanche, la température appliquée lors des tests de vibration influence fortement la robustesse de chacun des assemblages. Le tableau III-16 synthétise les différents mécanismes de défaillance rencontrés.

Filière	Pré-conditionnement	Température	Localisation des ruptures sur BGA	Localisation des ruptures sur QFN
1	NON	AMBIANTE	Brasure	Mixte : brasure et piste Cu
2	OUI	AMBIANTE	Brasure	brasure
3	NON	125°C	Brasure	brasure
4	NON	-55°C	Piste Cu	piste Cu

Tableau III-16 : synthèse des mécanismes de défaillances

Dans le but de mieux comprendre l'influence de la température, nous allons nous intéresser aux résultats obtenus pour les filières vibrées à différentes températures.

6.4.1-Facteurs environnementaux influents

Lorsque l'assemblage est soumis à des sollicitations mécaniques en température (vibrations à chaud ou à froid), différents phénomènes interviennent et se compensent plus ou moins selon le type de boîtier.

La solidification de la brasure en SnPb se produit à 183°C et SAC à 217°C. Ainsi, les brasures sont naturellement légèrement sous contrainte à température ambiante après report.

La température a également un effet sur la résistance à la fatigue des matériaux qui constituent l'assemblage, c'est-à-dire la brasure mais aussi le cuivre et les résines du PCB. Elle modifie l'élasticité des matériaux, et par conséquent va modifier les modes de résonance de la carte.

L'interprétation des résultats d'essais et des analyses nous permettent de juger de l'influence relative de ces deux phénomènes.

6.4.1.1- Effet des contraintes résiduelles

La présence de différents matériaux ayant des modules d'Young, et des coefficients de dilatations thermiques différents imposent aux connexions des contraintes de nature thermomécanique lors de variations de température. Les contraintes résiduelles sont une conséquence inévitable du procédé de report des composants sur les PCB. Le profil thermique comporte une phase de chauffage et une phase de refroidissement.

Au cours de la phase de chauffage, le composant et le PCB se dilatent sans s'imposer de contraintes mutuelles. Dès que la température descend en dessous du point de solidification, les différentiels de dilatations entre le composant le PCB, ainsi que la rapide-variation de la température entraînent un effet bilame qui impose aux joints brasés des contraintes résiduelles et des déformations dans l'assemblage. Avec le temps, du fait des phénomènes de relaxation et de fluage, ces contraintes résiduelles diminuent naturellement mais ne s'annulent généralement pas (cf chapitre1). Ensuite, plus la température de test sera éloignée de la température de solidification des brasures, plus le niveau de contrainte thermomécanique sera élevé.

Lors des essais en vibration, le joint de brasure d'un composant est soumis à des forces de traction et de cisaillement. Le diagramme de Haigh, sur la figure III-54, illustre l'effet des contraintes résiduelles, en traction et en compression sur la tenue en fatigue du matériau. On y observe que le niveau de contrainte alternée σ_a , qui provoque la rupture, décroît rapidement lorsque la contrainte moyenne croît lors d'un effort de traction ; au contraire, une augmentation de la contrainte moyenne suite à un effort de compression entraîne une légère augmentation de la contrainte alternée, se traduisant par une stabilité du comportement en fatigue.

La température joue sur le niveau des contraintes résiduelles dans les connexions, auxquelles s'ajoutent les contraintes alternatives de vibration.

Lorsque le composant est soumis à des essais en vibration et qu'il y a en même temps un maintien de la contrainte alternée, on constate que:

-Lorsqu'il est soumis à des forces de traction, une augmentation de la contrainte résiduelle entraîne une réduction de la durée de vie du composant (dégradation du comportement en fatigue).

-Lorsqu'il est soumis à des forces de compression, une augmentation de la contrainte résiduelle ne produit aucun effet sur le comportement en fatigue (invariance de la durée de vie).

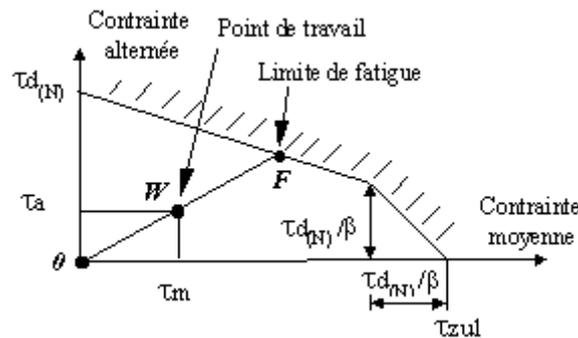


Figure III-54 : diagramme de Haigh

Sur les assemblages testés, on peut constater que :

- pour les BGA ce phénomène est prépondérant. En effet, c'est à température haute que les assemblages BGA sont les plus robustes, les ruptures s'initient à des niveaux de vibration plus élevés qu'à froid. En effet, à chaud, le niveau de contrainte résiduelle d'origine thermomécanique diminue au niveau des connexions.

- pour les QFN, en revanche, c'est à froid que les ruptures sont arrivées le plus tardivement. L'effet des contraintes résiduelles d'origine thermomécanique sur ce type d'assemblage semble donc moins important.

Cette différence de comportement peut être due à la raison suivante : les contraintes d'origine thermique s'exercent plutôt dans la partie du joint brasé située sous le composant. Pour les BGAs, ce lieu correspond également au lieu des contraintes d'origine mécanique qui conduisent à l'initiation et à la propagation des fissures, alors que pour les QFN, les contraintes d'origine mécanique se situent dans le ménisque du joint brasé, figure III-55.

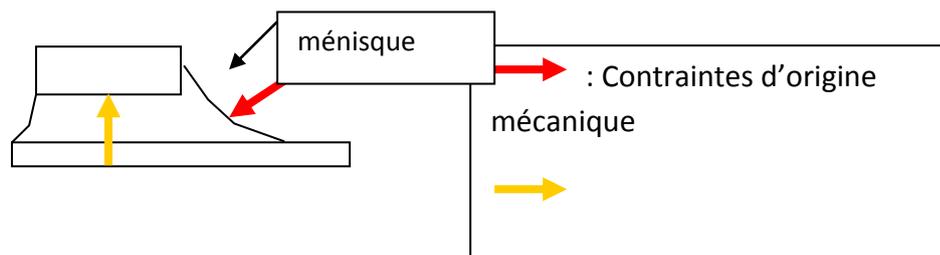


Figure III-55 : illustration des contraintes thermomécaniques et mécaniques sur un joint brasé de QFN

6.4.1.2- Effet de la température sur l'élasticité et la tenue en fatigue mécanique des matériaux

La température modifie l'élasticité des matériaux de l'assemblage : plus la température est basse, plus les matériaux sont rigides. Ainsi, la température modifie la résistance à la fatigue, et de manière générale, la tenue en fatigue d'un matériau est d'autant meilleure que la température est basse. Autrement dit, pour un même niveau de contrainte, un matériau résiste mieux à la fatigue à froid. Un exemple de l'impact de la température sur la tenue en fatigue de la brasure SnPb est présenté figure III-56 :

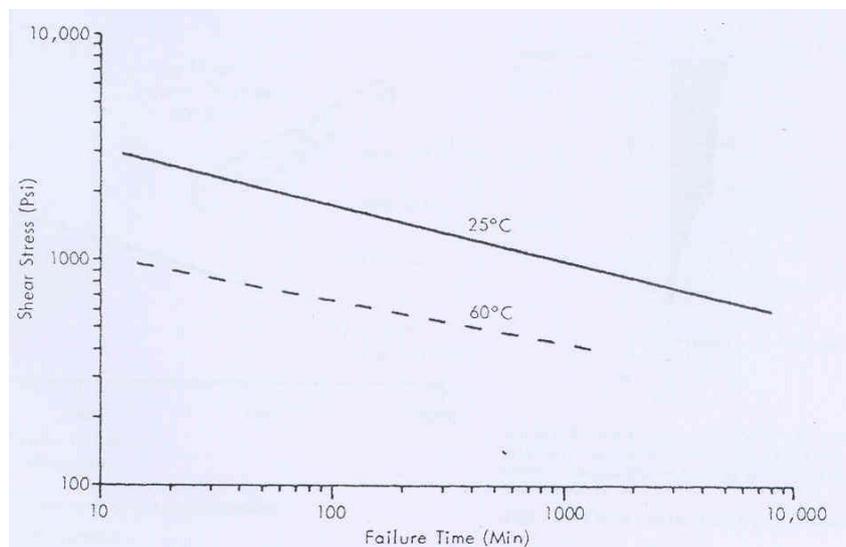


Figure III-56 : impact de la température sur la tenue en fatigue de la brasure SnPb

Dans le cas d'une carte nue, la montée en température entraîne une diminution de la fréquence propre, car les matériaux ont une élasticité plus élevée, et donc des déformations plus importantes pour un même niveau d'accélération. Dans le cas d'une carte assemblée, ces variations dépendent également du type de composant assemblé sur le PCB, :La figure II-57 représente en échelle masquée le changement des fréquences de résonance en fonction de la température pour les assemblages QFN et BGA.

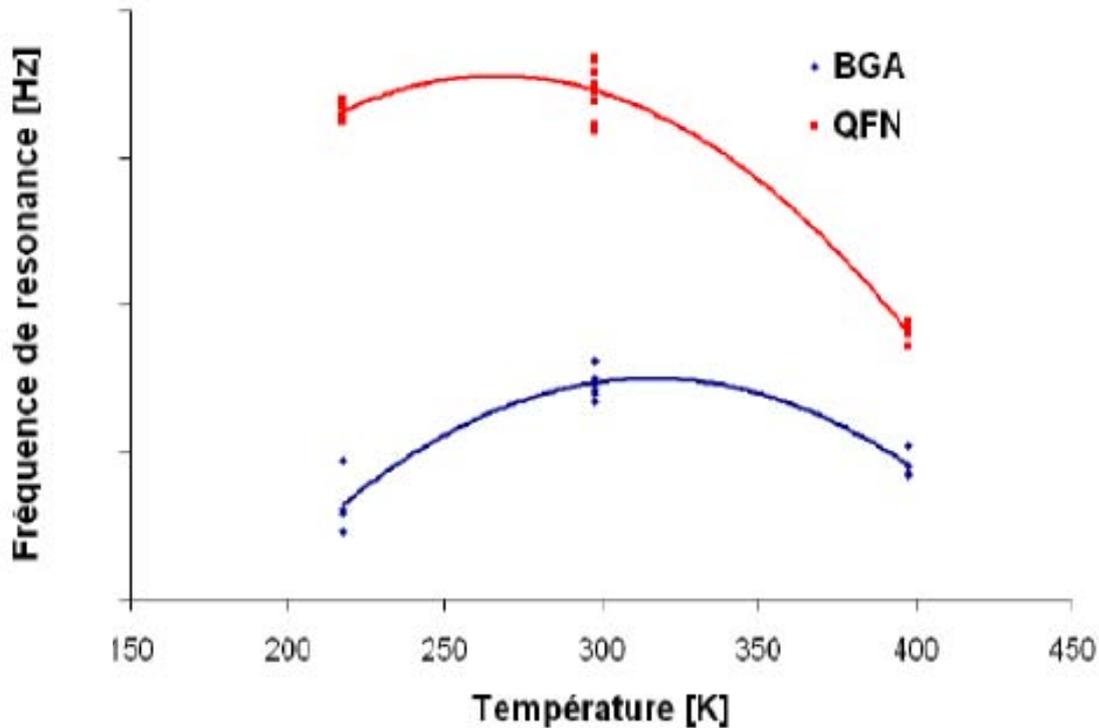


Figure III-57 : impact de la température sur les fréquences de résonance des cartes assemblées avec composants QFN et composants BGA

Sur ce graphe on peut remarquer en premier lieu que les fréquences de résonance ne sont pas les mêmes pour les deux types de composants assemblés. Ceci est expliqué par la masse des composants BGA qui alourdissent la carte et amplifient les déformations de la carte.

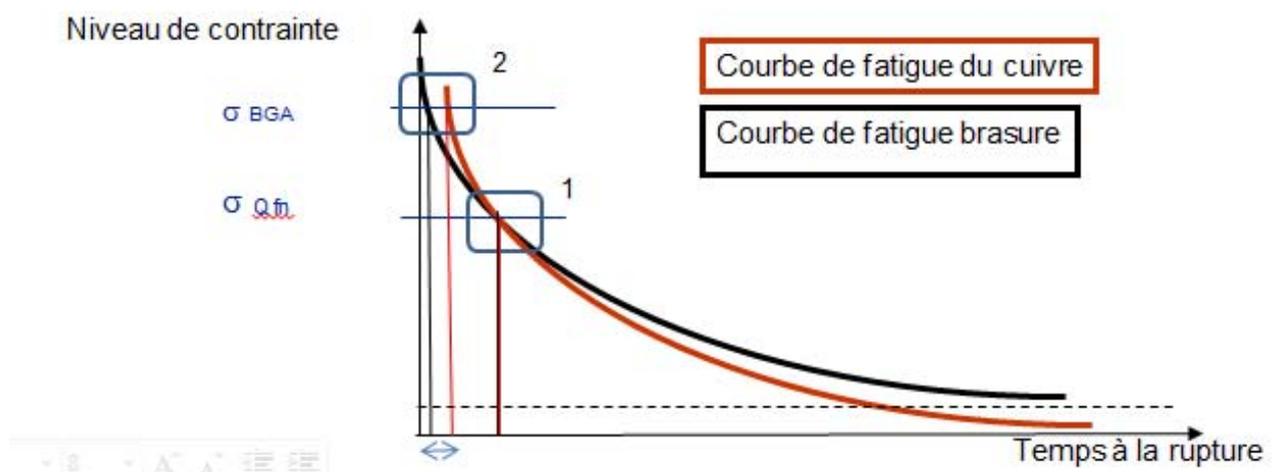
En second lieu, la variation de la fréquence propre en fonction de la température dépend également du type de composant. Pour les QFN les valeurs de ces fréquences entre la température ambiante et le froid sont sensiblement les mêmes, en revanche elles sont nettement plus faible pour une température élevée. Pour les BGA, la fréquence de résonance est maximale à l'ambiante, et plus faible à basse qu'à haute température .

Nous avons donc montré expérimentalement que la variation de la fréquence de résonance du circuit imprimé dépend non seulement de la température à laquelle l'essai est conduit mais également du type de composant assemblé sur la carte. Ainsi, il faudra donc veiller lors de la conception de cartes à contrôler l'évolution de ces fréquences en fonction du type d'utilisation. Ceci peut se faire expérimentalement, mais aussi, comme nous l'avons montré dans le paragraphe 3.4, par simulations numériques.

6.4.2-Interprétation des résultats d'essais : changement de mécanisme de défaillance

Ce paragraphe propose une interprétation des résultats obtenus basée sur le tracé de courbes de fatigue pour chaque filière. Les courbes sont normalisées pour des raisons de confidentialité. Elles représentent les courbes de fatigue des matériaux induisant l'ouverture électrique lors de l'essai : la brasure et le cuivre. Les niveaux de contrainte σ_{QFN} et σ_{BGA} correspondent aux niveaux de contrainte observés lors de l'essai : leurs valeurs sont déterminés au moyen de simulations par éléments finis. Ces graphes permettent d'interpréter les différents mécanismes de défaillance rencontrés au niveau des différentes filières.

Interprétation pour les résultats de test 1 et 2:



Observation et hypothèses pour le test 1:

Le niveau de contrainte induit lors des essais de la filière 1 sur QFN, conduit à la rupture simultanée des pistes de cuivre et des brasures.

Pour simplifier la réflexion, on peut considérer que tout se passe comme si les deux courbes de fatigue se croisent ou sont très proches l'une de l'autre avec le niveau de contrainte σ_{QFN} induit par les vibrations représenté par la zone 1 sur le graphe III-58. (En réalité le niveau de contrainte n'est pas égal dans les pistes de cuivre et les brasures (module d'élasticité différent), et les courbes sont en fait décalées mais les niveaux restent très proches). Dans ce cas, des ruptures dans la brasure ainsi que dans les pistes de cuivre peuvent être simultanées.

En ce qui concerne les BGAs de la filière 1, le niveau de contrainte σ BGA est plus élevé que celui des QFN, par conséquent, les courbes étant décalées (représenté sur la zone 2 du graphe III-61, les ruptures apparaîtront en premier lieu dans les brasures des composants.

Observation et hypothèses pour le test 2 :

A température ambiante après un stockage à 125°C pendant 500h, les ruptures ont eu lieu dans les brasures, sans rupture dans le cuivre autour des QFN et toujours au niveau des brasures pour les BGAs. La fragilisation des brasures est liée au vieillissement thermique.

Le niveau de contrainte est un peu plus bas du fait que les cartes aient été stockées à 125°C (contrainte thermomécanique plus faible car relaxation de contraintes).

Proportionnellement le niveau de contrainte baisse moins dans le cuivre que dans les brasures. Cela ne change rien au niveau des BGAs qui ont toujours des ruptures dans les brasures, en revanche pour les QFN les ruptures se produisent uniquement au niveau des brasures.

Interprétation pour les résultats de test 3:

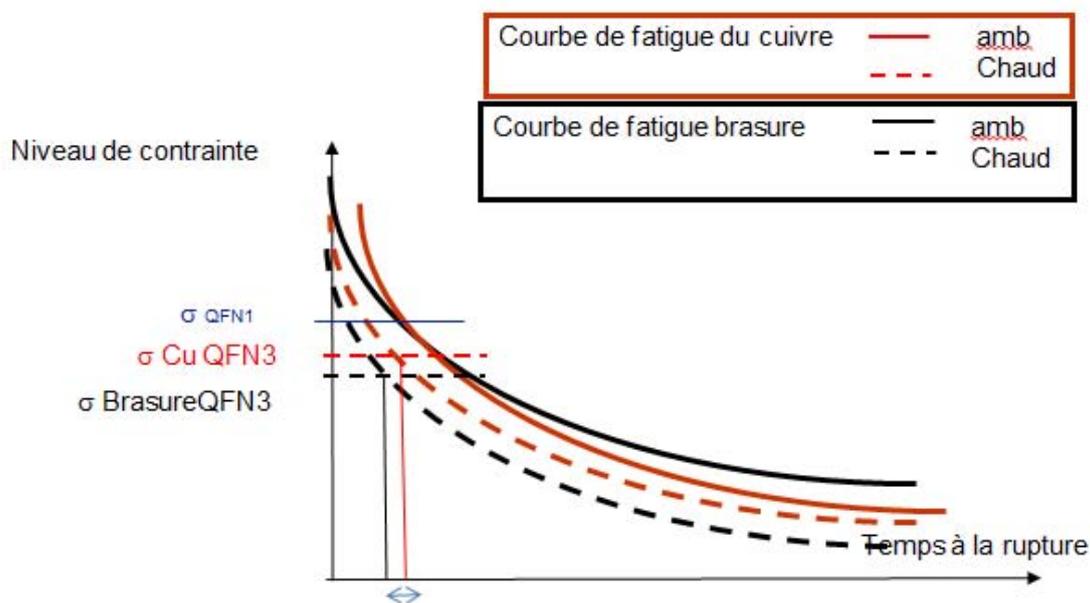


Figure III-59 : Courbe de fatigue (Wöhler) pour la filière 3

Observation :

A 125°C, les ruptures ont eu lieu dans les brasures sur les assemblages QFN comme sur les assemblages BGAs.

Hypothèses :

A l'inverse du chaud, à froid (-55°C) le décalage des courbes de fatigue va s'effectuer vers le haut. Ce décalage est moins prononcé pour les pistes de cuivre que pour les brasures. Le niveau de contrainte est un peu plus haut à froid pour les brasures que pour le cuivre. Cela a pour conséquence comme le montre la figure III-60 (même chose pour les BGAs), une rupture préférentielle cette fois-ci au niveau des pistes de cuivre.

- **Synthèse**

Par ces essais, l'influence de la température est mise en évidence hormis le pré conditionnement pour lequel il n'y a pas de différence notable. En revanche il est très difficile d'anticiper l'évolution de la contrainte. En effet le mode de fixation ainsi que le type d'assemblage montre que la fréquence de résonance varie différemment en fonction de la température ainsi que les mécanismes de défaillance mis en jeu. Ainsi, selon les conditions environnementales, la brasure ne sera pas forcément le point faible de l'assemblage, les pistes de cuivre pouvant être à l'origine d'ouvertures électriques, il sera donc important d'anticiper ces aspects lors de la conception des cartes.

7-CONCLUSION

Dans ce chapitre différents essais en fatigue mécanique ont été réalisés : vibration en endurance de type aléatoires, vibrations en robustesse de type strep stress. Des simulations par éléments finis ont été couplées aux essais en endurance afin de tracer des premières courbes préliminaires de fatigue.

De ces essais il en ressort une conclusion importante : il n'y pas de différence significative entre les cartes assemblées avec de l'étain plomb et celles assemblées avec de l'alliage SAC et ce quelle que soit la température en robustesse. L'alliage SAC contenant 3 à 4% massique d'argent semble donc robuste aux contraintes mécaniques vibratoires. Autrement dit il ne présente pas de faiblesses flagrantes vis-à-vis de l'alliage étain-plomb. D'ailleurs plus que l'alliage, nous avons pu remarquer que les autres éléments de l'assemblage telles que les pistes de cuivre des PCB semblaient être moins robustes à ce type de contrainte.

Les simulations par éléments finis doivent être complétées par des essais supplémentaires afin de pouvoir compter un nombre de points suffisant afin de pouvoir tracer des courbes de fatigue représentative de l'alliage SAC. Ainsi des prévisions de durée de vie pourraient être faites au regard de contraintes vibratoires d'un profil de mission.

Des techniques de collage afin de renforcer la tenue aux contraintes mécaniques ont été évaluées, et il en ressort que la technique underfill semble être très prometteuse en augmentant considérablement la durée des assemblages de composants BGA.

Enfin l'effet de la température a montré que beaucoup de facteurs entraient en ligne de compte et qu'il était difficile de prévoir l'évolution de la résistance à la contrainte. En effet, selon le type d'assemblage la carte ne réagit pas de la même manière. Pour les BGAs la tenue est sensiblement meilleure à chaud alors que pour les QFN c'est à froid. Il faut donc veiller lors de la conception de cartes, pour l'industrialisation, à contrôler l'évolution des différents paramètres en fonction du type d'utilisation, et notamment calculer les fréquences de résonance. Le préconditionnement n'a pas montré d'influence au niveau des temps à la rupture, ce qui confirme les conclusions du chapitre II. Le type d'assemblage, de composant ainsi que le design semblent donc être prépondérant par rapport au type d'alliage choisi sous contrainte mécanique.

IV-FATIGUE THERMO-MECANIQUE

La méthode la plus fréquemment utilisée pour évaluer la résistance en fatigue thermomécanique des joints brasés est l'essai accéléré en cyclage thermique. Ceci consiste à augmenter la fréquence des cycles et les extrêmes de températures de façon à accentuer l'amplitude des déformations cycliques et à diminuer la durée de l'essai. Cependant, une augmentation trop prononcée de la fréquence, qui conduit notamment à des chocs thermiques, peut remettre en cause la représentativité de l'essai accéléré en introduisant des mécanismes de défaillance supplémentaires (notamment par les chocs thermiques).

Afin de pouvoir étudier l'évolution de la microstructure des joints brasés SAC il est important de connaître les paramètres de cyclage appropriés tels que :

- les temps de palier
- les valeurs des vitesses de montée et de descente de la température (rampes).

Ces rampes déterminent la frontière entre les cycles en variation rapide de température (VRT) et les cycles en choc thermique. Afin d'apporter des résultats représentatifs de fatigue des joints brasés SAC il faut donc dans un premier temps justifier les conditions de cyclage utilisées, puis mettre en évidence les différents mécanismes de défaillance.

Cette étude des mécanismes de défaillance doit ensuite permettre de proposer un paramètre physique représentatif de la dégradation des joints brasés SAC. Le but est de pouvoir déterminer, d'après une coupe sur un composant, l'état de fatigue de la brasure et de pouvoir estimer une durée de vie sans pousser les essais jusqu'à l'ouverture électrique. En effet, une évaluation de la fiabilité par cyclage thermique, où ces essais sont menés jusqu'à défaillance totale du lot, peut être longue et très coûteuse. Des paramètres physiques et des pistes à explorer sont donnés à la fin de ce chapitre dans le but de trouver un modèle de durée de vie plus précis prenant en compte l'évolution de la microstructure de l'alliage.

1-Influence des paramètres de cyclage thermique

Les défaillances qui se produisent sur les brasures testées en cyclage thermique sont dues à la combinaison de deux phénomènes : la fatigue due aux déformations plastiques et le fluage. La prépondérance relative d'un des phénomènes sur l'autre dépend d'un grand nombre de facteurs parmi lesquels :

- les valeurs des rampes
- l'offset en température
- la fréquence de cyclage (rampes thermiques et temps de palier à chaud et à froid)
- les différences de CTE entre les matériaux
- la dureté totale de l'assemblage

Plusieurs études ont été menées afin de connaître les effets des conditions de cyclage sur la fiabilité des connexions sans plomb. Les plus significatives sont celles qui ont été menées par le CALCE (*The Center for Advanced Life Cycle Engineering*) [CAL01], [CAL02] et par Jean Paul CLECH [CLE01].

Les résultats ont été utilisés pour quantifier les effets du cyclage thermique sur la fiabilité et pour recommander un test accéléré optimal au sein de MBDA.

1.1-Influence de la durée de palier (tdwell)

Le temps de palier est un des paramètres les plus importants en cyclage thermique. Il permet de s'assurer que le composant testé sera soumis à l'ensemble des valeurs du gradient de température. Ce temps doit être suffisant pour favoriser le phénomène de relaxation des contraintes.

En cyclage thermique le phénomène de fluage est activé, et plus la température est élevée plus le fluage est important. Lorsque l'on maintient une contrainte, il se produit, au bout d'un certain temps, le phénomène de relaxation de ces contraintes au niveau de la brasure. La durée du temps de palier doit couvrir le temps de relaxation de ces contraintes.

Les temps de palier sont donc dépendants du phénomène de fluage/relaxation qui lui-même dépend des gammes de températures utilisées lors du cyclage thermique.

La figure IV-1 montre une comparaison entre le rapport du nombre de cycles à la rupture brasure sans plomb/étain plomb et certaines gammes de température d'un CBGA 625.

Nombre de cycles à la défaillance sans plomb/étain-plomb

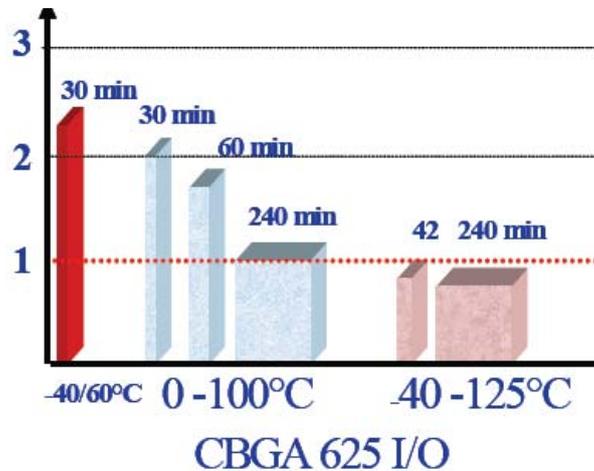


Figure IV-1 : Nombre de cycles à la rupture sans plomb / étain plomb fonction de la gamme de température pour un CBGA 625 [CLE01]

On peut remarquer que le TTF des alliages sans plomb est à peu près 2 fois supérieur à celui des alliages étain-plomb pour un temps de palier de 30min et un cycle 0-100°C alors qu'il est égal lorsque l'on augmente la durée de palier (temps de palier 240 min).

Le graphe de la figure IV-1 met en évidence l'influence de la gamme de température utilisée ainsi que la durée des temps de palier sur l'accélération du nombre de cycles à la rupture. Il est donc important d'adapter les temps de palier en fonction des températures de cyclage (T_{min} , T_{max} , ΔT) pour maintenir un endommagement représentatif.

1.1.1- Synthèse des études du CALCE [CAL01], [CAL02].

Le CALCE a proposé une étude afin d'examiner l'effet des cycles de température sur la fiabilité des joints brasés (alliages Sn95,43/Ag3,87/Cu0,7 et Sn96,5/Ag3,5). Il a utilisé un véhicule de test composé de deux CLCC 84 et deux CLCC 68. Les dimensions physiques du spécimen sont données ci-dessous :

- CLCC 68 : 24x24mm
- CLCC 84: 30x30mm
- PCB: 130x93x2.3mm, FR-4

Pour chaque condition de test, 8 cartes de chaque type d'alliage ont été testées. Un complément à ces tests a été réalisé. La nature des composants et du PCB reste inchangée seul l'alliage de brasure diffère, la brasure SAC 305 (Sn9,5Ag3,0Cu0,5) est utilisée. Le comportement en cyclage thermique entre les SAC 405, 387 et 305 (cf paragraphe suivant) étant vraiment très proche, dans le cadre de notre étude la comparaison reste possible.

Les différents plans de test réalisés sont présentés dans les tableaux ci-dessous. Le tableau IV-1 décrit le premier plan de test avec les essais réalisés avec de la brasure SAC 387. Le tableau IV-2 décrit le second test avec les composants reportés avec de la brasure SAC 305.

Test	Max.Temp. (°C)	Min.Temp (°C)	Delta de température	temps de palier à Tmax
1	100	0	100	15
2	75	-25	100	15
3	125	25	100	15
4	75	-25	100	75
5	125	25	100	75
6	100	0	100	75
7	85	15	75	15
8	85	15	75	75

Tableau IV-1 : conditions de test CALCE [CAL01]

Test	Max.Temp. (°C)	Min.Temp (°C)	temps de palier à Tmin	temps de palier à Tmax
1	125	25	15	15
2	75	-25	15	15
3	75	-25	15	75
4	75	-25	15	120
5	125	25	15	75
6	75	-25	75	15
7	50	-50	15	15
8	100	0	15	15

Tableau IV-2 : conditions de test CALCE [CAL02]

Les résultats concernant les essais effectués au premier test, tableau IV-1, sont présentés dans les histogrammes des figures IV-3 et IV-4 en **annexe E**.

Sur les graphes de la figure IV-3 et IV-4, Il est observable que pour des maximums de température de 125°C, un temps de palier de 75 minutes (test 5), n'est pas plus endommageant sur le temps à la rupture qu'un temps de palier de 15 minutes (test 3).

Les résultats concernant les essais effectués au deuxième test, tableau IV-2, sont présentés dans les histogrammes des figures IV-3' et IV-4' en **annexe E**.

Ces graphes nous montrent qu'à une température maximale de 125°C le palier d'une durée de 75 min n'apporte pas plus de dommages qu'une durée de 15 min, ce qui est le même constat que sur de la brasure SAC 387. En ce qui concerne les essais à 75°C, il n'y a pas plus d'effet entre 75 et 120 min (graphe IV-4, IV-5).

Ces essais étant réalisés au même delta de température (100°C), il est clairement visible que plus la température moyenne est haute, plus le TTF est faible. Ces résultats montrent qu'une augmentation du temps de palier à température basse (de 15 min à 75 min) diminue légèrement le TTF.

- Pour des cyclages thermiques avec $T_{max} = 125^{\circ}\text{C}$ une durée de palier de 15 min semble suffisante.
- Pour des cyclages avec $T_{max} 75\text{-}80^{\circ}\text{C}$ la durée se trouve donc comprise entre 15 et 75 min.

Ces résultats d'essais sont cohérents avec les études théoriques menées par JP.Clech [CLE01].

1.1.2-Synthèse des résultats de l'étude de JP CLECH [CLE01]

JP CLECH a travaillé sur l'évaluation des conditions de cyclage sur la tenue en fatigue, en exploitant des résultats d'essais publiés et en utilisant la simulation par éléments finis. Le véhicule de test utilisé pour évaluer l'effet de la durée de palier est composé d'un PBGA 676, 17mm x 17mm x 0.33, 1mm de pas, assemblé sur une carte FR-4 revêtu d'une finition OSP. Les billes BGA et la crème à braser sont respectivement en SAC405 et SAC395.

Les conditions de tests sont : 0°C/100°C, 10min de palier froid, 10mn (court) et 60mn (long) de palier chaud. Les fréquences de test sont respectivement 16 et 36 cycles pour les profils de durée courte et longue.

Les défaillances obtenues sont :

$$N_{0, \text{court}} = 3963 \text{ cycles}$$
$$N_{0, \text{long}} = 3077 \text{ cycles}$$

L'historique des températures et des contraintes tout au long de la boucle d'hystérésis (figure IV-5) sont représentés par la figure IV-6.

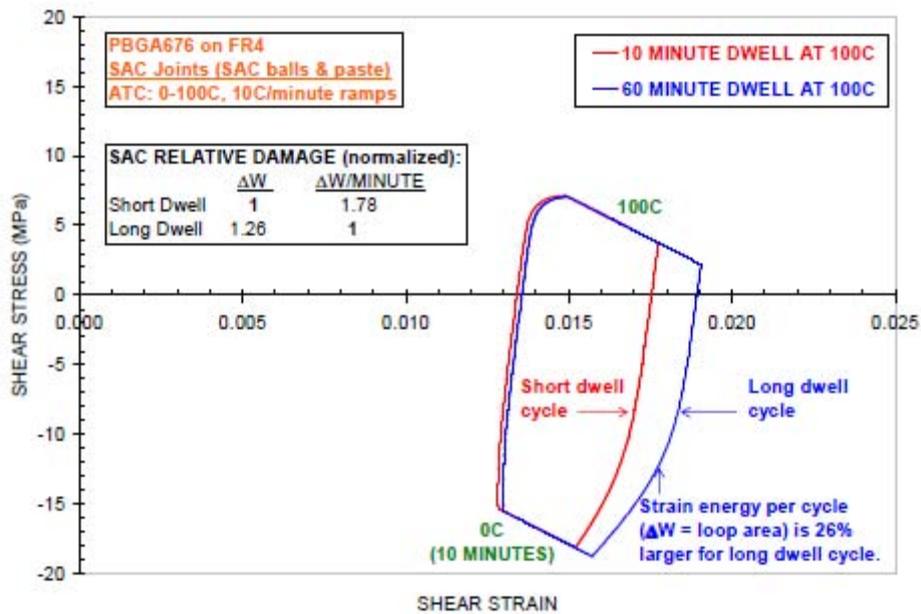


Figure IV-5 : boucle d'hystérésis sur les joints d'extrémités sous la puce du PBGA676 [CLE01]

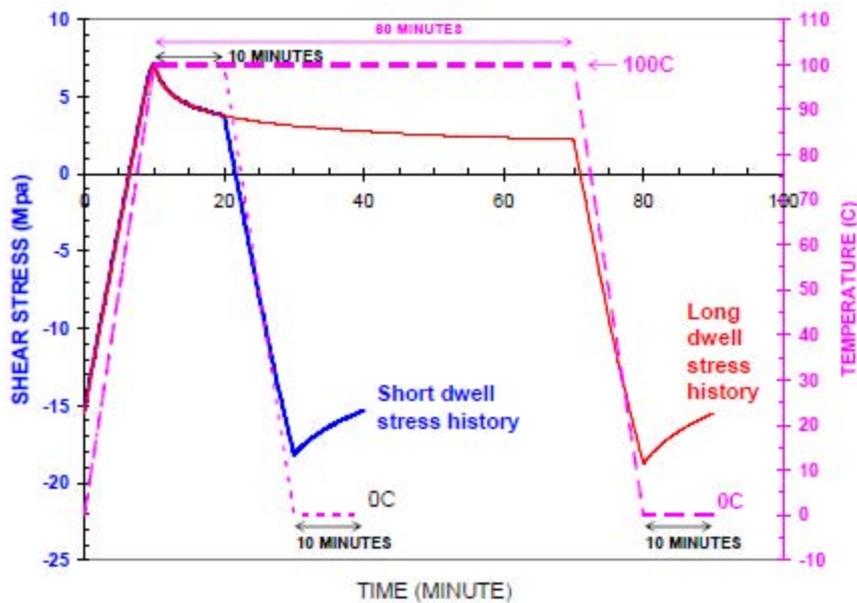


Figure IV-6 : historique de température et de contrainte dans le PBGA676 [CLE01]

Interprétation

On constate que

- La relaxation des contraintes débute au taux le plus élevé du début des paliers chauds et froids. A 100°C, la moitié des contraintes a été relaxée dans les 10 premières minutes. La relaxation ralentit lorsque le temps augmente et met 15min supplémentaires pour atteindre 74% de relaxation à la fin du profil « long », voir figure IV-6.
- Sur les paliers froids, le pourcentage de relaxation à la fin des 10 minutes est à peu près le même pour les deux profils de durée de palier (15 à 17%).
- Le taux de défaillance ou d'endommagement défini comme l'énergie de déformation cyclique par unité de temps du profil « court » est 1,78 fois plus grand que celui du profil « long », voir figure IV-5. Ceci montre que le profil « court » est plus efficace pour créer des endommagements par fluage dans les joints SAC que le profil « long ».

1.1.3-Conclusion

Les résultats des travaux menés par le CALCE et par JP CLECH, nous permettent de conclure qu'une durée de palier longue à Tmax n'est pas forcément nécessaire pour les assemblages SAC.

1.2-Effet du gradient de température : rampe de montée et de descente en température

Une équation qui permet d'évaluer l'effet de la durée de la rampe sur l'énergie de déformation cyclique sur les PBGA a été présentée par John Lau [LAU01]. Cette équation est la suivante :

$$\Delta W = 5,8 \times 10^{-5} (\Delta T) (\Delta T)^{1,71} r^{-0,08}$$

Avec :

ΔW : énergie de déformation cyclique

ΔT : gamme de température

r : taux de rampe en minute

Pour déterminer l'effet du gradient de température de la rampe, nous avons appliqué cette équation en prenant une gamme de température de 180°C (-55°C/+125°C). Les résultats obtenus sont donnés par la figure IV-7.

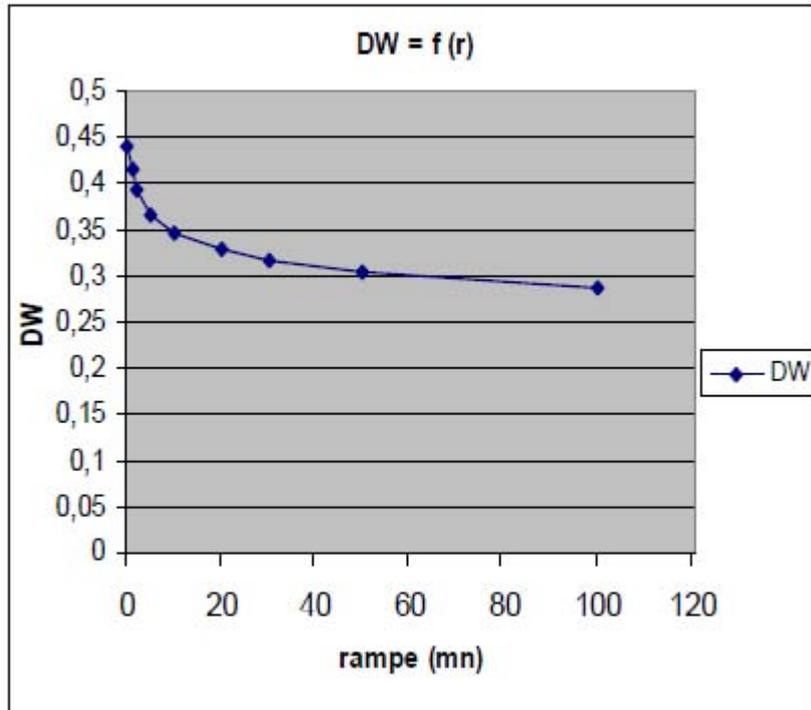


Figure IV-7 : énergie de déformation cyclique en fonction de la durée de la rampe

D'après ce tracé, on constate que, pour une durée de rampe de 10min, on a atteint près de 50% de relaxation des contraintes et pour une durée de 20min, 75% des contraintes sont relaxées. Ce résultat confirme les résultats obtenus par JP Clech [CLE01] sur les boîtiers PBGA et CBGA. (Figure IV-8).

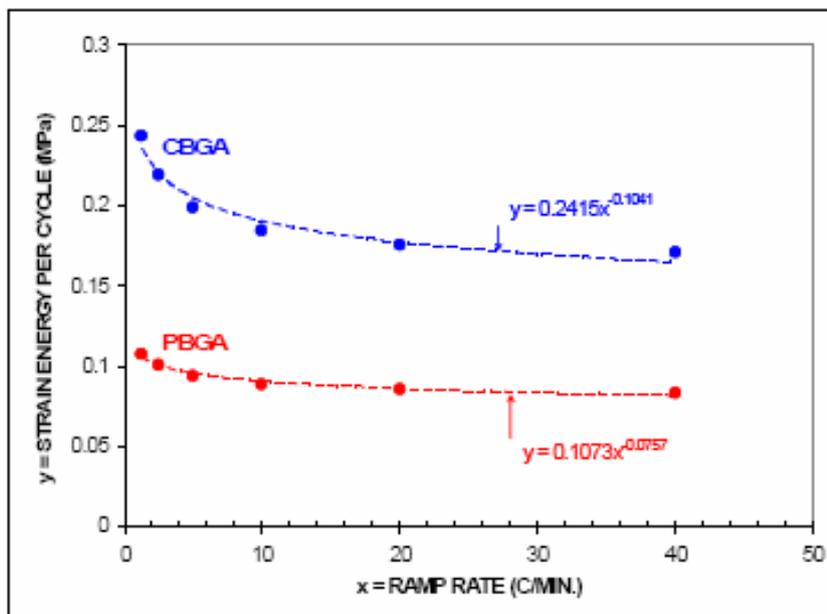


Figure IV-8 : énergie de déformation cyclique vs taux de rampe [CLE01]

Une seconde étude sur les effets du gradient de température des rampes sur la force de cisaillement des joints SAC d'une résistance [YO01] a conclu que les cycles thermiques avec un faible taux de rampe (10°C/min) contribuaient à une forte réduction dans la force de cisaillement après 1200 cycles.

En comparaison, une moindre réduction de la force a été observée après des cycles thermiques avec un gradient de température élevé (55°C/min). Les mesures de la force ont permis de conclure qu'un faible gradient crée plus d'endommagement par cycle dans les joints brasés SAC des résistances.

Conclusion :

Les conclusions de cette étude nous montrent qu'une rampe de température de 20°C/min semble suffisant.

- Choix d'un test accéléré optimal :

Nous avons pu observer que les conditions actuelles utilisées au sein de MBDA peuvent encore être utilisées pour le sans plomb. Ces conditions sont :

- -55°C/+125°C
- 20 mn de palier chaud
- 20°C/mn de rampe

Afin d'analyser et de comprendre l'influence des cycles thermiques sur la microstructure du joint brasé, ainsi que sur la cinétique de propagation des fissures, des coupes métallographiques (microsections) ont été réalisées sur différents composants de ces cartes et à différents stades de vieillissement : $t=0$ (carte témoin), $t=500$ VRT, $t=750$ VRT, 1000 VRT. Ces coupes ont été effectuées selon la gamme de polissage définie au chapitre I.

Le composant choisi pour étudier cette évolution est le 'chip résistif R2512'. C'est le seul composant présentant des fissures totales de la brasure lors de l'essai mené jusqu'à 1000 VRT. Un exemple de plan de coupe sur un composant 'résistance chip' est présenté en figure IV-10.

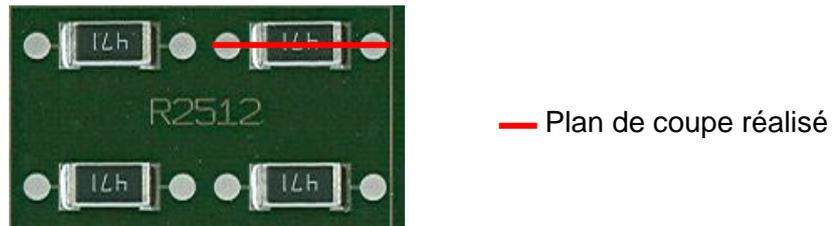


Figure IV-10 : exemple de plan de coupe sur composant résistance chip R2512

2.2-Résultats

Les résultats sont présentés sur les figures IV-11 à IV-18. La microstructure a été observée après révélation et également sous lumière polarisée. Une recherche d'indicateurs de fatigue a été effectuée. L'évolution de la microstructure observée peut se décomposer en quatre phases.

2.2.1-t=0

A $t=0$, une structure fine et régulière est observée. Il y a également peu de macros grains d'étain figures IV-11 a) et b).

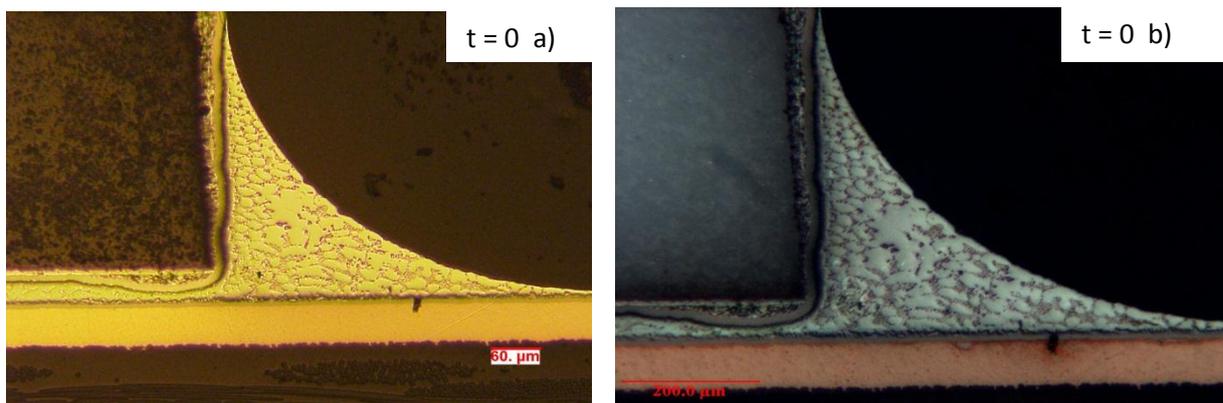
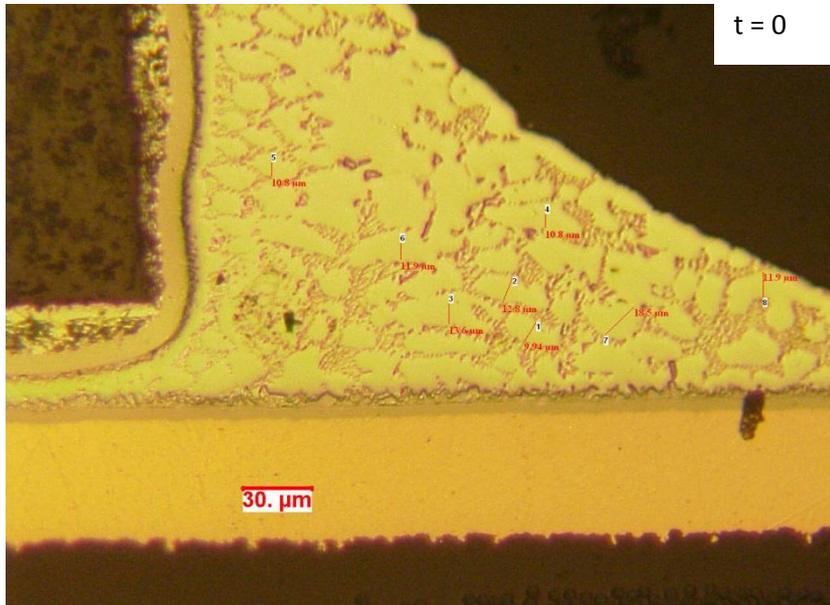


Figure IV-11 : micro-section sur chip R2512 à $t=0$ a) vue après révélation b) sous lumière polarisée

Comme décrit au premier chapitre, la lumière polarisée permet de visualiser les macros grains d'étain en les distinguant par une couleur différente selon leur orientation cristalline. Dans ce cas, comme sur la photo de la figure IV-11 b), il y a très peu de macros grains, un seul ici. La taille moyenne des dendrites d'étain a été mesurée, un exemple est donné à $t=0$ sur la figure IV-12.



Indice moyen .	Fourchette de l'indice
Taille des dendrites	
12 μm	10 – 18 μm

Figure IV-12 : Exemple de mesure de taille de dendrites

L'indice moyen de la taille des dendrites a été mesuré à $12\mu\text{m}$.

2.2.2-t=500 VRT

Après 500 VRT, la taille des dendrites augmentent. Voir figure IV-13

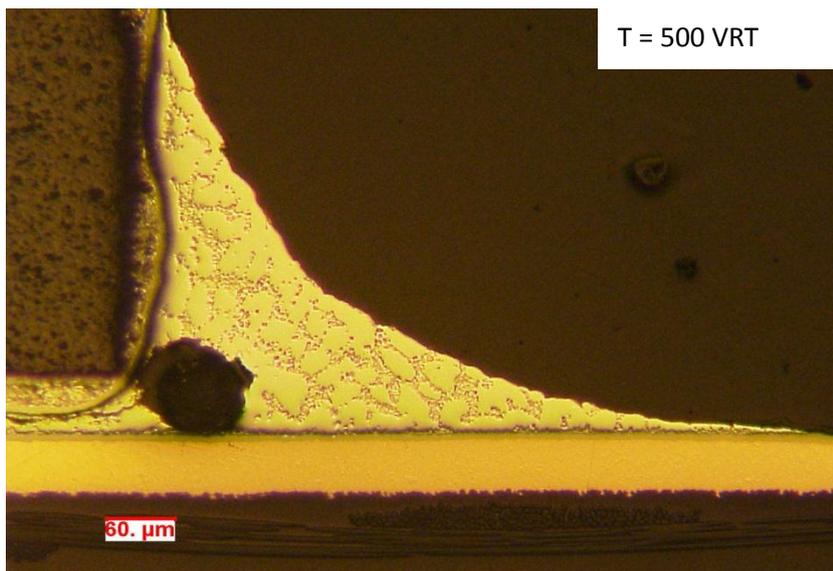
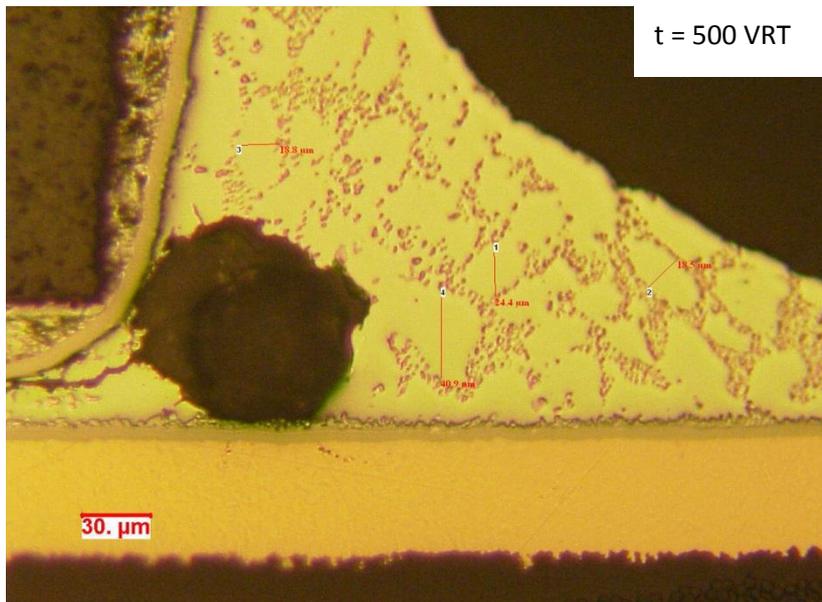


Figure IV-13 : augmentation de la taille des dendrites après 500 VRT

L'indice moyen calculé a plus que doublé, avec une valeur de 28 μm . figure IV-14.



Indice moyen :	Fourchette de l'indice
Taille des dendrites	
28 μm	18 – 41 μm

Figure IV-14 : Exemple de mesures de la taille des dendrites à 500 VRT

2.2.3-t=750 VRT

Après un long vieillissement, des fissures s'initient dans la brasure et se propagent. Les macros grains d'étain se recristallisent en grains d'étain de plus petite taille dans les zones de fortes contraintes. Les fissures s'initient et se propagent au niveau de ces zones recristallisées.

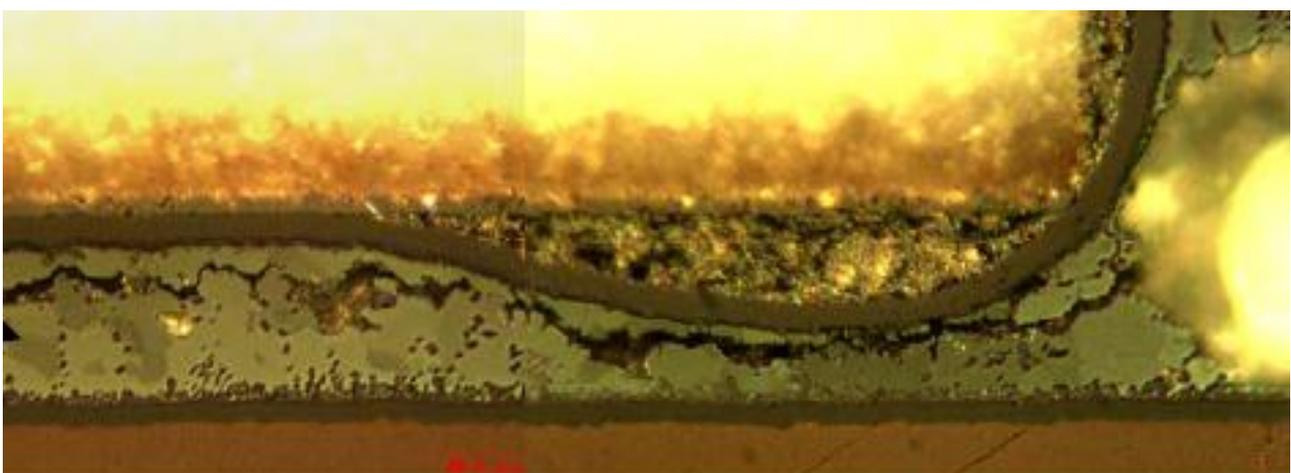


Figure IV-15: initiation de la fissure dans la zone recristallisée sous le chip résistif, observation réalisée au microscope sous lumière polarisée à t=750 VRT.

Recristallisation

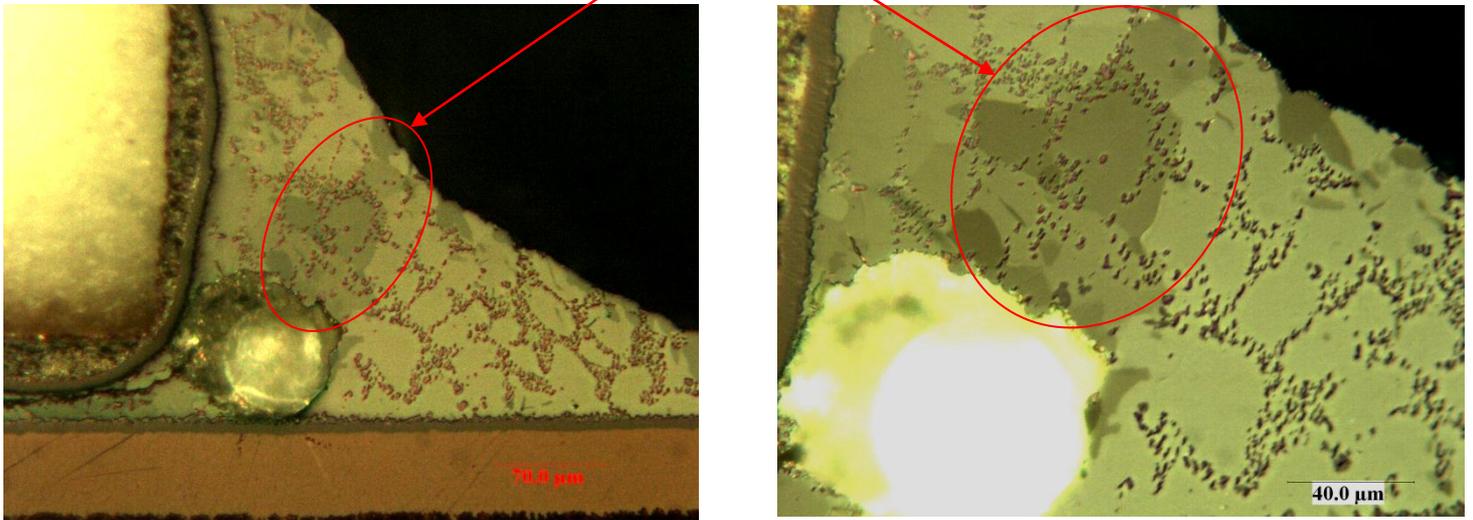


Figure IV-16: phénomène de recristallisation dans les zones de fortes contraintes, observation au microscope sous lumière polarisée à $t=750$ VRT.

Sur les figures IV-15 et IV-16, le phénomène de recristallisation est observable : les macros grains d'étain se divisent en grains d'étain de plus petite taille dans les zones où la contrainte accumulée est la plus forte. La fissure s'initie sous le composant à la jointure des grains d'étains recristallisés (figure IV-15), puis cette fissure va se propager au travers de la zone recristallisée (figure IV-16).

Ce phénomène a également été observé sur des billes de BGA après 1000 VRT (figure IV-18). Sur la figure IV-17, l'observation de la bille est effectuée avant la révélation. Ensuite une observation sous lumière polarisée permet d'observer la recristallisation des macros grains d'étain en grains d'étain de plus petite taille.

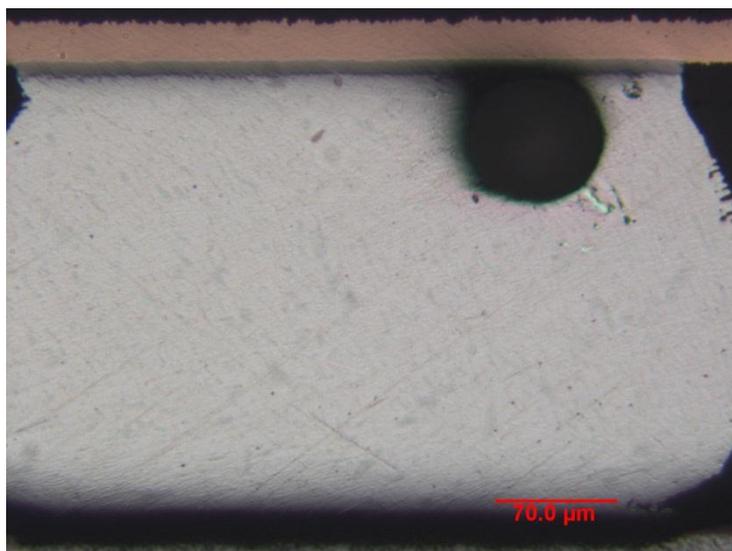


Figure IV-17: Bille de BGA SAC 305 avant révélation après 1000 VRT.

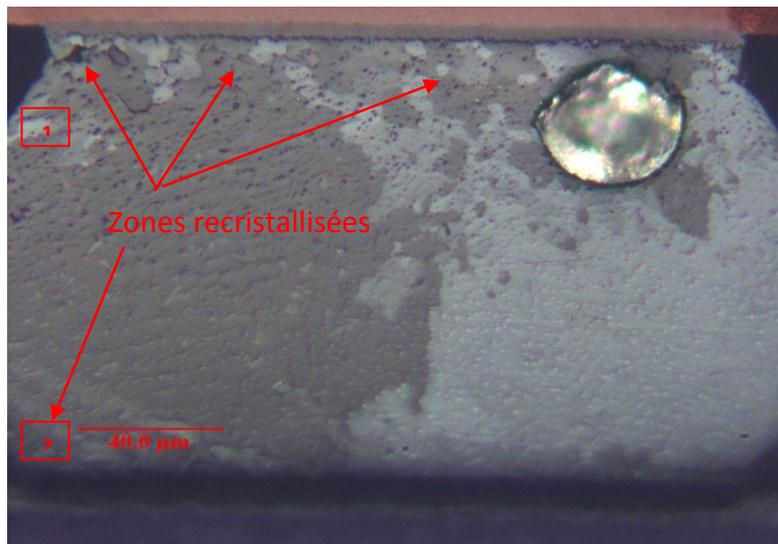


Figure IV-18: phénomène de recristallisation observé sous lumière polarisée après 1000 VRT.

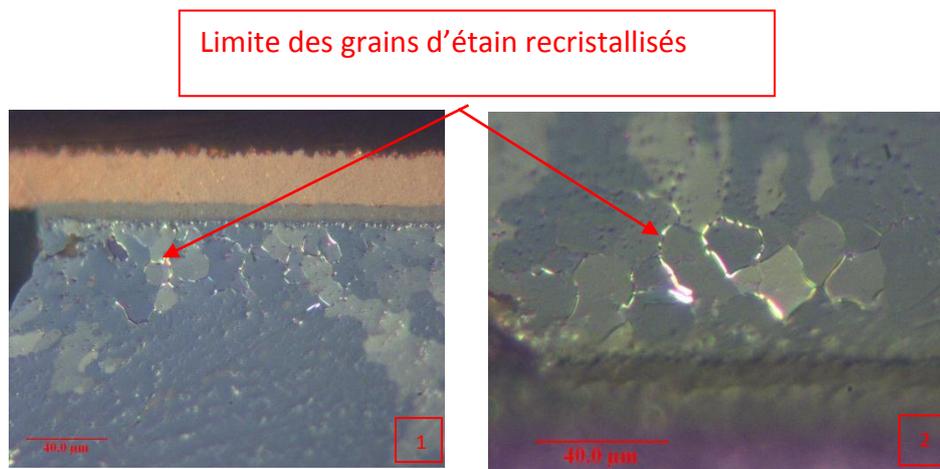


Figure IV-19 : Limites des grains d'étain recristallisés sous lumière polarisée. Zones 1 et 2 de la figure IV-18

2.2.4-t=1000 VRT

Après 1000 VRT, la propagation de la fissure mène à l'ouverture électrique du composant, figure IV-20

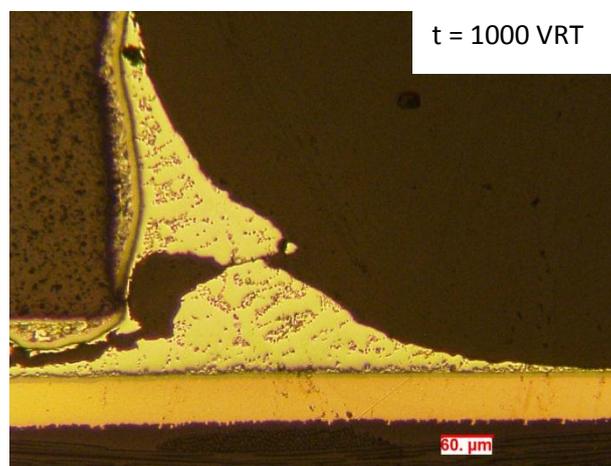


Figure IV-20: ouverture électrique du joint brasé SAC après 1000 VRT

Une ouverture électrique totale a été observée après 1500 VRT sur un composant BGA. La fissure totale se trouve dans la zone recristallisée des macros grains d'étain, voir figure IV-21.

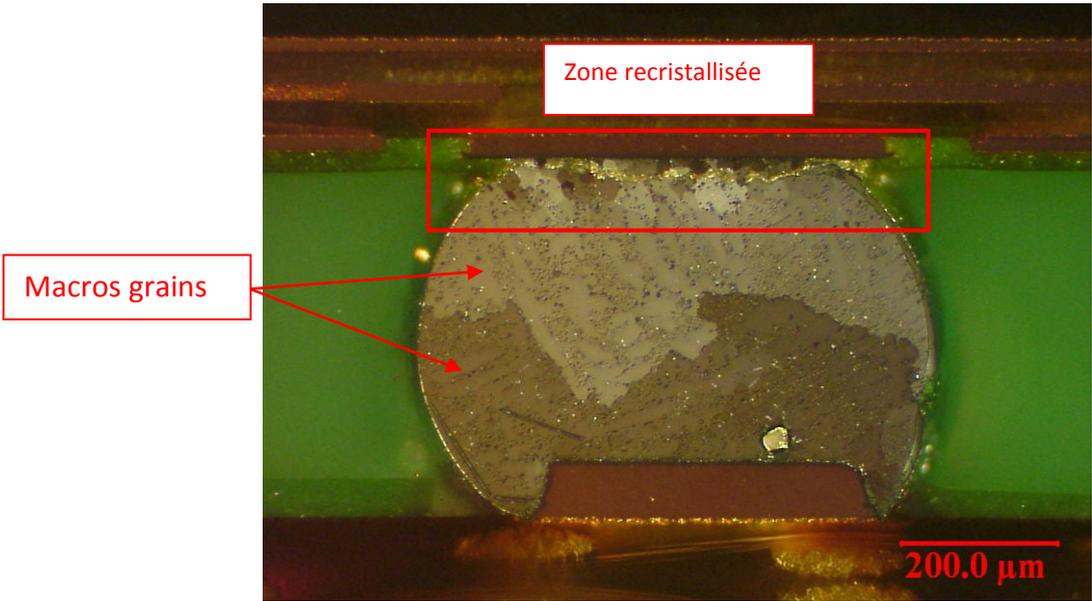


Figure IV-21 : fissure totale dans la zone recristallisée observée sur une bille de BGA SAC 305 après 1500 VRT

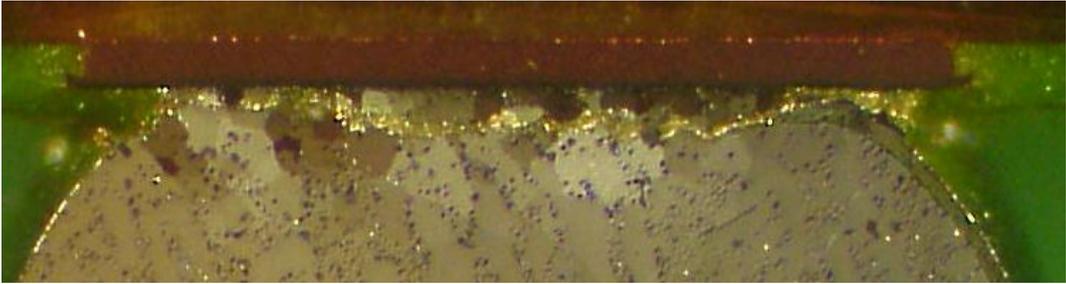
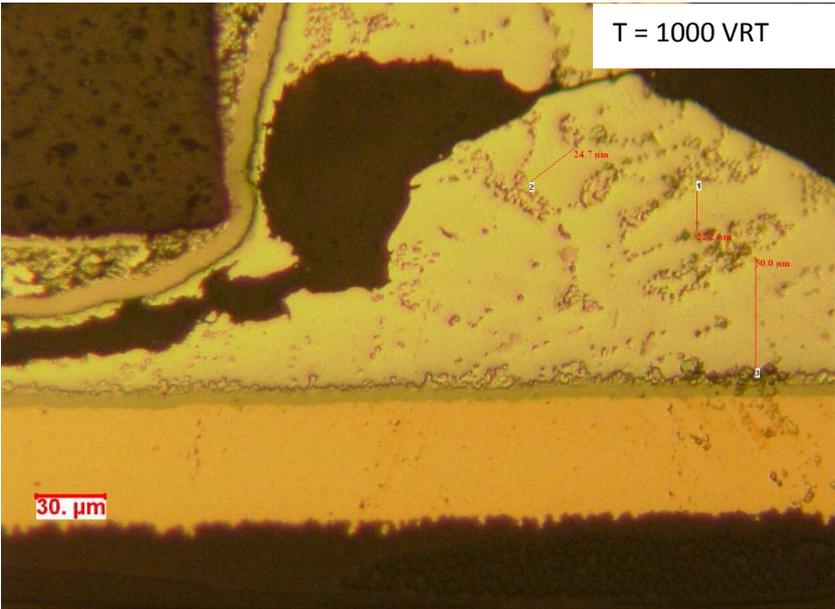


Figure IV-22 : zoom de la figure IV-20 au niveau de la fissuration



Indice moyen :	Fourchette de l'indice
Taille des dendrites	
36 μm	22 – 50 μm

Figure IV-23 : Exemple de mesure de taille de dendrites à t=1000h

L'indice moyen de la taille des dendrites est de 36μm après ouverture électrique (1000 VRT).

2.3-Analyse de la recristallisation

Pour les brasures étain plomb soumises à des cycles thermiques, le fluage s'accompagne d'une coalescence qui induit une augmentation de la taille des phases de plomb et d'étain finement réparties après refusion. Les fissurations de fatigue thermomécanique s'initient et se propagent à la jointure des joints de grains (phases étain-plomb). Cette fissuration est inter-granulaire, voir figure IV-24

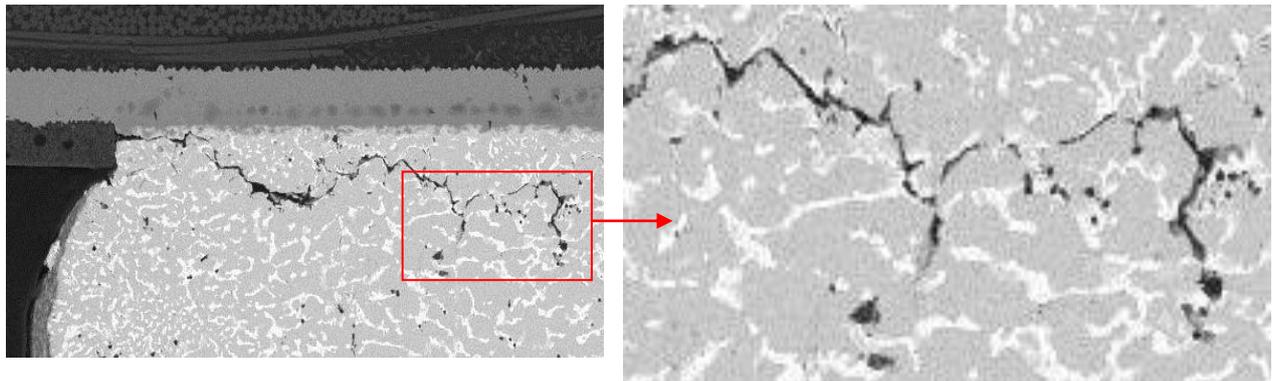


Figure IV-24 : Fissuration inter-granulaire, bille de BGA étain-plomb

Après mes analyses des résultats bibliographiques, les mécanismes de défaillance des joints brasés SAC peuvent être résumés comme sur la figure IV-25. Ils comportent quatre phases.

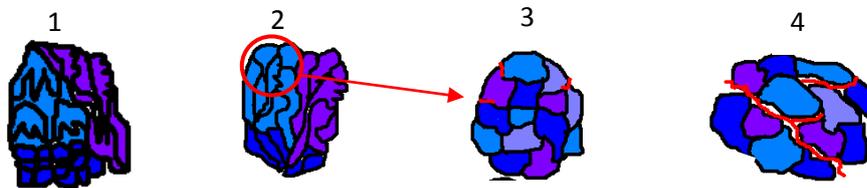


Figure IV-25 : Phénomène de recristallisation

Le fluage et la relaxation des contraintes s'accompagnent du phénomène de recristallisation. Dans la première étape, la structure dendritique est fine et régulière. Au moyen d'un microscope muni d'une lumière polarisée, il est possible de visualiser les macros grains d'étain, c'est-à-dire les dendrites ayant la même orientation cristallographique. A ce stade les joints de brasure contiennent peu de macros grains [LEH01]. Après report le nombre de macros grains observables peut varier de 1 à 6 (valeur moyenne).

Dans la deuxième étape, le nombre de ces macros grains est plus important que lors de la première étape et la structure dendritique devient plus grossière. Dans les zones de fortes contraintes, schématisées par le cercle, il se produit alors le phénomène de recristallisation de ces macros grains. La recristallisation est une division d'une partie d'un macro grain en grain d'étain de plus petite taille. Les fissures s'initient et se propagent le long de ces grains d'étain recristallisés.

Enfin, à la quatrième étape la propagation de la fissure s'effectue dans la zone recristallisée le long des joints de grain d'étain conduisant à l'ouverture électrique du composant.

CONCLUSION

La méthode d'analyse développée a permis de suivre l'évolution de la microstructure sous contrainte thermomécanique. Le suivi des macros grains d'étain est un paramètre physique permettant de constater l'état de fatigue d'un joint de brasé SAC. En effet une simple coupe métallographique à un instant donné nous donne des informations sur la dégradation de la brasure mais ne nous permet pas pour le moment d'anticiper une certaine durée de vie. Il faut donc se baser sur un autre paramètre pour étudier les temps menant à la rupture, et ce paramètre pourrait être la taille de ces grains d'étain recristallisé.

2.4-Etude de la taille critique des grains d'étain recristallisés

Le principe est de mesurer la taille des grains d'étain recristallisés en fonction du nombre de cycles subis par l'assemblage. Ces observations ont été effectuées sur des composants à broche de type TSOP. Pour cela, les différents échantillons ont été observés sous lumière polarisée après révélation. Ensuite on se focalise sur une zone de l'assemblage, la plus contrainte. Le but est de définir une taille de grain d'étain recristallisé critique à partir de laquelle les fissures s'initient.

Un calcul des surfaces des grains d'étain à différents temps de cyclage thermique $-55/+125^{\circ}\text{C}$ a été effectué sur des composants à broches TSOP 48 type 1. La figure IV-26 présente la vue générale et RX du composant.

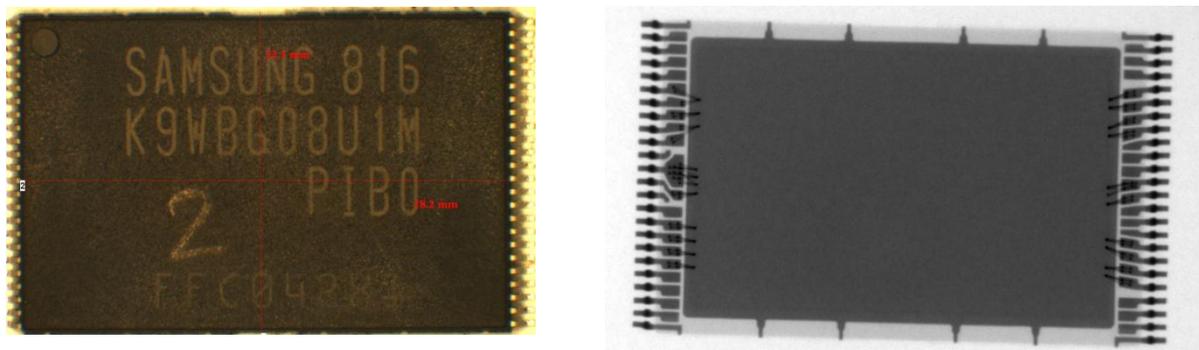


Figure IV-26 : Vue générale et vue RX d'un TSOP 48 type 1

Les échantillons ont été micro-sectionnés selon la méthode d'analyse des joints brasés sans plomb mis en place : les premières mesures se sont concentrées sur les broches aux extrémités du composant car ce sont celles qui sont les plus contraintes thermo- mécaniquement.

La figure IV-27 montre le sens des coupes qui ont été effectuées.

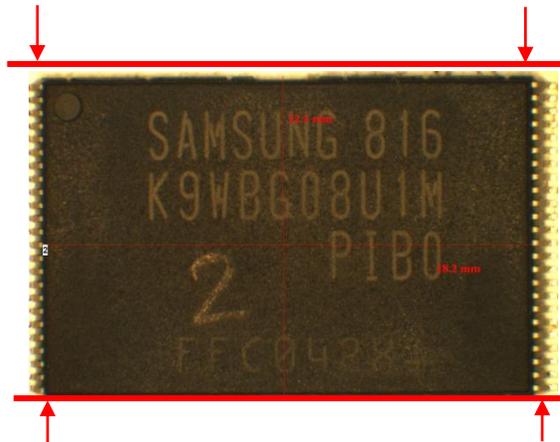


Figure IV-27 : Sens des coupes effectuées lors de l'analyse.

Le prélèvement des échantillons a été effectué à 125, 250, 500, 750, 1000 et 1300 cycles thermiques.

2.4.1-Présentation des résultats de microsection

2.4.1.1-t=0

Les photographies ont été prises au microscope optique après révélation de l'échantillon. Voir figure IV-28 et IV-29

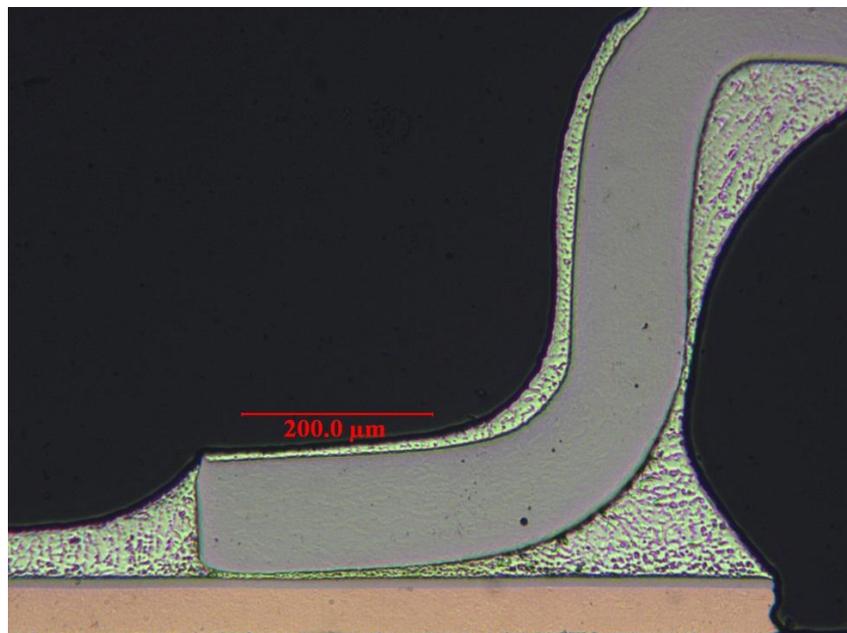


Figure IV-28 : Vue au microscope optique après révélation de l'échantillon à t=0

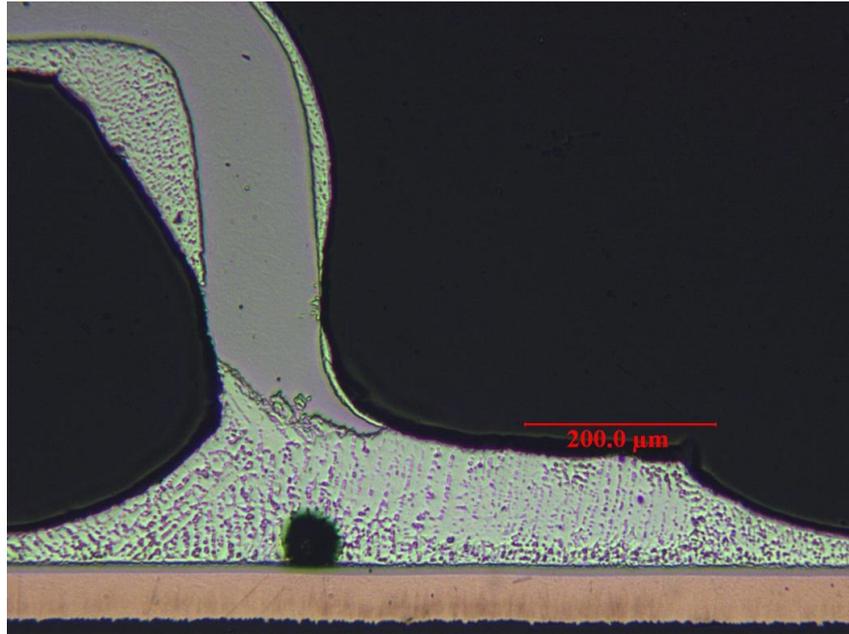


Figure IV-29 : Vue au microscope optique après révélation de l'échantillon à $t=0$

Ensuite on procède à une observation sous lumière polarisée. Voir figure IV-30

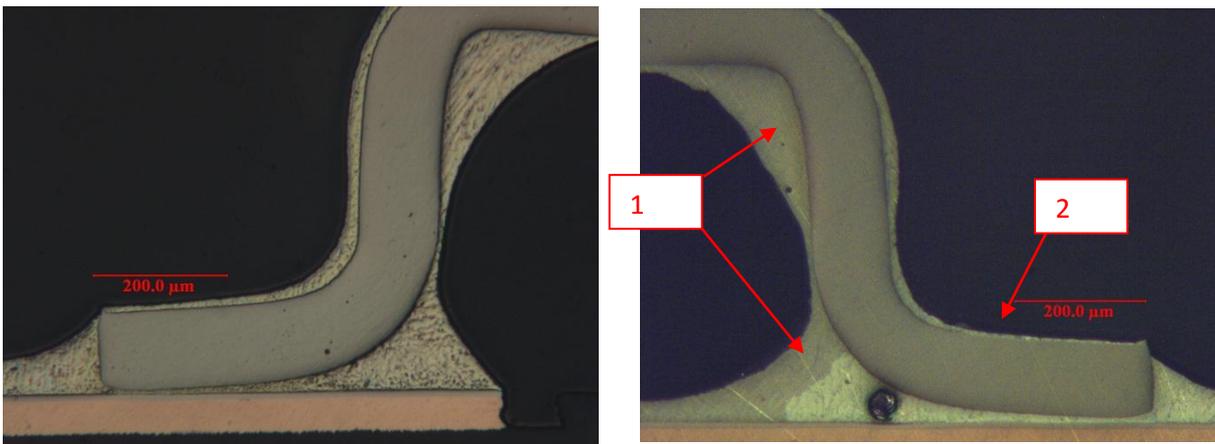


Figure IV-30 : Observation des échantillons à $t=0$ sous lumière polarisée

Les observations à $t=0$ sont conformes à l'attendu, présence d'un macro grain d'étain sur la broche de gauche et de deux macros grains sur la broche de droite. Ensuite le bas de la broche de droite a été volontairement passé afin d'observer s'il y avait une différence significative dans l'observation des macros grains d'étain. Il n'y a pas de différence dans l'observation voir figure IV-31.

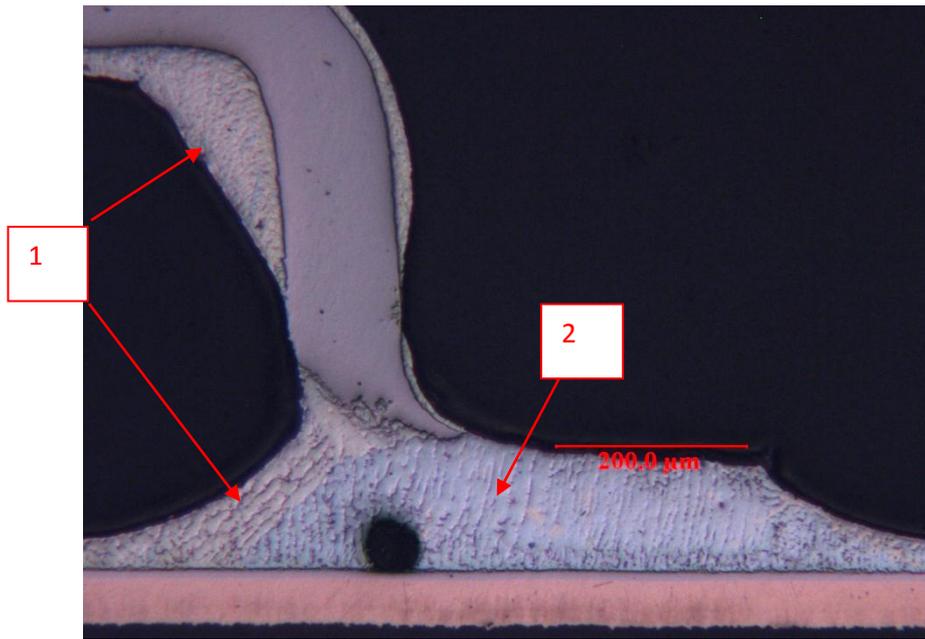


Figure IV-31 : Observation des échantillons à $t=0$ sous lumière polarisée

Maintenant, l'observation des coupes suivantes devrait conduire à une taille critique des grains d'étain recristallisés à partir de laquelle la fissure s'initie puis se propage.

2.4.2- exemple de calcul

Un exemple de calcul est proposé ci-dessous pour des broches ayant subi 125 VRT. L'ensemble des coupes réalisées est présenté en **annexe F**.

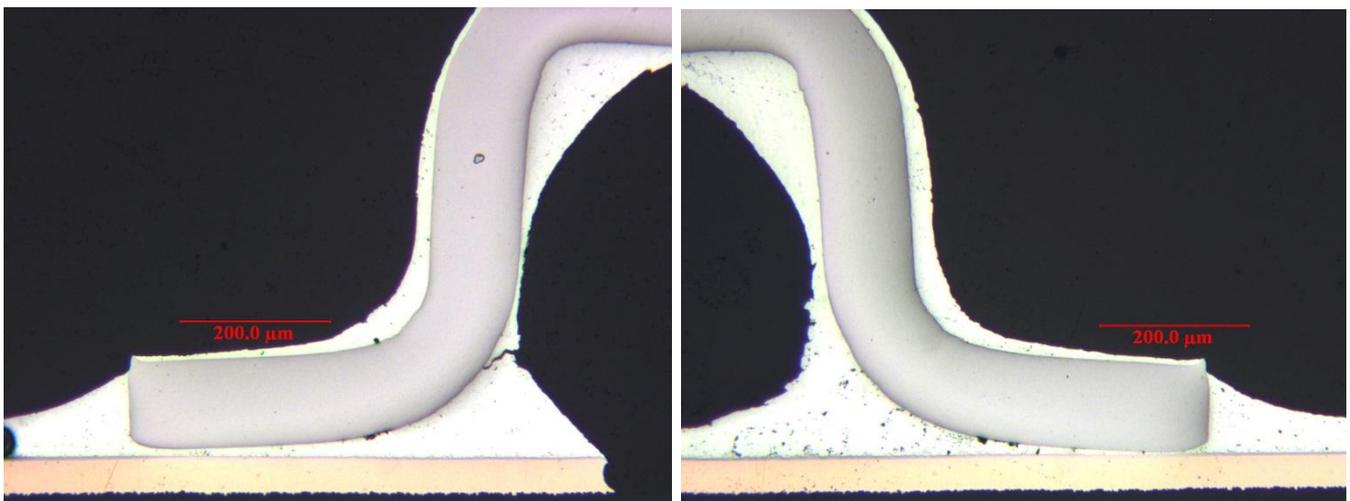


Figure IV-32 : observation de l'échantillon au microscope avant révélation à $t=125$ VRT

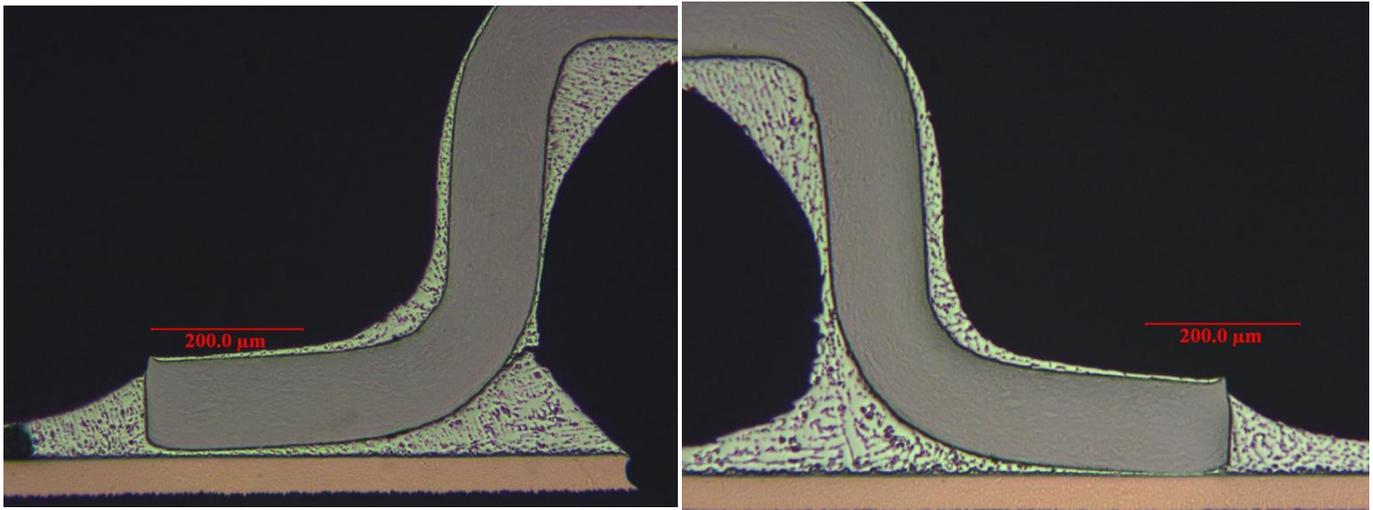


Figure IV-32 : observation de l'échantillon au microscope après révélation à $t=125$ VRT

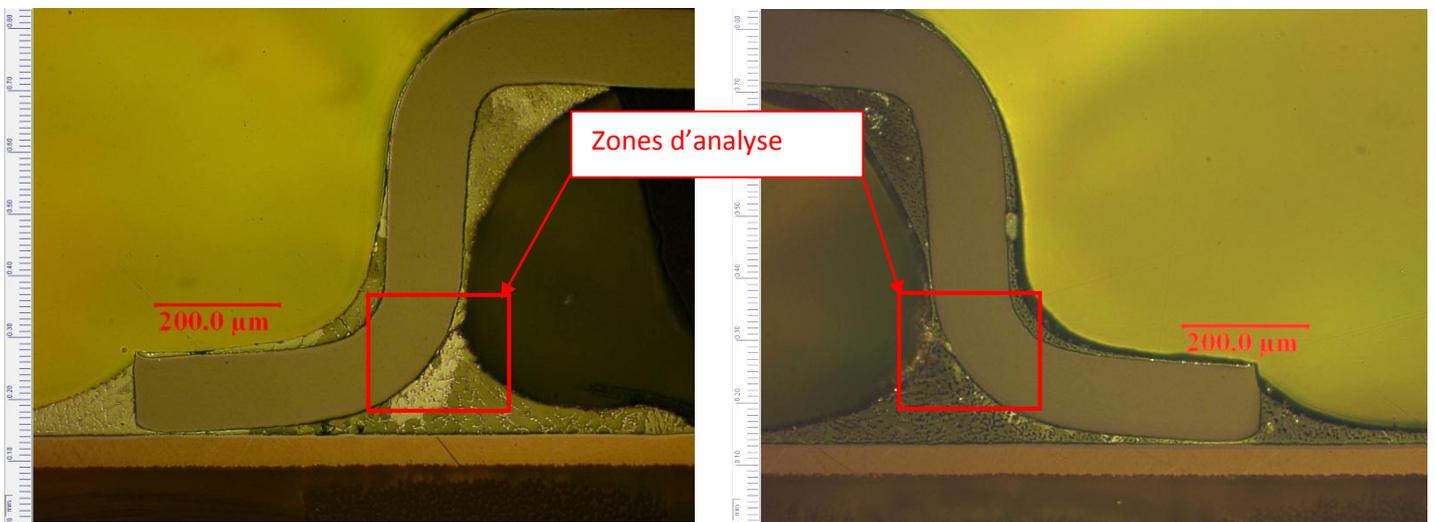


Figure IV-33 : Observation au microscope platine inversée sous lumière polarisée à $t=125$ VRT

Les zones d'analyse sont situées au niveau du coude de la broche (figure IV-33), là où les contraintes sont les plus fortes et où les fissures s'initient. Ensuite dans cette zone un calcul de l'aire des grains d'étain recristallisés ainsi que leur diamètre a été effectué.

Un exemple de calcul est donné sur la figure IV-34.

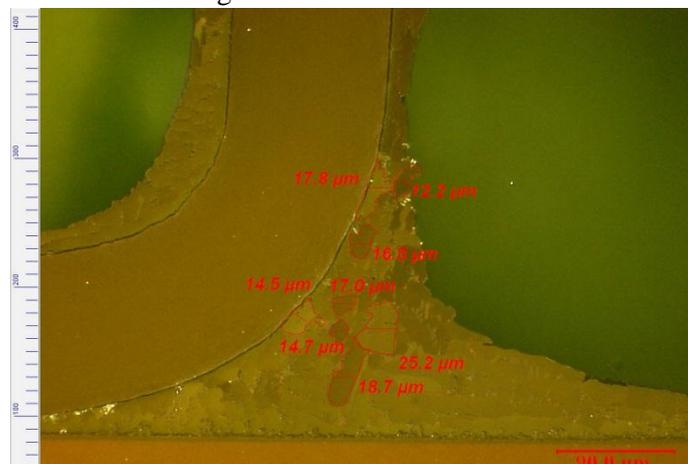


Figure IV-34 : Exemple de mesure de la taille des grains d'étain recristallisés

2.4.3- Résultats des Mesures des grains d'étain recristallisés

Pour chaque TSOP, 4 broches ont été analysés. Les surfaces sont données en μm^2 et les diamètres en μm . Les résultats sont présentés dans le tableau IV-3.

nombre de cycles -55/+125°C	surface (μm^2)	diamètre des grains proches de la fissure (μm)
125	341,6	15
250	298,4	15
500	260,8	15
750	260,4	15
1000	245,5	15
1300	198,5	15

Tableau IV-3 : Surface et diamètre moyen des grains d'étain recristallisés

La surface moyenne des grains d'étains recristallisés diminue au cours du vieillissement. En revanche le diamètre moyen dont les mesures ont été effectuées sur les plus petits grains (proches de la fissure) ne varie quasiment pas. Plus la fatigue du joint brasé est importante, plus la taille et le nombre des grains d'étains recristallisés est petite et homogène.

Il ressort ainsi de cette analyse que la taille des grains d'étain recristallisés ne continue pas de diminuer ; en effet une fois une taille seuil de $15\mu\text{m}$ en moyenne (fourchette de $10\mu\text{m}$ à $20\mu\text{m}$) atteinte la recristallisation s'arrête.

L'évolution de la taille de grain en fonction du nombre de cycles thermiques est donnée sous forme de graphe sur la figure IV-35.

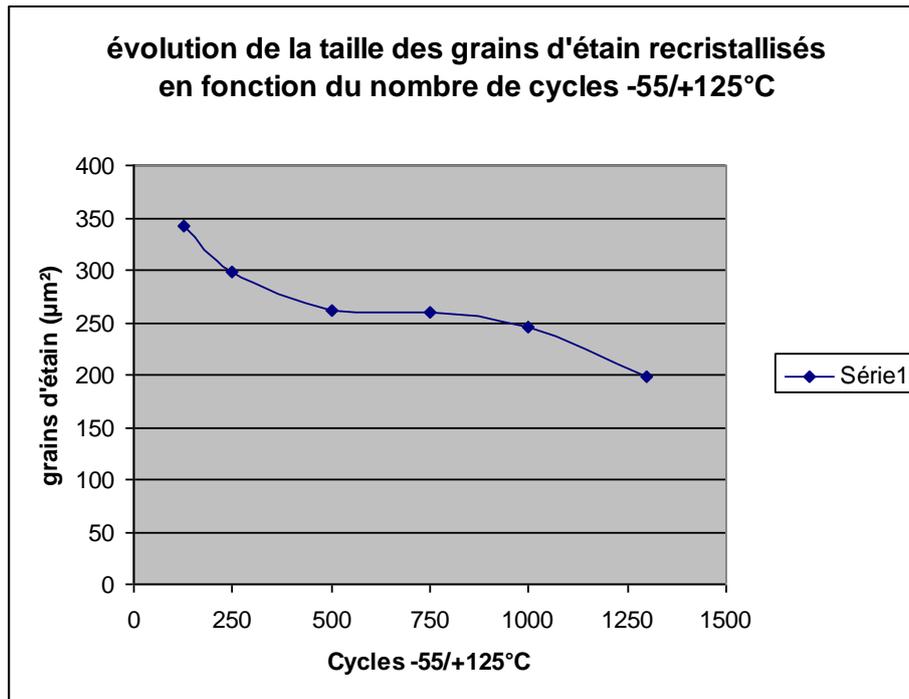


Figure IV-35 : mesure surfacique de la taille des grains d'étain recristallisés à t=1300 VRT

Loi d'évolution

Les travaux initiés au laboratoire IMS par A. Hijazi [HIJ01] dans le cadre de sa thèse ont permis de proposer une loi d'évolution de la surface moyenne des domaines riches en plomb du joint brasé SnPb d'un assemblage soumis à des cycles thermiques. Il s'agit d'une loi empirique de la coalescence obtenue à partir de courbes expérimentales de cette surface moyenne tracée en fonction du nombre de cycles. Elle prend en compte trois facteurs principaux :

- la température,
- le temps cumulé au palier haut,
- la déformation plastique maximale.

$$S - S_0 = A\Delta\gamma^b \sqrt{N_c t_p} \text{EXP}\left(\frac{-Ea}{KT}\right)$$

où A est une constante liée au matériau et au procédé de report, $\Delta\gamma$ est la déformation plastique maximale (obtenue par simulation), b une constante liée à la technologie, N_c le nombre de cycles, t_p la durée du palier haut (en minute), Ea l'énergie d'activation, k la constante de Boltzmann, et T la température du palier haut. S_0 est la surface moyenne initiale des domaines riches en plomb. S et S_0 sont exprimées en micromètre carré.

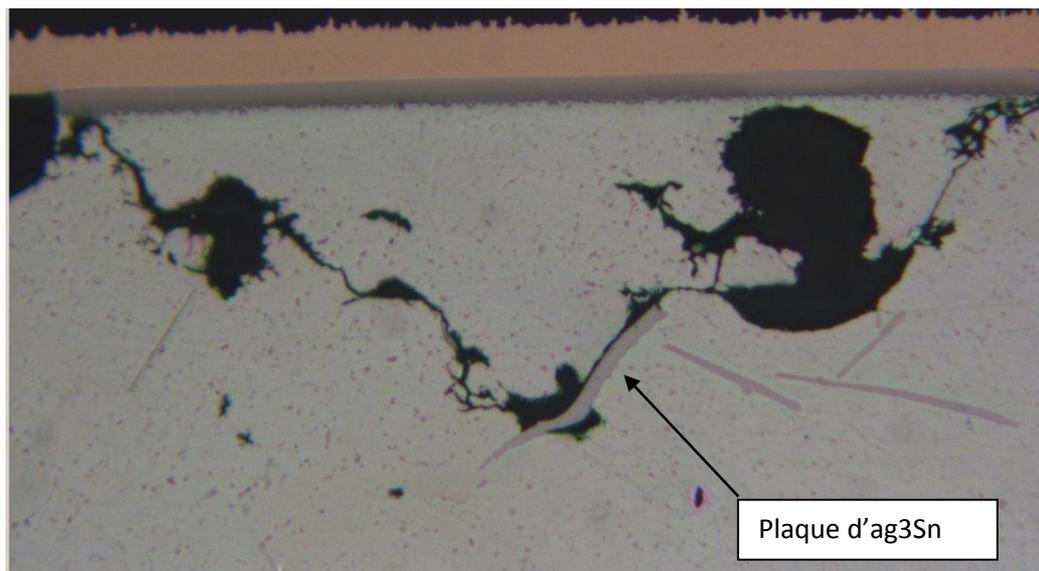
Adaptation à la brasure SAC

La microstructure du joint brasé SAC étant très différente de celle d'un joint brasé étain-plomb, certains paramètres vont évoluer.

La première difficulté réside sur le fait qu'à $T=0$ le nombre de macros grains visibles va dépendre du plan de coupe, surtout pour les volumes importants de brasure comme avec des composants type BGA. La représentativité d'une coupe sur des petites quantités de brasure, composant à broches ou chip est plus importante.

Donc le paramètre d'entrée S_0 correspondant à la taille des domaines à $T=0$ n'est plus applicable dans le cas des brasures sans plomb.

D'autre part, la vitesse de propagation d'une fissure va dépendre du type de brasure SAC utilisée. En effet une brasure SAC avec un pourcentage massique d'argent (%wt Ag) supérieur à 3% va favoriser la formation de larges plaques d' Ag_3Sn qui vont rediriger la fissure selon leur orientation :



La quantité de 'voids' est également à prendre en compte. Même s'ils n'ont pas réellement d'impact sur la durée de vie des assemblages, leur présence dans les zones de forte contrainte peuvent également modifier la vitesse de propagation de la fissure.

Donc ces différents éléments sont à prendre en compte et dépendent non seulement du type de brasure SAC utilisée mais également des caractéristiques du procédé de refusion (contraintes résiduelles).

Enfin, les cycles thermiques appliqués aux assemblages étudiés sont de forte amplitude, ce qui provoque une recristallisation assez rapide des brasures.

Dans l'état actuel des choses, paramétrer un modèle de durée de vie basée sur la recristallisation des joints brasés sans plomb est un peu précoce, il faudrait une plus importante variété d'échantillons et coupler ce travail d'analyse avec des simulations par éléments finis. Dans ce cas on pourrait estimer la durée de vie de l'assemblage d'un composant à partir d'une coupe après vieillissement. Ces pistes sont très intéressantes à exploiter en vue de diminuer la durée des essais accélérés qui sont souvent très chers.

2.5-CONCLUSION

Dans un premier temps, une étude bibliographique nous a permis de définir un essai accéléré qui est représentatif du vieillissement des brasures SAC en conditions opérationnelles. La principale question était de savoir si les durées de palier et le gradient de température utilisés par MBDA dans les cycles de variation rapide de température pour les brasures étain-plomb étaient adaptés aux brasures SAC. Les conclusions ont montré qu'une durée de palier de 20 mn et un gradient de température de 20°C/min étaient suffisants pour déclencher le phénomène de fluage et de laisser la brasure relaxer les contraintes.

Comme nous ne possédions pas les données de test de la deuxième étude nous n'avons pas pu vérifier les conclusions relatives à cette étude. Néanmoins ces conclusions vont dans le même sens que les résultats obtenus sur les figures 27 et 28. Nous pouvons donc conclure au vu de ces résultats qu'un gradient de température de 20°C/min semble suffisant.

Les conditions du test accéléré utilisées durant les essais sont :

- -55°C/+125°C
- 20 mn de palier chaud
- 20°C/mn de rampe

Après avoir défini ces cycles de température, nous avons observé l'évolution de la microstructure au cours du temps. La méthode d'analyse développée a permis de suivre cette évolution sous contrainte thermomécanique. Il en ressort un paramètre physique important qui permet de donner l'état de fatigue d'un joint brasé SAC à un instant donné : c'est le phénomène de recristallisation. Les macros grains d'étains observables à $t=0$ sous lumière polarisée se recristallisent en grain d'étain de plus petite taille, c'est à la jonction de ces grains d'étains recristallisés que la fissure dans le joint brasé s'initie et se propage. Une simple coupe métallographique à un instant donné nous donne des informations sur la dégradation de la brasure mais ne nous permet pas pour le moment d'anticiper une certaine durée de vie.

Il faut donc se baser sur un autre paramètre pour étudier les temps menant à la rupture. Pour cela une autre étude sur l'évolution de la taille des grains d'étain recristallisés a été menée. Cette étude montre qu'il y a une taille critique à partir de laquelle la fissure apparaît. Elle est en moyenne de $15\mu\text{m}$ pour les grains d'étain recristallisés. Ensuite afin de pouvoir déterminer une durée de vie en fonction de cette taille de grain, un modèle physique a été proposé. Mais le manque de variétés d'échantillons ainsi que la complexité de la brasure SAC (plaques d'Ag₃Sn, voids...) n'a pas permis de paramétrer ce modèle. Malgré tout, en réalisant des essais complémentaires et en les couplant avec des simulations par éléments finis, ce modèle pourrait être paramétré et permettrait de diminuer la durée des essais accélérés. Ce modèle, basé sur un phénomène physique, pourra être assez précis car il prend en compte la qualité de l'assemblage à $t=0$, ainsi que le type de composant utilisé ce que ne prend pas en compte un modèle de durée de vie semi-analytique du type « Engelmaier ».

CONCLUSION GENERALE

Ce travail a été initié afin d'évaluer la fiabilité des assemblages sans plomb en environnement sévère. Cette étude s'est focalisée sur les brasures sans plomb les plus utilisées dans le monde de l'industrie, les brasures à base d'étain d'argent et de cuivre (SnAgCu) communément appelée 'SAC'. Elle a permis de mieux comprendre le comportement de ces joints de brasures soumis à des contraintes du type thermique, mécanique et thermomécanique correspondant à des sollicitations environnementales sévères qu'une carte électronique est susceptible de rencontrer dans des applications militaires.

Dans un premier temps une synthèse bibliographique a été effectuée. Au travers de cette analyse il ressort que les différents modèles de durée de vie et d'accélération publiés à ce jour sont très spécifiques et peu généralisables. Ceci a donc confirmé qu'il était essentiel d'étudier les mécanismes physiques de dégradation, et de développer des méthodes basées conjointement sur l'expérience et les simulations par éléments finis. Malgré tout une première estimation du facteur d'accélération pour les assemblages SAC avec un pourcentage massique d'argent compris entre 3 et 4 a été calculée à partir de résultats d'essais de variation rapide de température. Ce calcul montre que ce facteur est plus élevé pour des brasures sans plomb que pour des brasures étain-plomb. Ceci démontre que la durée des essais accélérés calculés à partir d'un profil de mission est impactée, les exigences ne seront plus les mêmes pour évaluer la fiabilité sous contrainte thermomécanique. Ce résultat est essentiel, il montre que l'adage qui consiste à effectuer un essai comparatif entre une carte assemblée avec une brasure sans-plomb et une carte assemblée avec une brasure étain-plomb, afin d'évaluer la capacité de l'assemblage sans plomb à tenir la mission, est dans la plupart des cas gage d'erreur.

La première partie pratique a été centrée sur la mise au point de méthodes d'analyses de brasures sans plomb par préparation en microsections. Une méthodologie fiable et reproductible a été élaborée afin de mettre en évidence la microstructure de joints brasés SAC. Elle permet d'étudier et de suivre les composés et les structures intermétalliques, ce qui est indispensable dans l'objectif d'analyser les brasures sans plomb soumises à différentes contraintes.

Dans la seconde partie, l'aspect vieillissement thermique 'pur' c'est-à-dire isothermique a été traité. Après un vieillissement jusqu'à 1000h et une température maximale de 150°C il a été constaté que seuls les intermétalliques croissent et en particuliers ceux de contact car ce sont principalement les phénomènes de diffusion qui sont mis en jeu. Ce phénomène est lent avec une faible énergie d'activation. Il n'y a pas de dommages provoqués dans le joint de brasure, aucune fissuration n'a été observée. Ceci montre un comportement différent de celui de l'alliage étain-plomb, où une coalescence des phases d'étain et de plomb est distinctement visible après vieillissement isothermique. Le type de finition de PCB est un paramètre de sélection pour une application donnée, car il ne se forme pas la même couche intermétallique. Ainsi si une finition étain ou cuivre donne un joint brasé plus robuste aux sollicitations mécaniques après assemblage qu'une finition nickel-or, la croissance plus importante de leur couche intermétallique après vieillissement laisse croître des couches cassantes qui fragilisent leur tenue. La finition nickel-or a donc un meilleur comportement en vieillissement isothermique.

Ensuite des essais en fatigue mécanique sous contrainte vibratoire ont été réalisés. Il en ressort une conclusion importante : il n'y a pas de différence significative entre les cartes assemblées avec de l'étain plomb et celles assemblées avec de l'alliage SAC, et ce, quelle que soit la température en robustesse. L'alliage SAC contenant 3 à 4% massique d'argent semble donc robuste aux contraintes mécaniques vibratoires. Autrement dit, il ne présente pas de faiblesses flagrantes vis-à-vis de l'alliage étain-plomb.

D'ailleurs plus que l'alliage, nous avons pu remarquer que les autres éléments de l'assemblage telles que les pistes de cuivre des PCB semblaient être moins robustes à ce type de contrainte. L'effet de la température montre qu'il se produit un décalage des fréquences de résonance ce qui induit un changement dans les mécanismes de défaillances. Ce décalage n'est pas le même en fonction du type de composant utilisé et entraîne une augmentation ou une diminution de la contrainte. Il faut donc surveiller ce type de modification en fonction de l'application car les essais de validation du profil de mission est souvent, voire exclusivement réalisé à l'ambiante.

Enfin, L'aspect vieillissement thermomécanique a été étudié. Pour cela des essais en variation rapide de température (VRT) ont été réalisés afin de comprendre la cinétique d'apparition et de propagation des fissures sous ce type de contrainte. En premier lieu il a été défini un essai accéléré représentatif du vieillissement des brasures SAC en conditions opérationnelles. Les conditions de cyclage optimales retenues pour l'étude sont : amplitude $-55/+125^{\circ}\text{C}$, palier 20mn, gradient de $20^{\circ}\text{C}/\text{mn}$. Une fois les cycles définis, l'évolution de la microstructure au cours du temps a été observée au moyen de la méthode d'analyse préalablement mise au point. Cette première étude a permis de mettre en évidence un marqueur physique très important qui permet d'évaluer l'état de fatigue d'un joint brasé SAC à un instant donné qui est le phénomène de recristallisation. Ceci se traduit par la recristallisation des macros grains d'étain formant la structure du joint brasé initiale en grain d'étain de petite taille. C'est à la jonction de ces grains d'étain recristallisés que la fissure dans le joint brasé s'initie et se propage. Ainsi une simple coupe métallographique à un instant t permet d'obtenir des informations sur l'état de fatigue du joint brasé. Ensuite pour quantifier une durée de vie, une autre étude basée sur l'évolution de la taille des grains d'étain recristallisés a été menée. Cette étude montre qu'il y a une taille critique à partir de laquelle la fissure apparait, elle est de $15\mu\text{m}$ en moyenne. Un modèle physique afin de quantifier la durée de vie des joints brasés SAC basé sur ce paramètre physique a été proposé et semble très pertinent. Un manque d'échantillon évident ainsi que la complexité de la microstructure de la brasure SAC n'ont pas permis de pouvoir paramétrer ce modèle, mais ceci ouvre la porte à des études complémentaires qui permettront de l'affiner afin d'exprimer tout son potentiel. Ceci pourra se faire en couplant de nouveaux essais à des simulations par éléments finis et auront comme finalité de pouvoir fortement réduire la durée des essais accélérés très onéreux. En effet, ce modèle prend en compte la microstructure initiale ainsi que le type de composant utilisé, et en effectuant une coupe à un instant t choisi il permet d'évaluer la fin de vie du composant. Ce modèle pourra donc s'adapter à toute forme de cyclage thermique (VRT ou chocs) ainsi qu'aux conditions de report propres à chaque industriel.

ANNEXE A : Liste des produits concernés par la directive WEEE

1. Gros appareils ménagers

Gros appareils frigorifiques

Réfrigérateurs

Congélateurs

Autres gros appareils pour réfrigérer, conserver et entreposer les produits alimentaires

Lave-linge

Séchoirs

Lave-vaisselle

Cuisinières

Réchauds électriques

Plaques chauffantes électriques

Fours à micro-ondes

Autres gros appareils pour cuisiner et transformer les produits alimentaires

Appareils de chauffage électriques

Radiateurs électriques

Autres gros appareils pour chauffer les pièces, les lits et les sièges

Ventilateurs électriques

Appareils de conditionnement d'air

Autres équipements pour la ventilation, la ventilation d'extraction et la

Climatisation

2. Petits appareils ménagers

Aspirateurs

Aspirateurs-balais

Autres appareils pour nettoyer

Appareils pour la couture, le tricot, le tissage et d'autres transformations des textiles

Fers à repasser et autres appareils pour le repassage, le calandrage et d'autres formes d'entretien des vêtements

Grille-pain

Friteuses

Moulins à café, machines à café et équipements pour ouvrir ou sceller des récipients ou pour emballer

Couteaux électriques

Appareils pour couper les cheveux, sèche-cheveux, brosses à dents, rasoirs, appareils pour le massage et pour d'autres soins corporels

Réveils, montres et autres équipements destinés à mesurer, indiquer ou enregistrer le temps

Balances

3. Équipements informatiques et de télécommunications

Traitement centralisé des données:

Unités centrales

Mini-ordinateurs

Imprimantes

Informatique individuelle:

Ordinateurs individuels (unité centrale, souris, écran et clavier)

Ordinateurs portables (unité centrale, souris, écran et clavier)

Petits ordinateurs portables

Tablettes électroniques

Imprimantes

Photocopieuses

Machines à écrire électriques et électroniques

Calculatrices de poche et de bureau et autres produits et équipements pour collecter, stocker, traiter, présenter ou communiquer des informations par des moyens électroniques

Terminaux et systèmes pour les utilisateurs

Télécopieurs

Télex

Téléphones

Téléphones payants

Téléphones sans fils

Téléphones cellulaires

Répondeurs et autres produits ou équipements pour transmettre des sons, des images ou d'autres informations par télécommunication

4. Matériel grand public

Postes de radio

Postes de télévision

Caméscopes

Magnétoscopes

Chaînes haute fidélité

Amplificateurs

Instruments de musique

et autres produits ou équipements destinés à enregistrer ou reproduire des sons ou des images, y compris des signaux, ou d'autres technologies permettant de distribuer le son et l'image autrement que par télécommunication

5. Matériel d' éclairage

Appareils d'éclairage pour tubes fluorescents à l'exception des appareils d'éclairage domestique

Tubes fluorescents rectilignes

Lampes fluorescentes compactes

Lampes à décharge à haute intensité, y compris les lampes à vapeur de sodium haute pression et les lampes aux halogénures métalliques

Lampes à vapeur de sodium basse pression

Autres matériels d'éclairage ou équipements destinés à diffuser ou contrôler la lumière, à l'exception des ampoules à filament

6. Outils électriques et électroniques (à l'exception des gros outils industriels fixes)

Foreuses

Scies

Machines à coudre

Équipements pour le tournage, le fraisage, le ponçage, le meulage, le sciage, la coupe, le cisaillement, le perçage, la perforation de trous, le poinçonnage, le repliage, le cintrage ou d'autres transformations du bois, du métal et d'autres matériaux

Outils pour river, clouer ou visser ou retirer des rivets, des clous, des vis ou pour des utilisations similaires

Outils pour souder, braser ou pour des utilisations similaires

Équipements pour la pulvérisation, l'étendage, la dispersion ou d'autres traitements de substances liquides ou gazeuses par d'autres moyens

Outils pour tondre ou pour d'autres activités de jardinage

7. Jouets, équipements de loisir et de sport

Trains ou voitures de course miniatures

Consoles de jeux vidéo portables

Jeux vidéo

Ordinateurs pour le cyclisme, la plongée sous-marine, la course, l'aviron, etc.

Équipements de sport comportant des composants électriques ou électroniques

Machines à sous

8. Dispositifs médicaux (à l' exception de tous les produits implantés ou infectés)

Matériel de radiothérapie

Matériel de cardiologie

Dialyseurs

Ventilateurs pulmonaires

Matériel de médecine nucléaire

Équipements de laboratoire pour diagnostics in vitro

Analyseurs

Appareils frigorifiques

Tests de fécondation

Autres appareils pour détecter, prévenir, surveiller, traiter, soulager les maladies, les blessures ou les incapacités

9. Instruments de contrôle et de surveillance

Détecteurs de fumée

Régulateurs de chaleur

Thermostats

Appareils de mesure, de pesée ou de réglage pour les ménages ou utilisés comme équipement de laboratoire

Autres instruments de surveillance et de contrôle utilisés dans des installations industrielles (par exemple dans les panneaux de contrôle)

10. Distributeurs automatiques

Distributeurs automatiques de boissons chaudes
Distributeurs automatiques de bouteilles ou canettes, chaudes ou froides
Distributeurs automatiques de produits solides
Distributeurs automatiques d'argent

ANNEXE B : Liste des substances dangereuses concernées par la directive ROHS

Utilisations du plomb, du mercure, du cadmium, du chrome hexavalent, des polybromobiphényles (PBB) ou des polybromodiphényléthers (PBDE) qui étaient exemptées des dispositions de l'article 4, paragraphe 1

1. Le mercure dans les lampes fluorescentes compactes ne dépassant pas 5 mg par lampe.
2. Le mercure dans les tubes fluorescents classiques à usage général ne dépassant pas:
 - halophosphate 10 mg
 - triphosphate à durée de vie normale 5 mg
 - triphosphate à durée de vie longue 8 mg
3. Le mercure dans les tubes fluorescents classiques pour usages spéciaux.
4. Le mercure dans les autres lampes non spécifiées dans la présente annexe.
5. Le plomb dans le verre des tubes cathodiques, des composants électroniques et des tubes fluorescents.
6. Le plomb en tant qu'élément d'alliage dans l'acier contenant jusqu'à 0,35 % de plomb en poids, dans l'aluminium contenant jusqu'à 0,4 % de plomb en poids et dans les alliages de cuivre contenant jusqu'à 4 % de plomb en poids.
7. — Le plomb dans les soudures à haute température de fusion (alliages de plomb contenant au moins 85 % en poids de plomb),
 - le plomb dans les soudures pour les serveurs, les systèmes de stockage et de matrices de stockage, les équipements d'infrastructure de réseaux destinés à la commutation, la signalisation, la transmission ainsi qu'à la gestion de réseaux dans le domaine des télécommunications,
 - le plomb dans les composants électroniques en céramique (par exemple, les dispositifs piézo-électriques).
8. Le cadmium et ses composés dans les contacts électriques et pour le cadmiage, sauf dans les applications interdites par la directive 91/338/CEE (1) portant modification de la directive 76/769/CEE (2) relative à la limitation de la mise sur le marché et de l'emploi de certaines substances et préparations dangereuses.
9. Le chrome hexavalent comme anticorrosif pour les systèmes de refroidissement en acier au carbone dans les réfrigérateurs à absorption.
- 9 *bis*. Le décaBDE dans les applications polymérisées.
- 9 *ter*. Le plomb dans les coussinets et demi-coussinets en plomb/bronze.
10. Dans le cadre de la procédure visée à l'article 7, paragraphe 2, la Commission évalue les applications relatives aux substances suivantes:
 - le décabromodiphényléther,
 - le mercure dans les tubes fluorescents classiques pour usages spéciaux,
 - le plomb dans les soudures pour les serveurs, les systèmes de stockage et de matrices de stockage, les équipements d'infrastructure de réseaux destinés à la commutation, la signalisation, la transmission ainsi qu'à la gestion de réseaux dans le domaine des télécommunications (dans le but de fixer un délai particulier pour cette exemption), et
 - les ampoules électriques, en priorité afin de déterminer dès que possible si ces points doivent être modifiés en conséquence.
11. Le plomb utilisé dans les systèmes à connecteurs à broches conformes.
12. Le plomb en tant que matériau de revêtement pour l'anneau en C du module thermoconducteur.

13. Le plomb et le cadmium dans le verre d'optique et le verre filtrant.
 14. Le plomb dans les soudures comportant plus de deux éléments pour la connexion entre les broches et le boîtier de microprocesseurs, à teneur en plomb comprise entre 80 et 85 % en poids.
 15. Le plomb dans les soudures visant à réaliser une connexion électrique durable entre la puce et le substrat du semiconducteur dans les boîtiers de circuits intégrés à puce retournée.
 16. Le plomb contenu dans les lampes à incandescence de forme linéaire dont les tubes ont un revêtement de silicate.
 17. L'halogénure de plomb utilisé comme activateur de rayonnement dans les lampes à décharge à haute intensité (HID) destinées aux applications de reprographie professionnelle.
 18. Le plomb comme activateur dans la poudre fluorescente (maximum 1 % de plomb en poids) des lampes à décharge utilisées comme lampes de bronzage contenant des luminophores tels que BaSi₂O₅:Pb (BSP) ou utilisées comme lampes spéciales pour la reprographie par procédé diazoïque, la lithographie, les pièges à insectes, les procédés photochimiques et de durcissement, contenant des luminophores tels que (Sr,Ba)₂MgSi₂O₇:Pb (SMS).
 19. Le plomb avec PbBiSn-Hg et PbInSn-Hg dans des compositions spécifiques comme amalgame principal et avec PbSn-Hg comme amalgame auxiliaire dans les lampes à économie d'énergie (ESL) très compactes.
 20. L'oxyde de plomb dans le verre utilisé pour lier les substrats avant et arrière des lampes fluorescentes plates destinées aux écrans à cristaux liquides (LCD).
 21. Le plomb et le cadmium contenus dans les encres d'impression pour l'application d'émail sur verre borosilicaté.
 22. Le plomb en tant qu'impureté dans les rotateurs de Faraday utilisant des grenats de terre rare fer-(RIG), employés pour les systèmes de communication par fibre optique jusqu'au 31 décembre 2009.
 23. Le plomb dans les finitions des composants à pas fin de 0,65 mm au maximum, autres que des connecteurs, soudés sur des grilles de connexion NiFe ou sur des grilles de connexion en cuivre.
 24. Le plomb dans la pâte à braser pour condensateurs céramiques multicouches à trous métallisés, de forme discoïdale ou plane.
 25. L'oxyde de plomb utilisé dans les écrans plasma (PDP) et les écrans à émission d'électrons par conduction de surface (SED) pour les éléments structuraux tels que les couches diélectriques des verres avant et arrière, le bus électrode, les bandes noires, l'électrode d'adressage, les barrières, la fritte de verre de scellement et de queusot, ainsi que dans les pâtes d'impression.
 26. L'oxyde de plomb dans le verre des ampoules pour lampes à lumière noire.
 27. Les alliages de plomb en tant que matériau de brasage pour les transducteurs utilisés dans les haut-parleurs de grande puissance (destinés à fonctionner pendant plusieurs heures à des niveaux de pression acoustique de 125 dB et plus).
 28. Le chrome hexavalent dans les revêtements anticorrosion de feuilles de métal non peintes et de fixations utilisées pour la protection contre la corrosion et les interférences électromagnétiques dans les équipements relevant de la catégorie 3 de la directive 2002/96/CE (Équipements 2002L0095— FR —11.06.2009— 006.001— 9 informatiques et de télécommunications). Exemption accordée jusqu'au 1^{er} juillet 2007.
 29. Plomb contenu dans le verre cristal conformément à l'annexe I (catégories 1, 2, 3 et 4) de la directive 69/493/CEE du Conseil (1).
- Aux fins de l'article 5, paragraphe 1, point a), une concentration maximale de 0,1 % en poids de plomb, de mercure, de chrome hexavalent, de polybromobiphényles (PBB) et de

polybromobiphényléthers (PBDE) est tolérée dans les matériaux homogènes, ainsi qu'une concentration maximale de 0,01 % en poids de cadmium dans les matériaux homogènes.

30. Les alliages de cadmium comme joints de soudure électrique/mécanique des conducteurs électriques situés directement sur la bobine acoustique des transducteurs utilisés dans les haut-parleurs d'une puissance supérieure ou égale à 100 dB (A).

31. Le plomb dans les matériaux de soudure des lampes fluorescentes plates sans mercure (destinées, par exemple, aux afficheurs à cristaux liquides et à l'éclairage décoratif ou industriel).

32. L'oxyde de plomb dans le joint de scellement des fenêtres entrant dans la fabrication des tubes laser à l'argon et au krypton.

33. Le plomb dans les soudures de fins fils en cuivre d'un diamètre égal ou inférieur à 100 μm dans les transformateurs électriques.

34. Le plomb dans les éléments en cermet des potentiomètres ajustables.

35. Le cadmium dans les photorésistances pour optocoupleurs utilisés dans le matériel audio professionnel jusqu'au 31 décembre 2009.

36. Le mercure utilisé comme inhibiteur à pulvérisation cathodique dans les écrans plasma DC contenant un maximum de 30 mg par écran jusqu'au 1^{er} juillet 2010.

37. Le plomb dans le revêtement de diodes à haute tension sur la base d'un corps en verre de borate de zinc.

38. Le cadmium et l'oxyde de cadmium dans les pâtes pour couches épaisses utilisées sur l'oxyde de béryllium allié à l'aluminium.

ANNEXE C : Mise à jour des directives

Le 24 Novembre 2010 le parlement a voté en faveur de la modification des directives (proposée en 2008).

Les éléments principaux sont les suivants:

- le champ d'application est étendu à tous les équipements électriques et électroniques, y compris les dispositifs médicaux et les instruments de surveillance et de contrôle;
- les équipements électriques et électroniques qui ne relevaient pas du champ d'application de la directive sur les substances dangereuses actuelle mais qui seront couverts par la directive révisée ne sont pas tenus de satisfaire aux exigences établies par cette dernière pendant une période transitoire de huit ans, ce qui donne aux producteurs le temps de s'adapter;
- un mécanisme simplifié et plus efficace en matière de révision et de modification de la liste des substances interdites est introduit, qui permettra d'évaluer de nouvelles substances sur la base de données scientifiques et de critères spécifiques, en conformité avec REACH. Cette liste pourra alors être modifiée par la procédure de comitologie;
- les règles en matière de dérogation à l'interdiction de certaines substances sont rationalisées afin de garantir la sécurité juridique pour les opérateurs économiques et de garantir la cohérence avec REACH;
- des clarifications sont apportées concernant certaines définitions importantes afin de veiller à ce que la directive soit mise en œuvre de manière harmonieuse à travers l'UE;
- la directive sera mieux mise en œuvre au niveau national grâce à un alignement sur le paquet de mesures législatives relatives à la commercialisation des produits.

Prochaines étapes

Le texte sur lequel a porté le vote de ce jour doit encore être adopté officiellement par le Conseil. La nouvelle directive entrera en vigueur 20 jours après sa publication au Journal officiel de l'Union européenne. Les États membres disposeront alors de 18 mois pour la transposer en droit national. La directive existante en matière de limitation de substances dangereuses (directive 2002/95/CE) continuera de s'appliquer entre-temps.

Au plus tard trois ans après l'entrée en vigueur de la nouvelle directive, la Commission passera en revue les modifications apportées au champ d'application par rapport à l'ancienne directive qui n'ont pas encore fait l'objet d'une analyse d'impact.

ANNEXE D

niveau g ² /Hz	Sans plomb avec joint <u>pe.lable</u>	Sans plomb non collé	Sans plomb avec <u>underfill</u>	<u>SnPb</u> Avec joint <u>pe.lable</u>
0,35	<u>U4/7min</u>	X	<u>U4/160min</u>	Tous les composants sont en défaut après 2min
			U3/260min	
	U2/8min		U5/285min	
	Tous les composants sont en défaut après 10min		U1/295min	
			U6/315min	
			U2/330min	
0,2	X	X	<u>U6/370min</u>	X
			U4/610 min	
			Pas de défaut après 840min fin du test	
0,1	<u>U2/60min</u>	<u>U2/7min</u>	X	<u>U4/3min</u>
	Tous les composants sont en défaut après 180min	U3/9min		
			Tous les composants sont en défaut après 10-14min	
0,05	<u>U3/255min</u>	X	X	<u>U5/27min</u>
				U2/105min

X: Pas d'essai

Tableau III-5: Résultats des essais de vibration

Afin de faciliter la compréhension du tableau un exemple est donné :

Si l'on s'intéresse à la filière sans plomb avec joint pelable, pour un niveau de vibration aléatoire de 0,35g²/Hz, le premier composant défaillant est U4 après 7 min, le second est U2 après 8min, enfin les composants sont tous défaillants au bout de 10 min.

ANNEXE E

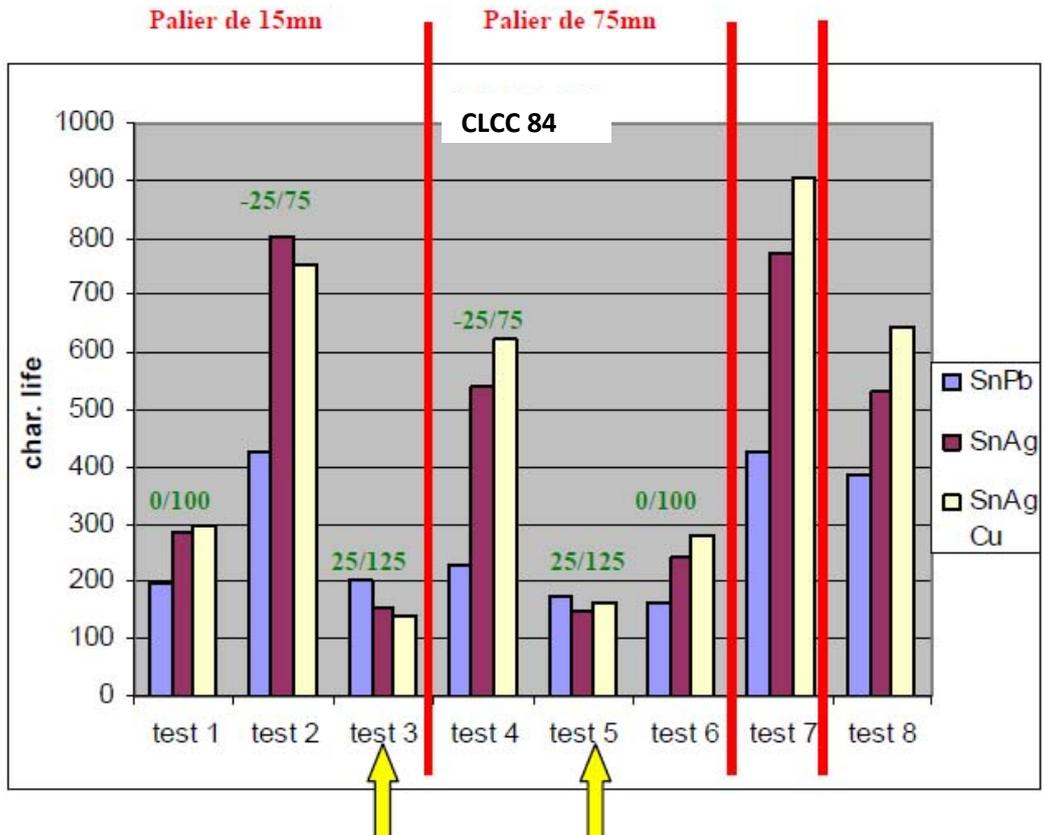


Figure IV-3 : résultats TTF des CLCC 84 pour les 8 conditions de test [CAL01]

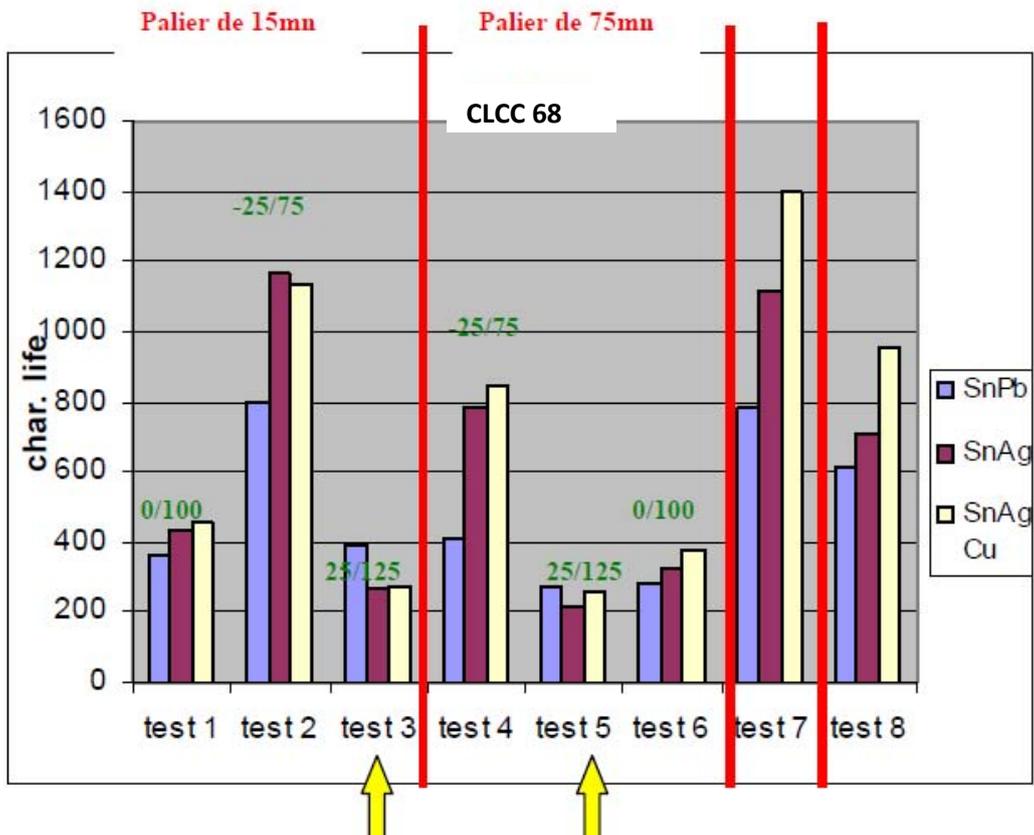


Figure IV-4 : résultats TTF des CLCC 68 pour les 8 conditions de test [CAL01]

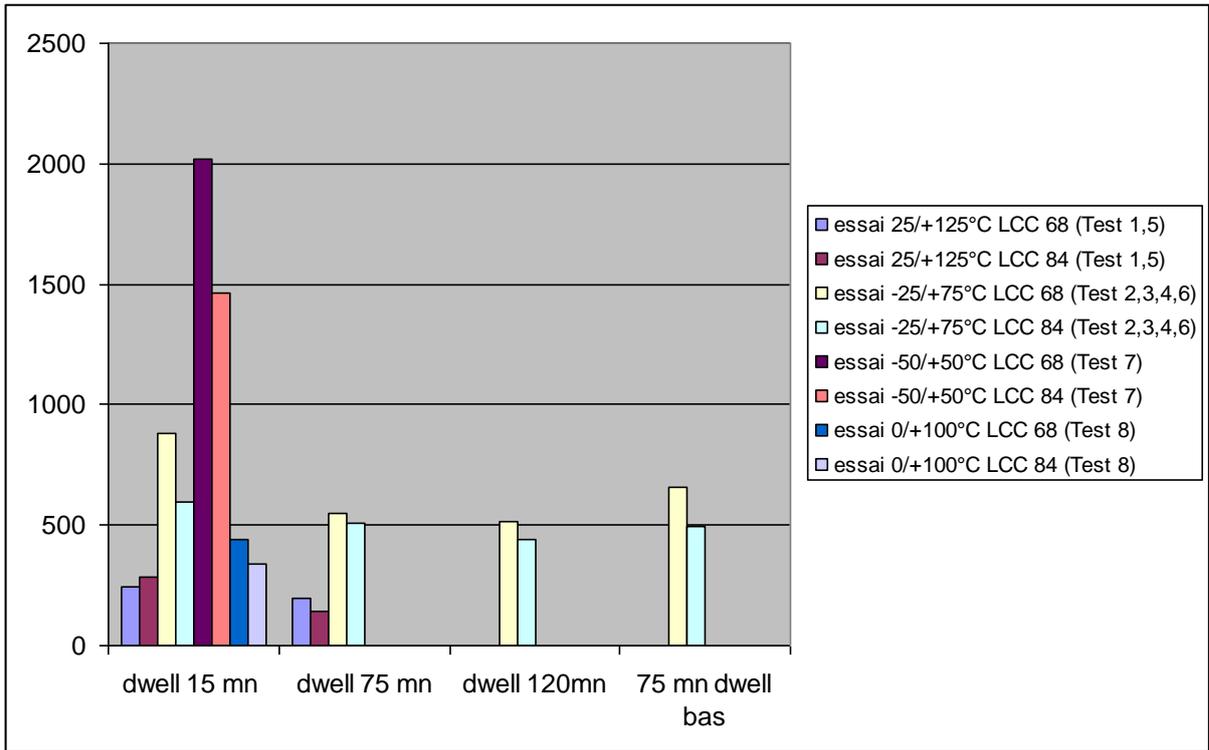


Figure IV-3' : résultats TTF pour les 8 conditions de test [CAL02]

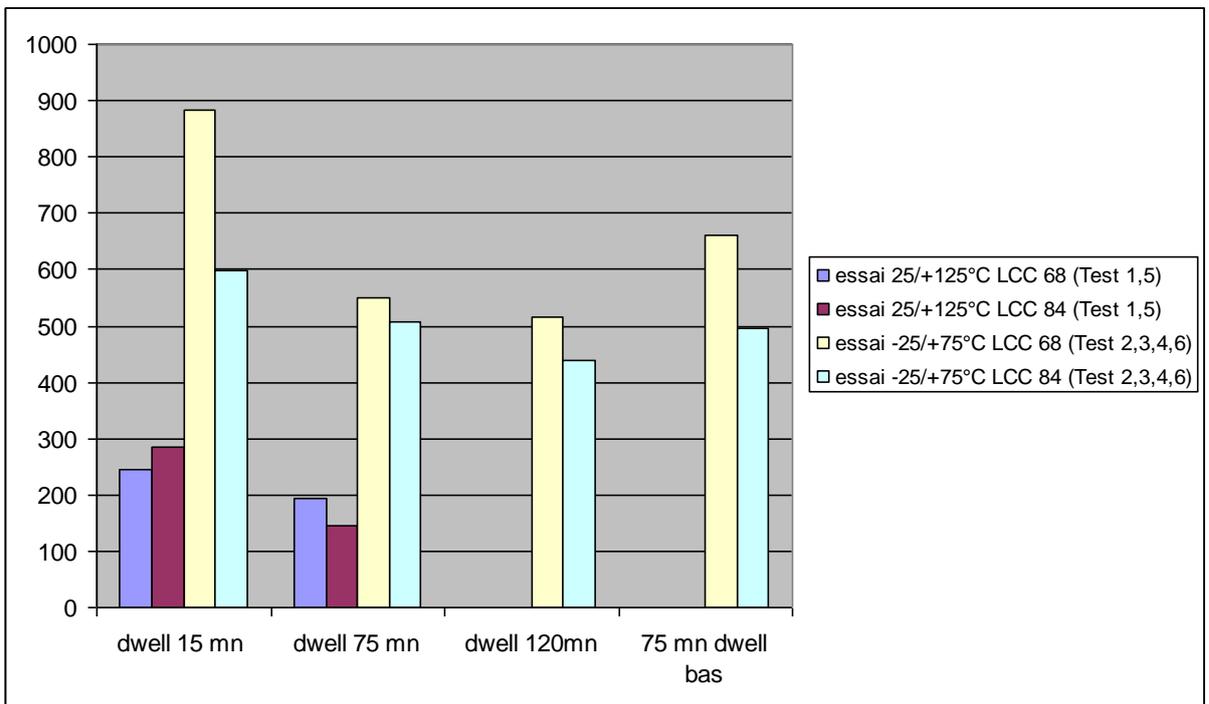
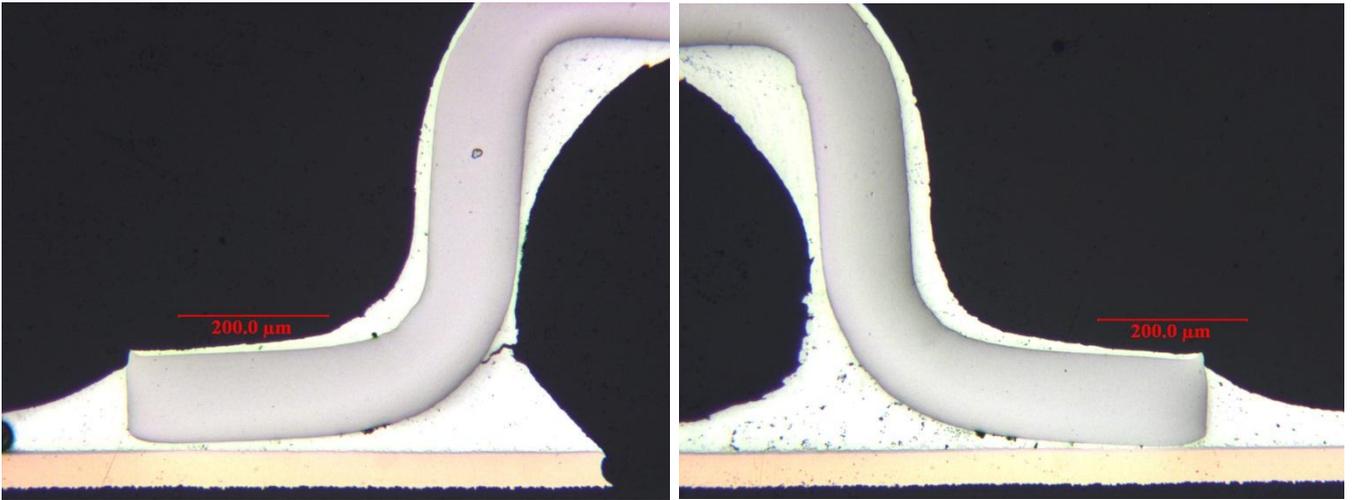
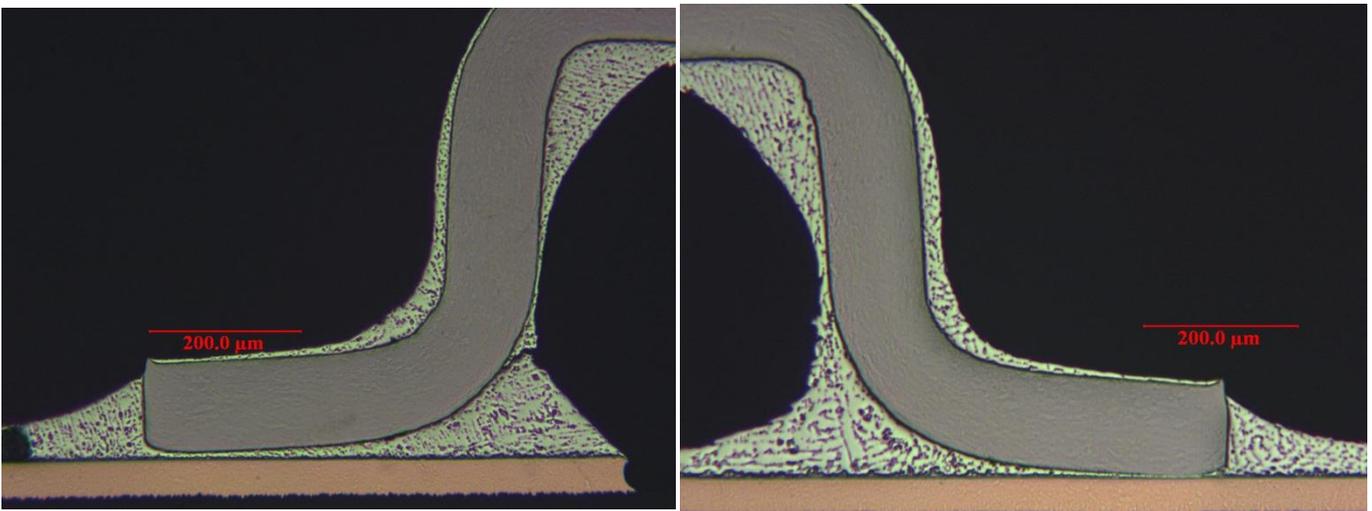


Figure IV-4' : résultats TTF pour les 8 conditions de test [CAL02]

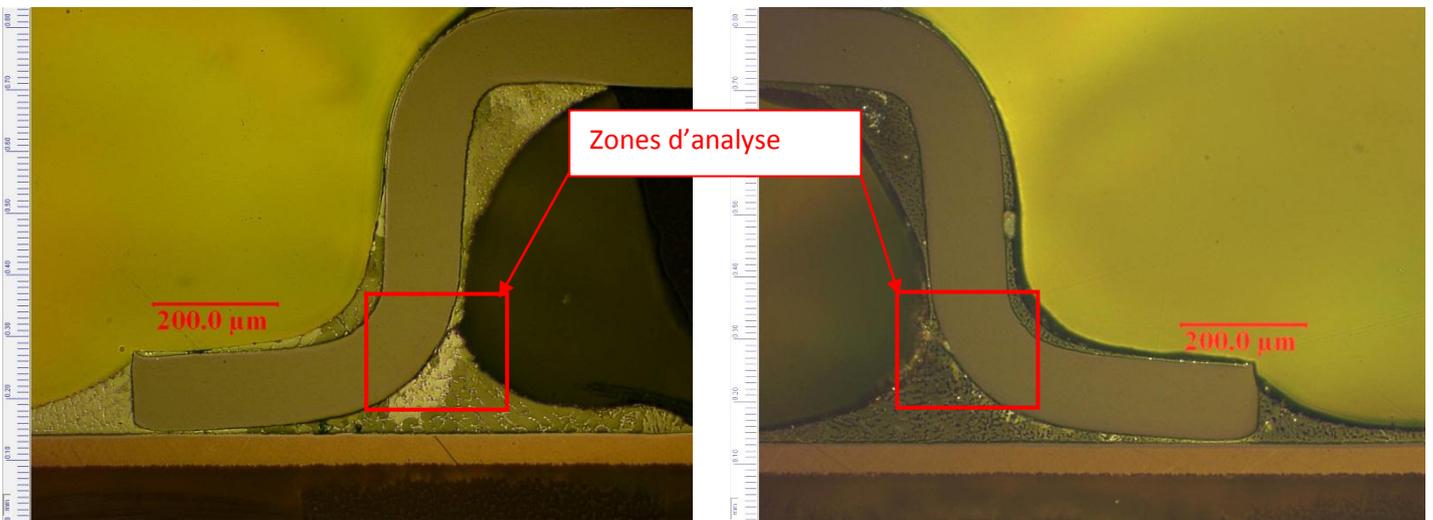
ANNEXE F



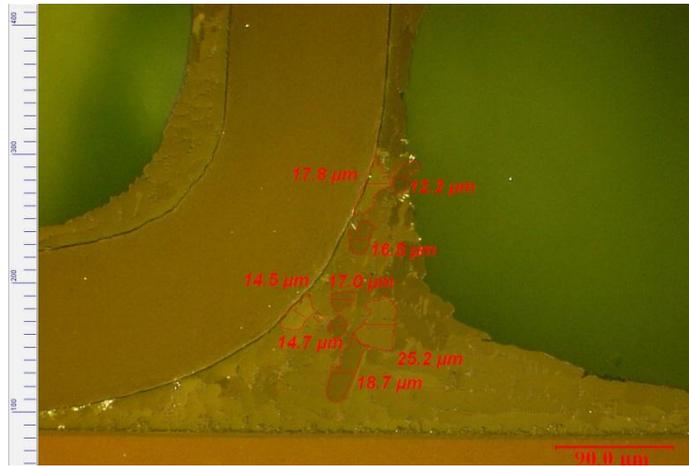
observation de l'échantillon au microscope avant révélation à $t=125$ VRT



observation de l'échantillon au microscope après révélation à $t=125$ VRT

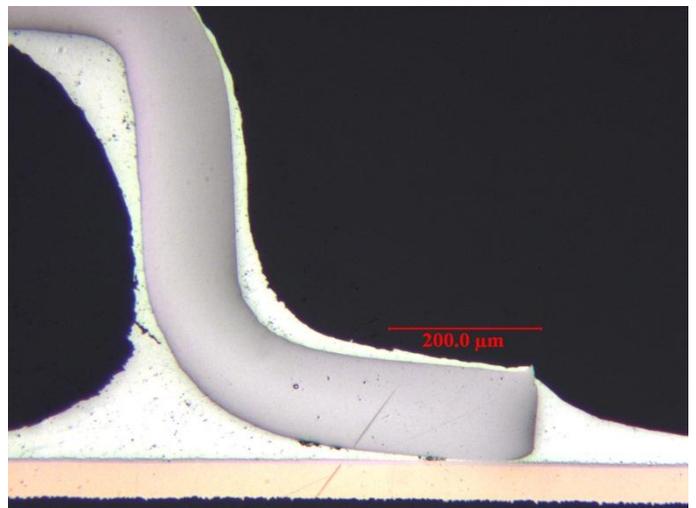
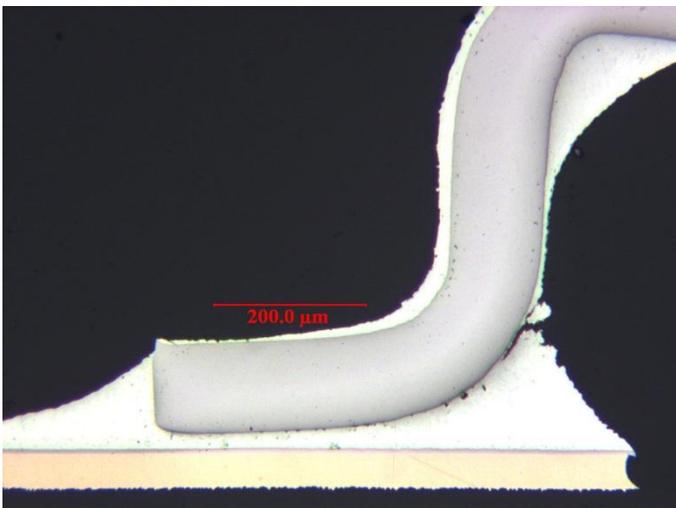


Observation au microscope platine inversée sous lumière polarisée à $t=125$ VRT

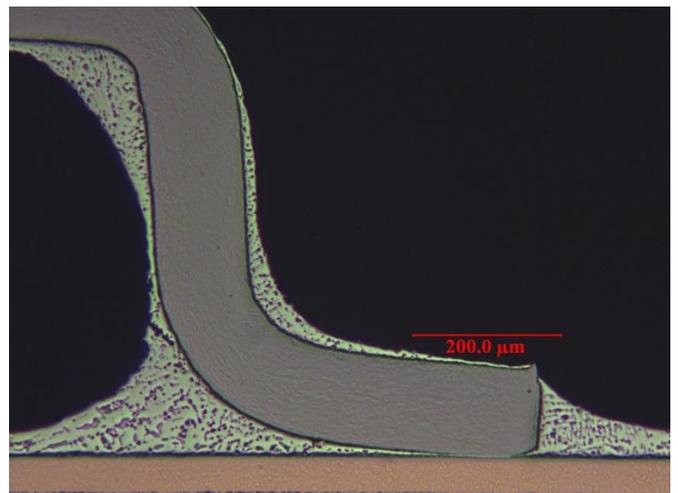
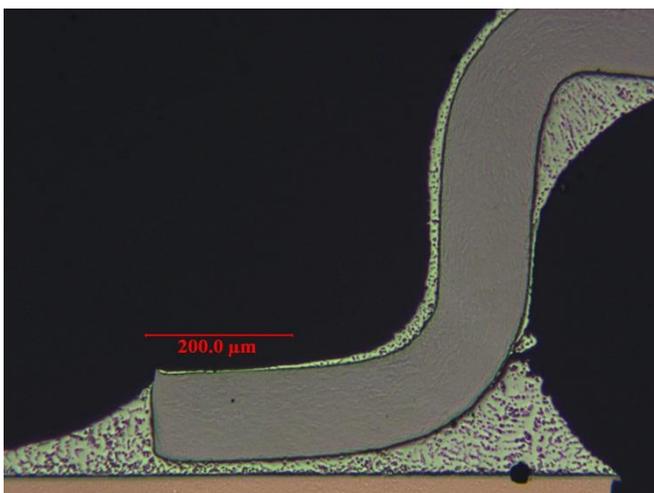


Exemple de mesure de la taille des grains d'étain recristallisés

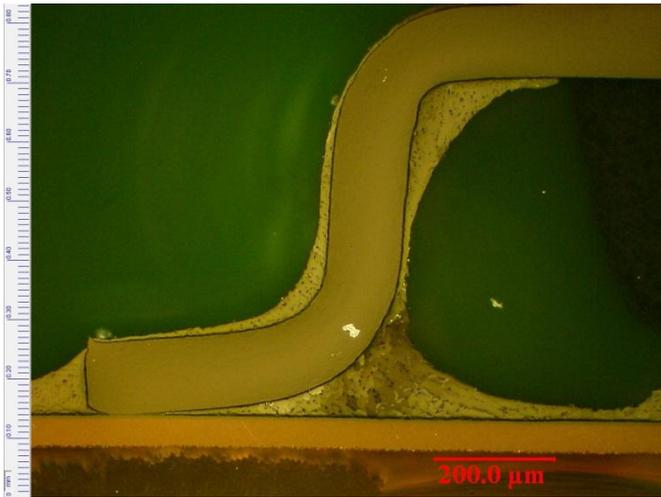
t=250 VRT



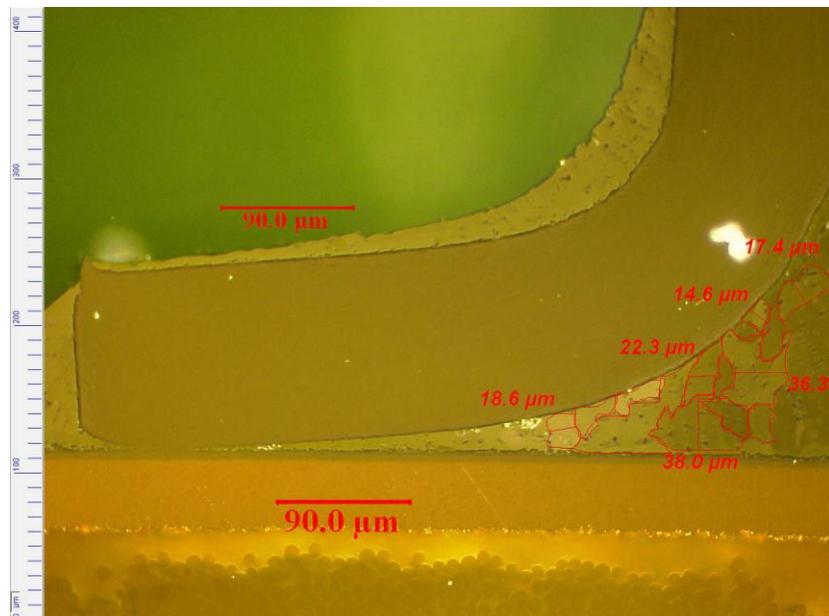
Observation de l'échantillon au microscope avant révélation à t=250 VRT



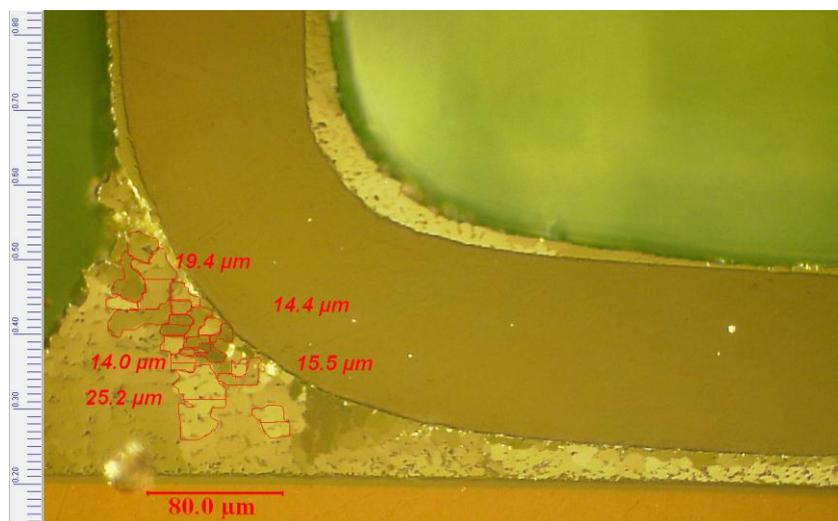
Observation de l'échantillon au microscope après révélation à t=250 VRT



Observation au microscope platine inversée sous lumière polarisée à t=250 VRT

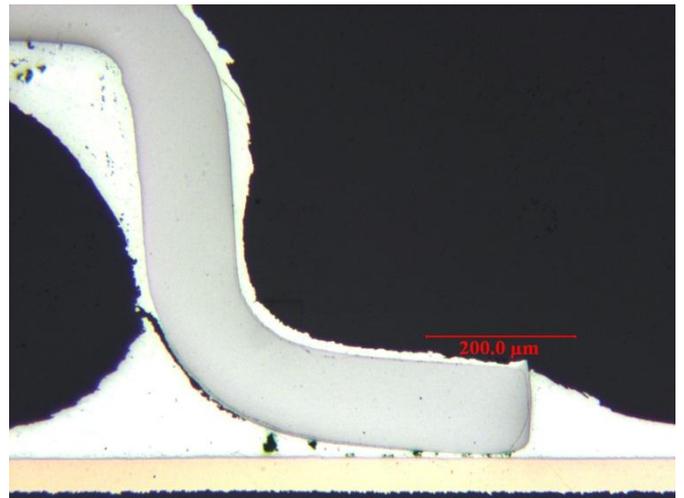
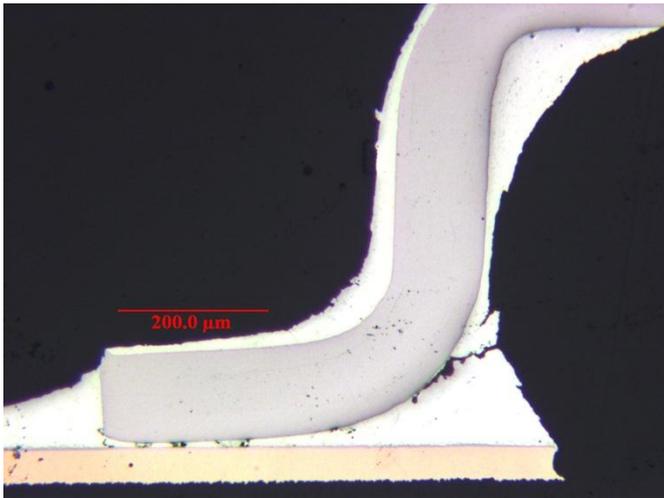


Mesure de la taille des grains d'étain recristallisés à t=250 VRT

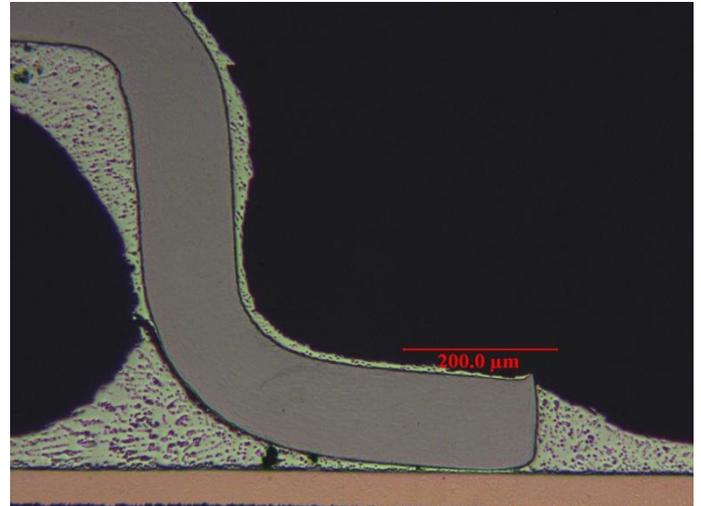
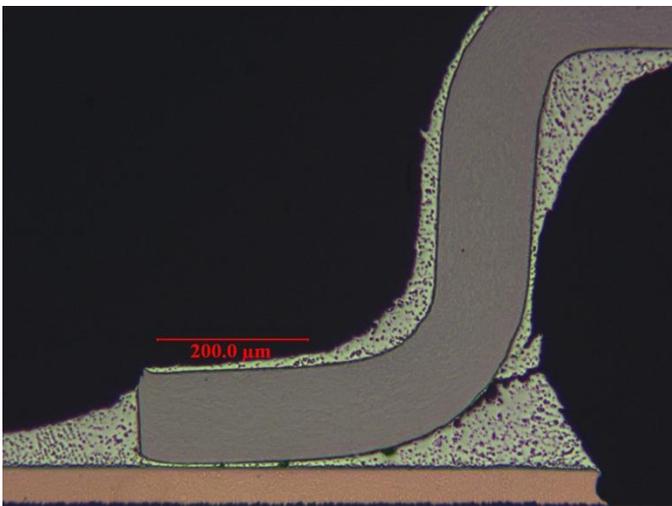


Mesure de la taille des grains d'étain recristallisés à t=250 VRT

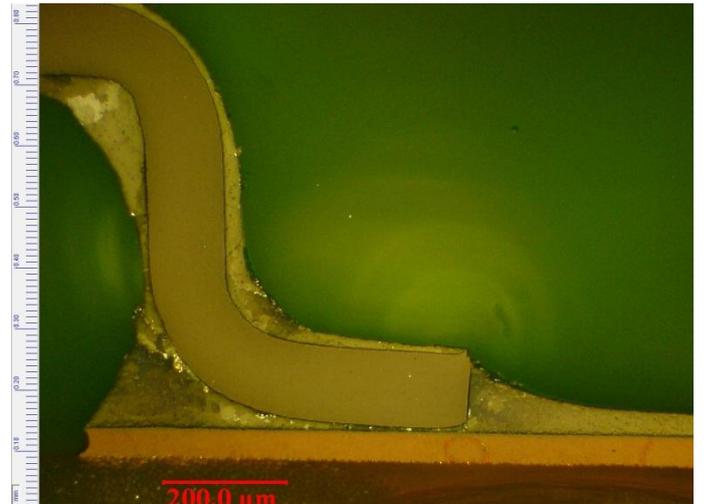
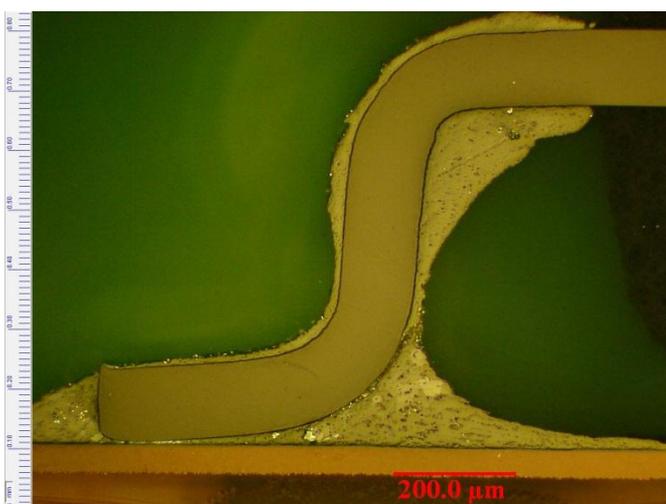
t=500 VRT



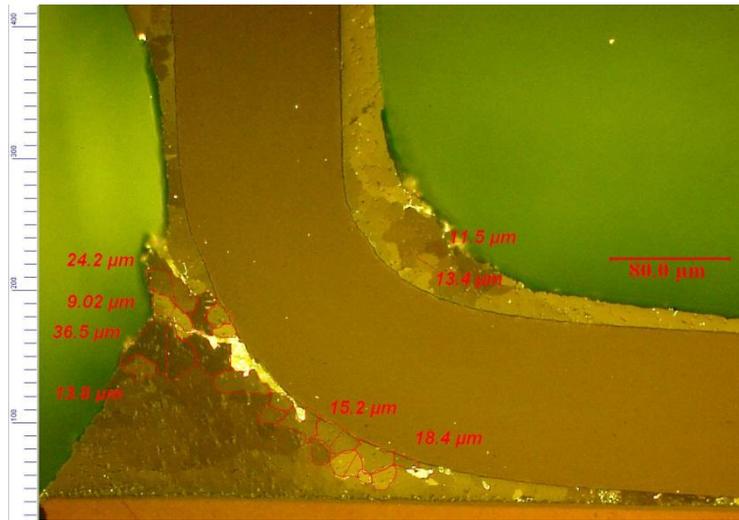
Observation de l'échantillon au microscope avant révélation à t=500 VRT



Observation de l'échantillon au microscope après révélation à t=500 VRT

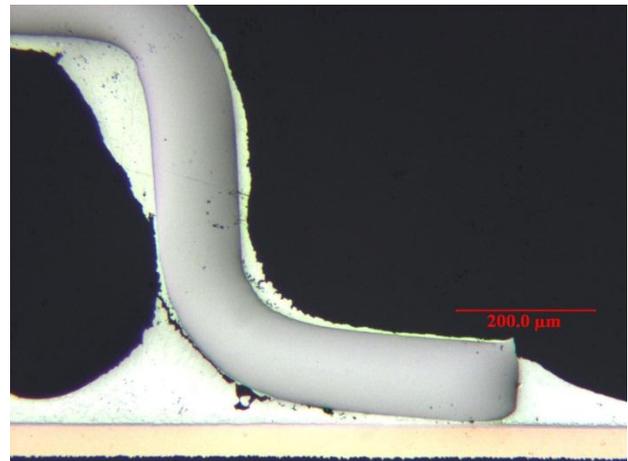
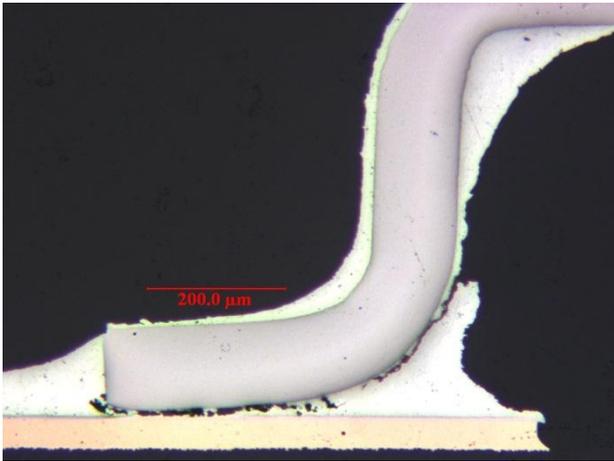


Observation au microscope platine inversée sous lumière polarisée à t=500 VRT

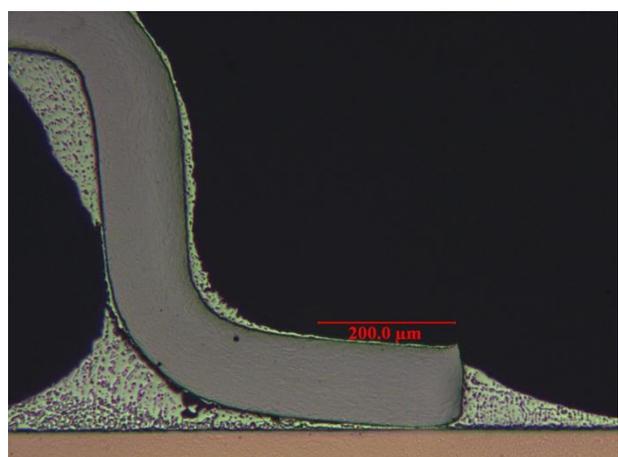
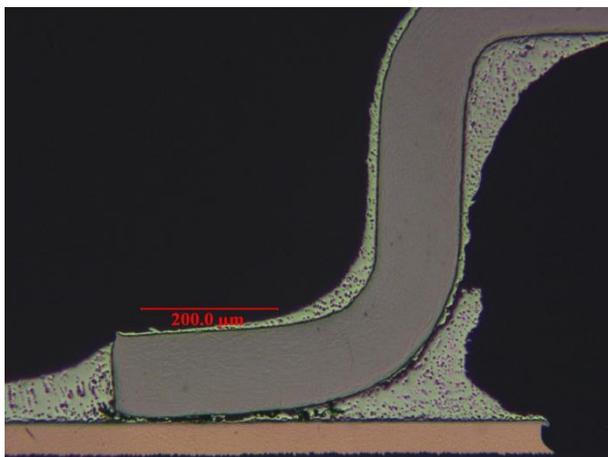


Mesure de la taille des grains d'étain recristallisés à $t=500$ VRT

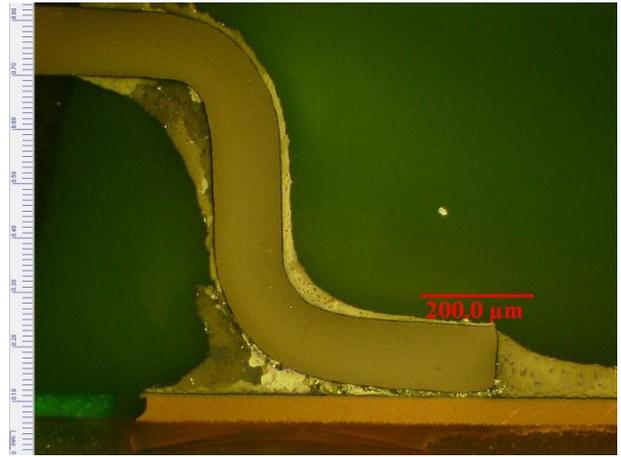
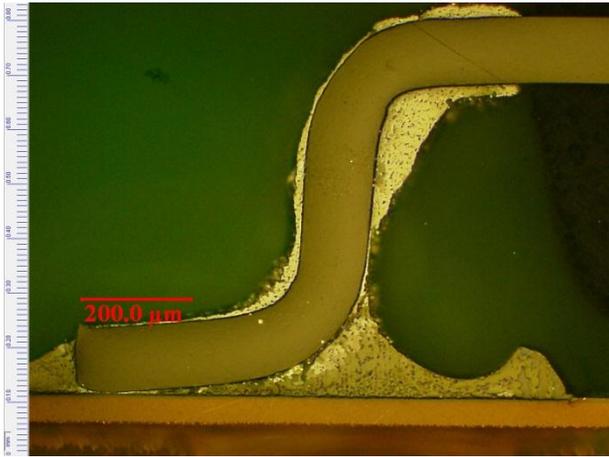
$t=750$ VRT



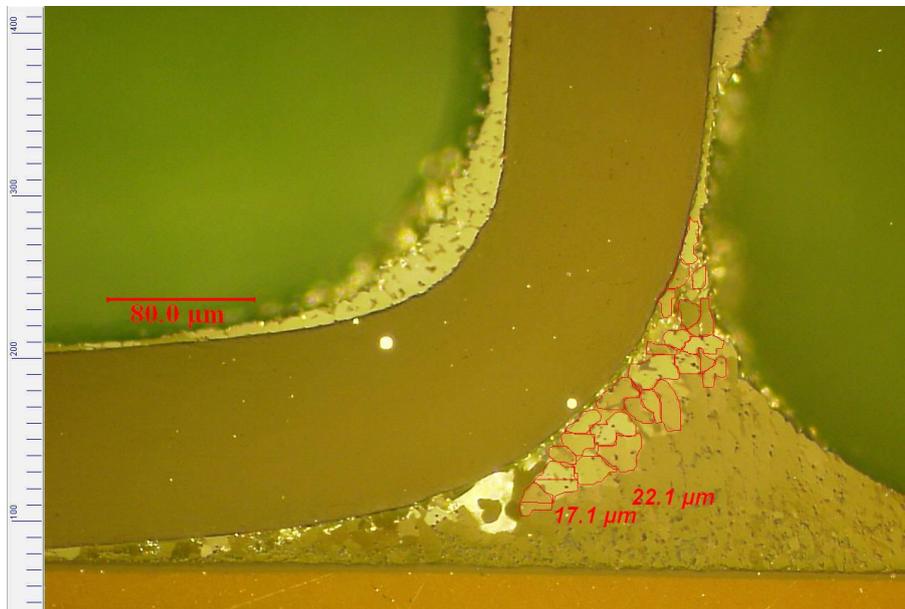
Observation de l'échantillon au microscope avant révélation à $t=750$ VRT



Observation de l'échantillon au microscope après révélation à $t=750$ VRT

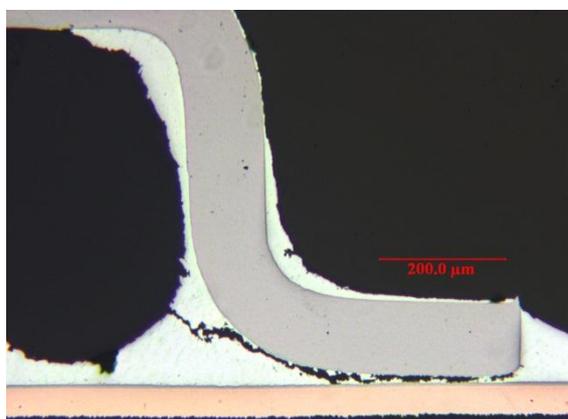
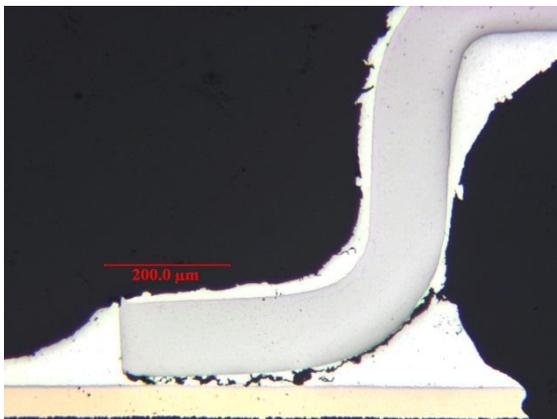


Observation au microscope platine inversée sous lumière polarisée à $t=750$ VRT

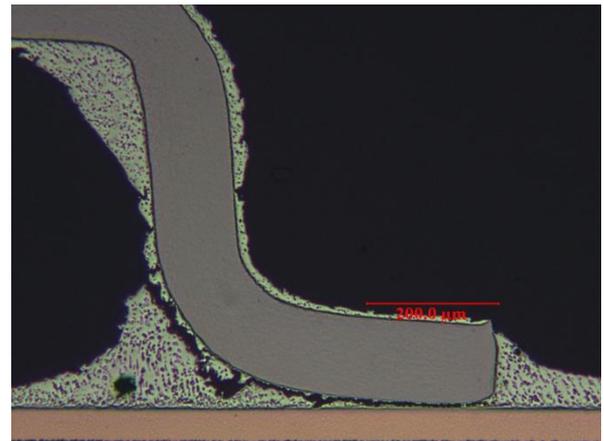
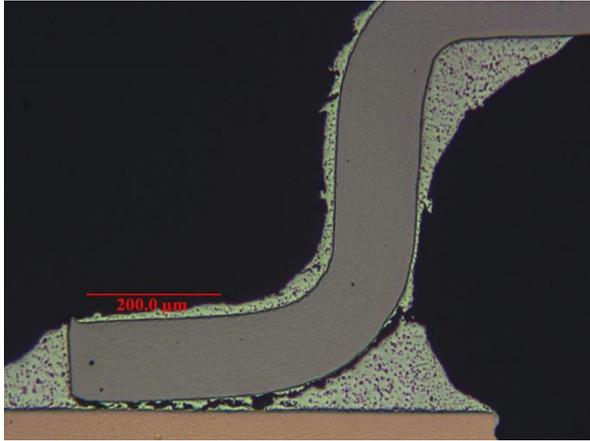


Mesure de la taille des grains d'étain recristallisés à $t=750$ VRT

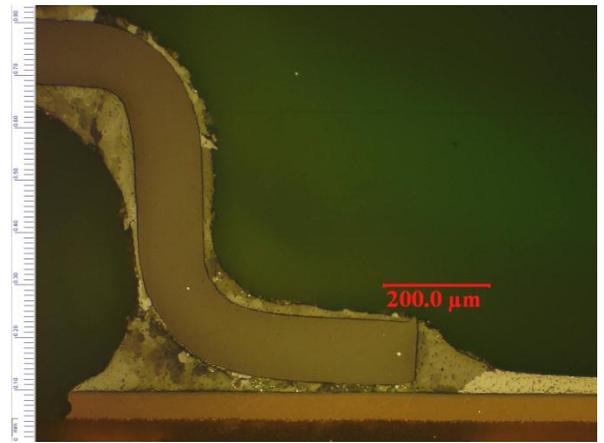
$t=1000$ VRT



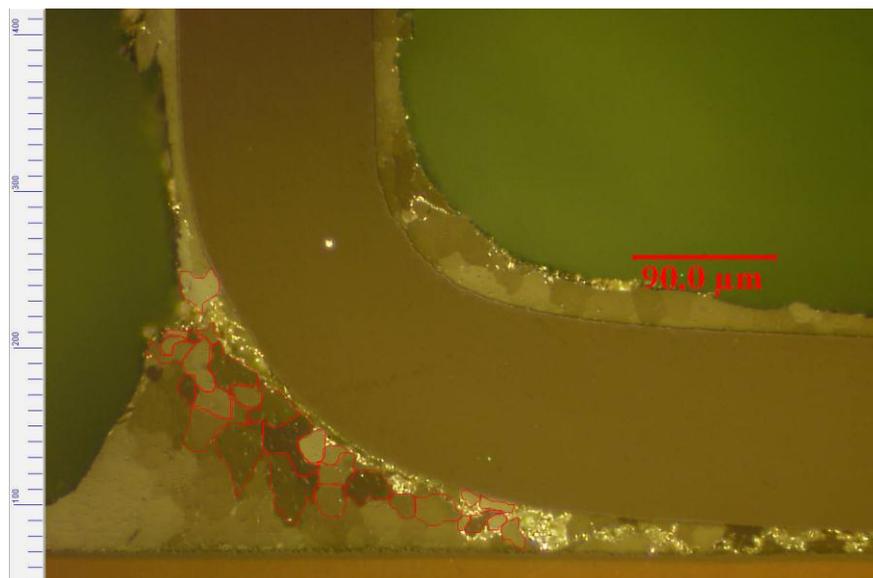
Observation de l'échantillon au microscope avant révélation à $t=1000$ VRT



Observation de l'échantillon au microscope après révélation à $t=1000$ VRT

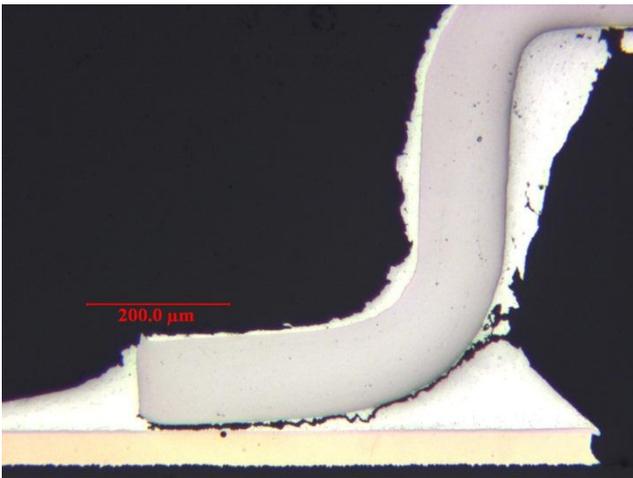


Observation au microscope platine inversée sous lumière polarisée à $t=1000$ VRT

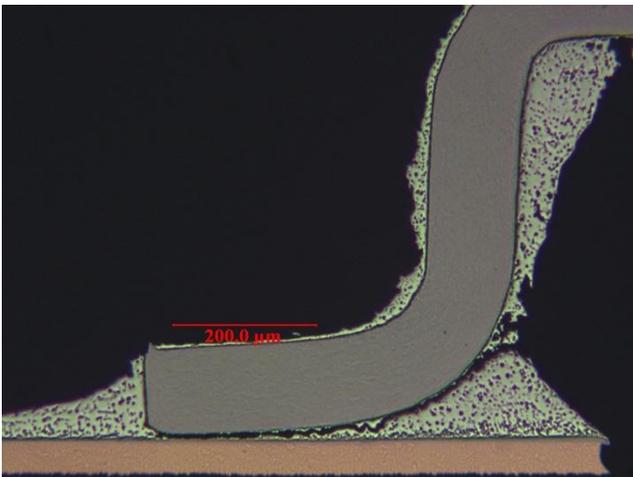
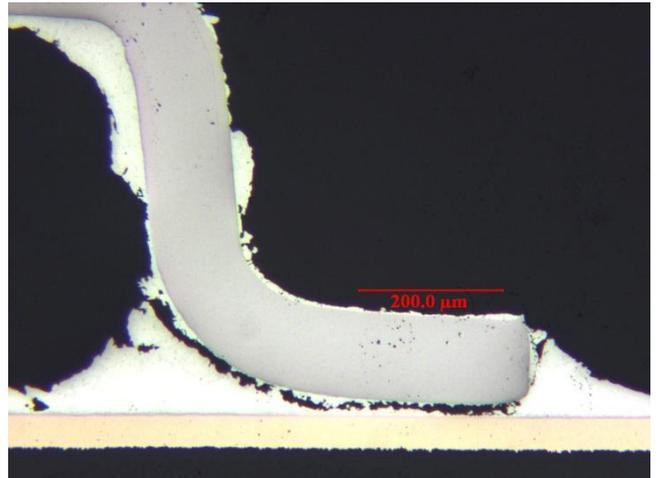


Mesure de la taille des grains d'étain recristallisés à $t=1000$ VRT

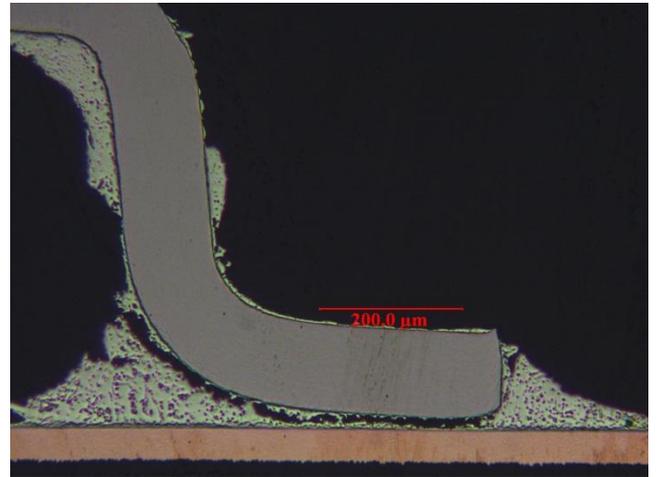
t=1300 cycles



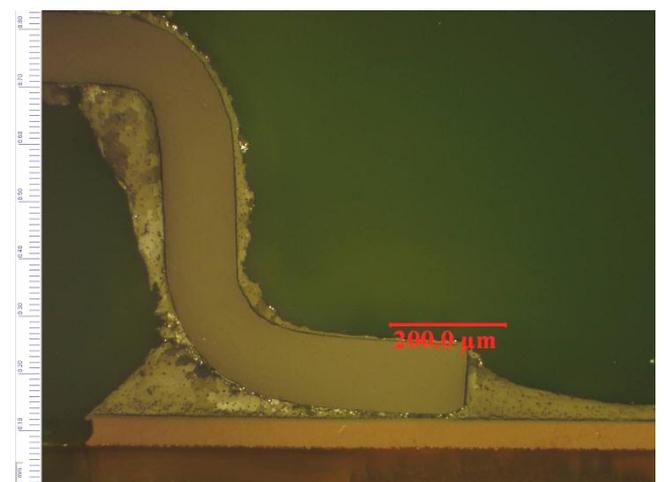
Observation de l'échantillon au microscope avant révélation à t=1300 VRT

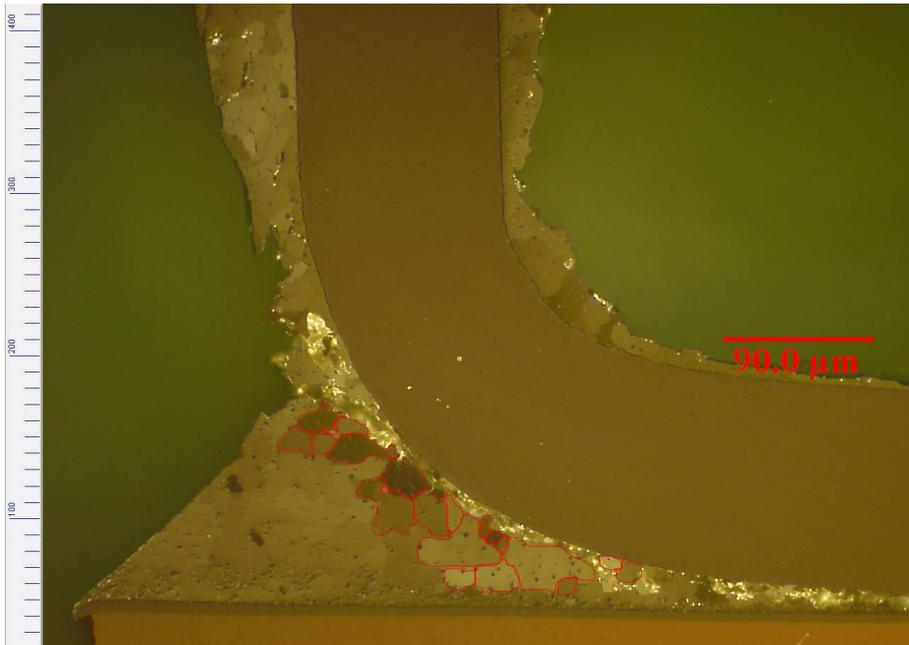


Observation de l'échantillon au microscope après révélation à t=1300 VRT



Observation au microscope platine inversée sous lumière polarisée à t=1000 VRT





Mesure de la taille des grains d'étain recristallisés à $t=1300$ VRT

REFERENCES

- [BLA01] N.Blattau, 'An Engelmaier model for leadless ceramic chip devices with PB-free solder', DfR solutions, 2006.
- [CHA01] S. Chada, W. Laub, R. A. Fournelle, and D. Shanguan (1999) "An Improved Numerical Method for Predicting Intermetallic Layer Thickness Developed during the Formation of Solder Joints on Cu Substrates," J. Electron. Mater., Vol. 28: p 1194-1202.
- [CAL01] M.Osterman, "effect of temperature cycle on the durability lead free interconnect", Calce C05-06.
- [CAL02] M.Osterman, "effect of temperature cycle on the durability lead free interconnect", Calce C06-06.
- [CAL03] Interconnect fatigue damage models, CALCE, University of Maryland.
- [CAL04] Failure mechanism models for cyclic fatigue, CALCE, University of Maryland.
- [CHE01] F Che, J Pang, "Vibration Reliability test and finite element analysis for flip chip solders", Microelectronics reliability, 49, 754-760, 2009
- [CHO01] Anoupam Choubey, 'Intermetallics Characterization of Lead-Free Solder Joints under Isothermal Aging', Journal of electronic material, 2008, p1130.
- [CLE01] J.P Clech, "acceleration factors and thermal cycling test efficiency for lead free SnAgCu assemblies", SMTA conference 25-29 septembre 2005.
- [COF01] L. Coffin, Jr., Met. Eng. Q., Vol 3, p. 15 (1963).
- [COY01] Richard Coyle and Joe Smetana, 'iNEMI lead-free alloy alternatives project report: Thermal fatigue experiments and alloy test requirements', SMTAI, Proceedings p.317-324, October 4-8, 2009, San Diego, CA.
- [DON01] Donald P. Seraphim, Ronald C. Lasky and Che-Yu Li (1989) "Principles of Electronic Packaging," McGraw-Hill Book Company.
- [DUP01] D. DUPRAT «Fatigue et mécanique de la rupture des pièces en alliage léger », Techniques de l'ingénieur, ref.BM5052
- [ELF01] ELFNET, 'Lead-free finishes review', www.elfnet.com, 2007
- [EVA01] J.W.Evans, 'A guide to lead-free solders', physical metallurgy and reliability, 2005, p6-7.
- [FOU01] Fouassier O. « Brasures composites sans plomb de la conception à la caractérisation », Thèse université Bordeaux I, 2001.
- [FRI01] W.Friedrich, 'It's hot and getting hotter, conventionnal and pb-free soldering in the industry', internet Motorola.

- [FUB01] Fubin Song, 'Investigation of IMC thickness effect on lead free solder ball attachment strenght', ECTC 2006, p1996-2003
- [GRA01] J.Graf et al, 'reliability and quality aspects of FBGA solder joint', Forschung & Technology revue, 2008, p 2224-2234.
- [HAN01] C.Handwerker, 'Nemi Pb Free Solder Project', SMTAI – Chicago, September 25, 2003.
- [HIJ01] A.Hijazi, Etude du comportement thermomécanique et de la fiabilité d'assemblages de composants montés en surface, utilisés en environnement automobile sévère, Thèse de doctorat de l'Université Bordeaux 1, février 1993, n° 900.
- [INT01] Semiconductor device reliability failure models, International sematech 00053955-XFR.
- [JOH01] John W.Evans, 'Aguide to lead-free solders', Physical metallurgy and reliability, 2008.
- [KAN01] S.K..Kang, P.Lauro, D.-Y.ShihKang, "Microstructure and mechanical properties of lead-free solders and solder joints used in microelctronic applications", IBM Journal of research and developpement, volume 49, number 4/5, p 607 (2005)
- [KAN02] S. K. Kang, W. K. Choi, D. Y. Shih, D. W. Henderson, T. Gosselin, A. Sarkhel, C. Goldsmith, and K. Puttlitz, *J. Minerals, Metals, & Mater. Soc.* **55**, No. 6, 61–65 (2003).
- [KAN03] S.K.Kang, Won Kyoung Choi, "Ag3Sn plate formation in the solidification of near ternary eutectic SnAgCu", Jounal Of electronic Material, p61-65, 2003.
- [KAN04] S. K. Kang, W. K. Choi, D. Y. Shih, D. W. Henderson, T. Gosselin, A. Sarkhel, C. Goldsmith, and K. Puttlitz, *Proceedings of the 53rd Electronic Components and Technology Conference*, New Orleans, May 2003, pp. 64–70.
- [LAU01] John Lau "effect of ramp-time on the thermal-fatigue life of SnAgCu lead free solder joints" IEEE 2005, p1292-1298
- [LEH01] L.P.Lehman, 'Microstructure and damage evolution in SAC solder joint', IPC SMEMA concil Apex 2005.
- [LEE01] Y. G. Lee and J. G. Duh (1999) "Interfacial morphology and concentration profile in the unleaded solder/Cu joint assembly," *J. Mater. Sc.*, Vol. 10: p 33 – 43.
- [MAN01] S. Manson, "Thermal Stress and Low-Cycle Fatigue," McGraw-Hill, New York, (1966).
- [MEI01] Michael Meilunas and Anthony Primavera, 'Reliability and failure analysis of lead-free solder joint', ECTC 2003, May 27-30, p303-309.
- [MUE01] M.Mueller, S.Wise, "Effect of composition and cooling rate on the microstructure of SAC solder joint", IEEE ECTC 2007, p1879-1588.

- [NOL01] K.C. NORRIS, A.H. LANDZBERG, Reliability of Controlled Collapse Interconnections. IBM J. Res. Develop., vol. 13, p. 266 (1969).
- [OST01] M.Osterman, 'Effect of Temperature Cycle on the Durability Lead Free Interconnect', CALCE, 2005.
- [OST02] M.Osterman, 'Strain range approximation for estimating fatigue life of lead-free solder interconnects under temperature cycle loading', CALCE, 2006.
- [PAN01] N.Pan et al., 'An acceleration model for Sn-Ag-Cu solder joint reliability under various thermal cycles conditions', in Proc, SMTAI, 2006, p.876-883.
- [PAR01] Y.S.Park, " Effect of Sb Addition in Sn-Ag-Cu Solder Balls on the Drop Test Reliability of BGA Packages with Electroless Nickel Immersion Gold (ENIG) Surface Finish", ECTC IEEE 2005.
- [PEC01] M.G.Pecht, 'Microstructural changes under isothermal aging and their influence on thermal fatigue reliability for tin lead and lead-free solder joints', 2007.
- [PIT01] Xavier PITOISET, Thèse «Méthode spectrale pour une analyse en fatigue des structures métalliques sous chargements aléatoires multiaxiaux», université libre de Bruxelles, mars2001.
- [PRA01] K. H. Prakash and T. Sritharan (2001) "Interface Reaction Between Copper and Molten Tin-Lead Solders," Acta Mater., Vol. 49: 2481 – 2489.
- [ROH01] Directive 2002/95/EC of the European Parliament and of the Council of 27 January 2003 on the restriction of the use of certain hazardous substances in electrical and electronic equipment
- [ROU01] Patrick Roubaud, Greg Henshall, 'Thermal fatigue resistance of Pb-free second level interconnect', proceeding SMTAI 2001.
- [SAL01] O.Salmela, 'Acceleration Factors for Lead-Free Solder Material', IEEE transactions on components and packaging technologies, vol. 30, N°4, p. 700-707, December 2007.
- [SAM01] D.Samson, "LF/TFBGA solder ball material SAC 105vs405", ATMEL, March 2007.
- [SCH01] Clemens Schmetterer, 'Database for properties of lead free alloys, ELFNET Meetings, Munich, April 2006.
- [SER01] Donald P. Seraphim, Ronald C. Lasky and Che-Yu Li (1989) "Principles of Electronic Packaging," McGraw-Hill Book Company.
- [SHA01] Sharif A., Chan Y.C, « Interfacial reactions of Sn-3.5%Ag and Sn-3.5%Ag-0.5%Cu solder with electroless Ni/Au metallization during multiple reflow cycles», Journal of materials science : materials in electronics vol.16, p153-158, 2005.

- [SHA02] M. Shaefer, W. Laub, J. M. Sabee, and R. A. Fournelle (1996) "A Numerical for Predicting Intermetallic Layer Thickness Developed During the Formation of Solder Joints," J. Electron. Mater., Vol. 25:p 992-2003.
- [SID01] Jaspreet Sidhu, "Analyse de la microstructure des joints sans plomb des BGAs", Serma technologies, 2005.
- [SOH01] J.E.Sohn, 'Are Lead-free solder joints reliable', Circuit assembly, June 2002.
- [SON01] F.Song & S.W.R Lee, « Investigation of IMC Thickness Effect on the Lead-free Solder Ball Attachment Strength: Comparison between Ball Shear Test and Cold Bump Pull Test Results», ECTC 2006, p 8-16.
- [STE01] Dave S. STEINBERG, «Preventing thermal cycling and vibration failures in electronic equipment», année 2001.
- [STR01] Rudolf Strauss (1994) "Surface Mount Technology," Butterworth-Heinemann Ltd.
- [SUG01] K. Sukanuma (2001) "Advances in lead-free electronics soldering," Current Opinion in Solid State and Materials Science, Vol. 5: 55 – 64.
- [SYE01] Ahmer Syed, 'Accumulated creep strain and energy density based Thermal fatigue life prediction models for SnAgCu solder joint', ECTC 2004, p737-746.
- [SYE02] A.Syed, 'Overview of Reliability Models and Data Needs', TMS 2001
- [SYE03] A.Syed, 'Reliability_of_Lead-Free_Solder_Connections_for Aea-Array packages', IPC SMEMA Council APEX 2001
- [TEC01] Techniques de l'ingénieur, site internet, www.techniques-ingenieur.fr
- [WEE01] Directive 2002/96/EC of the European Parliament and of the Council of 27 January 2003 on waste electrical and electronic equipment (WEEE).
- [WOO01] Tom Woodrow, 'JCAA/JG-PP Lead-Free Solder Project: Thermal Shock Test', March 1 2006, www.jgpp.com.
- [XU01] Xu, 'Intermetallic Growth and Failure Study for SAC/ENIG PBGA Solder joint Subject to Thermal Cycling', Thermal and Thermomechanical Phenomenain Electronics Systems, 2006.
- [YO01] S. Yoon, "effect on stress relaxation on board level reliability of Sn based Pb-free solders" IEEE 2005 p1210-1214.